MATERIALES COMPUESTOS 03

Editores: A. Miravete J. Cuartero

AEMAC

ASOCIACIÓN ESPAÑOLA DE MATERIALES COMPUESTOS

ACTAS DEL V CONGRESO NACIONAL DE MATERIALES COMPUESTOS

Zaragoza, 1, 2 y 3 de Julio de 2003

Organizado por:

Asociación Española de Materiales Compuestos Grupo de Materiales Compuestos de la Universidad de Zaragoza

COMITÉ LOCAL Y DE EDICIÓN

Narciso TolosanaSecretario del CongresoUniversidad de ZaragozaTeresa LabordéUniversidad de ZaragozaJesús CuarteroUniversidad de ZaragozaAntonio MiraveteUniversidad de Zaragoza

MATERIALES COMPUESTOS 03

JUNTA DIRECTIVA DE AEMAC

Federico París Universidad de Sevilla Presidente de AEMAC **Francisco Javier Belzunce** Universidad de Oviedo Vicepresidente de AEMAC Alejandro Ureña Universidad Juan Carlos I de Madrid Secretario de AEMAC Alfonso Corz (*) Universidad de Málaga Alfredo Güemes (*) Universidad Politécnica de Madrid Antonio Miravete (*) Universidad de Zaragoza **Carlos Navarro** (*) Universidad Carlos III de Madrid Jorge Juan Payá (*) Universidad Politécnica de Valencia José María Pintado (*) Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial

(*) Vocales AEMAC

PRESENTACIÓN

El Congreso Nacional de Materiales Compuestos MATCOMP'03, que se celebrará en Zaragoza en Julio del 2003, constituye el quinto que con carácter bienal organiza la Asociación Española de Materiales Compuestos (AEMAC).

Es un motivo de satisfacción para el Grupo de Materiales Compuestos de la Universidad de Zaragoza ser sede de este Congreso cuando se cumplen diez años de la fundación de AEMAC. En esta ocasión, un centenar de ponencias han sido aceptadas para su exposición oral. Hay que subrayar la importante participación empresarial, no sólo en términos de asistencia, sino también como conferenciantes. Empresas representantes de todos los sectores industriales relacionados con los materiales compuestos expondrán sus avances tecnológicos en matrices orgánicas y cementíticas reforzadas con fibras. Mayoritariamente, Universidades y Centros de Investigación darán a conocer sus desarrollos en materiales compuestos con matriz orgánica, metálica, cerámica y cementítica. Está presente también en este Congreso, el área de nano-materiales compuestos, que aunque con minoría de edad, está considerada como una de las líneas prioritarias en todos los países industrializados.

Ha sido también muy relevante la participación de estudiantes de tercer ciclo procedentes de numerosas Universidades españolas, que constituyen la cantera de nuestra tecnología para las próximas décadas.

Como es conocido por todos, hoy la ciencia no tiene fronteras, y nuestro campo, no podía ser una excepción. Aunque éste es un congreso nacional, hay una importante participación de investigadores de otros países. Destaca la participación hispanoamericana, con representantes de Méjico, Ecuador, Venezuela, Colombia y Brasil. Ojalá esta tendencia siga la alza en próximos congresos de AEMAC y podamos establecer un eje de colaboración científico-técnica consolidada a ambos lados del Atlántico. Numerosas ponencias han sido presentadas de forma conjunta por investigadores españoles y de otros países de la Comunidad Europea y de Estados Unidos.

Queremos agradecer a la Junta Directiva de AEMAC por su apoyo incondicional y a todos los socios y amigos de la comunidad de Materiales Compuestos que han respondido de un modo tan positivo a la convocatoria de este Congreso, que esperamos sea fructífero para todos.

Zaragoza, 1 de Julio de 2.003

Los editores

ÍNDICE

PRESENTACIÓN

PARTE I

| An integrated durability analysis of composite materials and structures Stephen W. Tsai |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| MATRIZ ORGÁNICA: DEGRADACIÓN |
| Modelo de degradación de un material compuesto reforzado con fibras de vidrio a partir de la fragmentación de sus fibras A. Turón, J. Costa, B. Corbellá, P. Maimí, J. Vicens |
| Evaluación de la degradación de GPRF en disoluciones acuosas neutras y básicas M.D. Salvador, V. Amigó, O. Sahuquillo, F. Segovia, A. Vicente, C. Sanz |
| Ensayo AMOCO de "blistering" sobre laminados protegidos con gelcoat J. Cuartero, O. Lacámara, A. Miravete, A. Alonso, L. Castejón |
| Influencia del efecto higro-termomecánico en el comportamiento a fractura de materiales compuestos de matriz termoplástica |
| K. Zenasni, M. A. Garcia, J. Vina, A. Arguelles |
| MATRIZ ORGÁNICA: COMPORTAMIENTO CON LA TEMPERATURA |
| Efecto de la baja temperatura en la respuesta ante cargas de impacto de laminados de material compuesto carbono/epoxi T. Gómez-del Río, R. Zaera, C. Navarro |
| Minimización de tensiones en cilindros bobinados mediante pretensado térmico L. Ripoll, J. L. Pérez Aparicio |
| Estudio experimental sobre la protección de los materiales frente a fuego O. Lacámara, J. Cuartero, J. M. Mieres, I. Calvo, J. M ^a Blanco |
| Evaluación de la influencia del envejecimiento higrotérmico en el comportamiento a fluencia de materiales compuestos PEI – fibra de vidrio L. Chacón , A. Argüelles, R. Zenasni, J. Viña |
| FIBRAS NATURALES |
| Estudio de diferentes tipos de agentes compatibilizantes en la conducta de materiales compuestos naturales R. Llano-Ponte, A. Retegi, A. Arbelaiz, I. Mondragón |
| Relaciones composición-propiedades en materiales compuestos de matriz poliolefínica reforzados con fibra de celulosa. |
| C. González, J. Del Campo, P. Cardín, J. O. Fernández, P. García, J. C. Villar |
| Efecto de la modificación de la interfase en el comportamiento de materiales compuestos naturales P. Gañán, C. Jiménez, I. Giraldo, M. Jaramillo, L. Toro, J. Cruz, C. Marieta, I. Mondragón |
| Procesos de extracción biológica como alternativa para la obtención de refuerzos naturales a partir de deshechos del cultivo de banano P. Gañán, R. Zuluaga, A. Ríos, H. Kerguelen, M. Ramírez, A. Arbelaiz, I. Mondragón |

MATRIZ ORGÁNICA: REFUERZOS TEXTILES

| Análisis comparativo de las propiedades mecánicas de materiales compuestos obtenidos a partir de tecnologías textiles tridimensionales ("3D weaving" y "3D braiding") mediante cálculos por elementos finitos a nivel micromecánico |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| A. Chiminelli, J. M. Bielsa, L. Castejón, R. Guzmán de Villoria, N. Tolosana |
| Modelización 3D de "non-crimp fabrics" mediante elementos finitos M. Flores, F. París, E. Graciani |
| Análisis micromecánico del comportamiento de materiales compuestos de fibra de vidrio fabricados mediante 3D "braiding" triaxial. Análisis de sensibilidad según variación del ángulo biaxial de las hebras J. M. Bielsa, N. Tolosana, A. Chiminelli, A. Alonso, M. Carrera |
| Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados realizados con fibra de carbono. Análisis numérico-experimental E. Bernal, J. Cuartero, D. Ranz, M. Van Rijn, C. Nuez, A. Alonso |
| PARTE II |
| Nanotubos de carbono en materiales compuestos Mª Teresa Martínez |
| NANO-MATERIALES COMPUESTOS |
| Aspectos cinético-termodinámicos relacionados con la generación de nanoestructuras en matrices epoxi modificadas con copolímeros de bloques M. Larrañaga, G. Kortaberria, N. Gabilondo, I. Mondragón |
| Nano-materiales compuestos cerámico-polímero: influencia de las condiciones de fabricación en las propiedades mecánicas J. M ^a Gómez de Salazar, A. Soria, M. Ruiz, S. Pedrero, M. I. Barrena |
| Síntesis y caracterización de nuevos materiales compuestos polianilina/nanotubos W. K. Maser, A. M. Benito, M.A. Callejas, M.T. Martínez |
| Desarrollo de nanofibras de carbono. Parte 1: definición y propiedades C. Merino, G. Ruiz, P. Soto, A. Melgar, E. M. Martín, J. Mª Gómez |
| Desarrollo de nanofibras de carbono. Parte 2: posibles aplicaciones y acciones futuras C. Merino, G. Ruiz, P. Soto, A. Melgar, I. Gobernado, N. Villareal, J. M ^a Gómez |
| Desarrollo de transistores mediante filamentos de nanotubos de carbono A. Madroñero |
| Síntesis de materiales compuestos superficiales basados en nanotubos mediante tratamiento con láser T. Seeger, W. K. Maser, A. M ^a Benito, A. Callejas, M ^a T. Martínez, G. de la Fuente, A. Righi, J.L. Sauvajol |
| Comparación entre distintos procedimientos de fabricación de materiales compuestos de matriz epoxi reforzados con nanotubos de carbono. Microestructura y propiedades R. Guzmán de Villoria, A. Miravete, C. Nuez, M.A. Martínez, M. Van Rijn |
| MATRIZ METÁLICA |
| Análisis del comportamiento interfacial de materiales compuestos Al/carbono mediante ensayos de nanoindentación |

| hanomdentaeion | |
|-------------------------------------|-----|
| A. Ureña, M.D. Escalera, M. Sánchez | 251 |

| Influencia del proceso de fabricación en AMCs discontinuos en su comportamiento frente a la corrosión M.D. Salvador, V. Amigó, N. Martínez, D. Busquets |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Fractura de materiales compuestos Ti-6Al-4V/SiC A. Weck, C. González, J. Llorca |
| Efecto de la protección del refuerzo en el comportamiento a corrosión en ambientes húmedos de materiales compuestos AA6061/SiC/20p A. Pardo, M. C. Merino, A. Ureña, S. Merino, F. Vieio y M. Campo |
| MATRIZ ORGÁNICA: CARACTERIZACIÓN Y ENSAYOS MECÁNICOS |
| Caracterización de un material con función gradiente (MFG) MªA Rodríguez, A. Murciego, F Rubio, J. Rubio, M. Suárez, J, Labrador, J. Rosado |
| Análisis del ensayo de fragmentación mediante el método de los elementos de contorno E. Graciani, V.Mantic, F. París, J.Varna |
| Estudios preliminares para la determinación de la resistencia a cortadura interlaminar S _T mediante los ensayos Iosipescu y "Short Beam Shear" J.C.Marín, F. París, J. Cañas, C. A. Méndez, W. Kruis |
| Propuesta de determinación de las propiedades fuera del plano en laminados no homogéneos J. Cuartero, A. Miravete, O. Lacámara, A. Alonso, M. Carrera |
| MATRIZ ORGÁNICA: PROCESOS |
| Simulación del llenado de moldes de espesor variable por transferencia de resina F. Sánchez, R. Torres, J.A. García, F. Chinesta |
| Estudio numérico del efecto borde en el llenado de moldes por RTM R. Torres, F. Chinesta |
| Influencia de los parámetros del proceso de pultrusión sobre el grado de reticulación y las propiedades mecánicas de una resina acrílica reforzada con fibra de vidrio M. Sarrionandia, J. Aurrekoetxea, A. Vázquez, I. Mondragón |
| Influencia del cambio de ángulo de bobinado sobre el comportamiento mecánico de los domos de un depósito |
| a presión en materiales compuestos G. Vargas, J. Cruz, A. Chiminelli, A. Miravete |
| Mecanizado de materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibra de vidrio L. M. Pereira, A. Torres, A. Goncalves, A. Monteiro |
| Aplicación del método Taguchi en el reciclaje de materiales compuestos poliméricos en polímero colado J. Cruz, C. I. Barreto, M. Gutiérrez, A. M. Correa, L. C. Isaza |
| Una reseña sobre las ventajas de los procesos de inyección de resina líquida en molde cerrado A. R. Harper |
| Nueva comprensión del método RTM "Light" y su optimización A. R. Harper |
| MATRIZ ORGÁNICA: FIBRAS DE CARBONO DE ALTAS PRESTACIONES |

| Nuevas tecnologías en la fabricación de barras estructurales | |
|--------------------------------------------------------------|-----|
| A. de Benito, S. Diez, G. Molina, J.M. Martínez | 397 |

| Análisis mediante M.E.F. del comportamiento del anillo de fuselaje de un avión de pasajeros de gran capacidad fabricado con materiales compuestos trenzados J. M. Bielsa, V. Berrueco, M. Carrera, A. Alonso, A. Chiminelli, J. M. Martín, I. Márquez |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Análisis comparativo de tecnologías textiles avanzadas (2D y 3D "braiding") aplicadas al diseño y cálculo de un componente estructural de aplicación aeronáutica mediante M.E.F. J.M. Bielsa, E. Bernal, R. Guzmán de Villoria, C. Nuez, L. Castejón, J.M. Martín, I. Márquez415 |
| Preparación de materiales compuestos de matriz de oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono. J. Rubio, F. Rubio, J. L. Oteo |
| MATRIZ ORGÁNICA: APLICACIONES EN ENERGÍA |
| Estudio aerodinámico y selección de materiales de una pala aerogeneradora de 6 MW G. Hauke, M. García-Rodríguez, E. Bernal, J. Cuartero, A. Miravete |
| Predimensionado de palas aerogeneradoras de gran tamaño mediante un método de cálculo por secciones y algoritmos genéticos. Aplicación a una pala de 6 MW E. Bernal, J. Cuartero, C. Nuez, A. Miravete, J.C. Román, G. Hauke, M. García |
| |
| Análisis numérico - experimental de uniones "T-bolt" V. Martínez, A. Güemes |
| Optimización de diseño de palas aerogeneradoras en materiales compuestos mediante algoritmos genéticos N. Tolosana, M. Lizaranzu |
| PARTE III |
| Aplicaciones de materiales compuestos en el refuerzo de estructuras de hormigón J. Mieres |
| MATRIZ ORGÁNICA: DAÑO Y FATIGA |
| Influencia del encadenamiento de daño en la resistencia a tracción de un material compuesto de matriz termoplástica reforzado con fibra de vidrio M A Carcía L Viña M A Castrillo A Argüelles L Viña |
| Fit. A. Garcia, I. Vina, M. A. Castrino, A. Arguenes, J. Vina |
| refuerzo de fibras de vidrio y de carbono ante secuenciación de daño M. A. Cargía I. Chagán A. Fornández Cantoli A. Argiiallos I. Vião |
| Identificabilidad da dafaataa an materialaa laminadaa commusataa |
| G. Rus, S. Y. Lee, R. Gallego |
| Simulación con elementos de descohesión de la deslaminación en modo mixto variable mediante un acoplamiento energético |
| J. Costa, A. Turón, P. Camanho, N. Blanco, N. Gascons515 |
| Modelo de regresión general de las curvas S-N para la estimación de la vida a fatiga de un material compuesto |
| B. Corbellá, J. A. Mayugo, J. Renart, D. Trias, S. Oller |
| Alternativas de cálculo a fatiga de componentes en material compuesto sometido a esfuerzos multiaxiales J. Renart, M. Masó, J. A. Mayugo, P. Maimí, A. Turón |
| Análisis dinamomecánico macroscópico (M-DMA) sobre compuestos estructurales de PA reforzada con fibra de vidrio corta |
| I. Carrascal, J. A. Casado, F. Polanco, F. Gutiérrez-Solana |

| Comportamiento mecánico de materiales compuestos con microestructuras multifractales A. Balankin, O. Susarrey H, L. H. Hernández , G. Urriolagoitia |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Caracterización experimental de la deslaminación en modo mixto por fatiga en un material compuesto N. Blanco, K. Gamstedt, L. Asp, A. Turón, J. Costa |
| Comportamiento mecánico a largo plazo de tuberías de plástico reforzadas con fibra de vidrio A. Vieira, J. Reis, A. T. Marques, A. J. M. Ferreira, R. M. Guedes |
| MATRIZ ORGÁNICA: APLICACIONES INDUSTRIALES Y EN CONSTRUCCIÓN |
| Simulación y ensayo del vuelco de autobuses construidos en materiales compuestos L. Castejón, J. Cuartero, M. Van Rijn, R. Guzmán de Villoria, M. A. Martínez, P. Santolaya, E. Romeo, C. Roca |
| Diseño de bastidores de automóviles en materiales compuestos J. Abad, L. Castejón, D. Ranz, C. Nuez, M. Á. Martínez |
| Introducción al método de los algoritmos genéticos y su aplicación a la optimización de estructuras en materiales compuestos M. Lizaranzu, N. Tolosana |
| |
| requerimientos resistentes y de rigidez diferencial M. Lizaranzu, N. Tolosana |
| Análisis y optimización mediante M.E.F. de aisladores eléctricos fabricados con materiales compuestos trenzados (2D y 3D "braiding"), así como su unión A. Alonso, J. M. Bielsa, D. Ranz, M. Van Rijn, M. Carrera, R. Lundström |
| Obtención de correlaciones numérico-experimentales sobre una brida de aislador eléctrico sometida a flexión realizada en tecnologías textiles 2D "braiding" M. Carrera, J.M. Bielsa, N. Tolosana, L. Castejón, D. Ranz, R. Lundström |
| Reducción de vibraciones de máquina herramienta mediante revestimiento de piezas estructurales con material compuesto de fibra de carbono G. Aretxaga, G. Castillo, F. Cortes, M. Iragi, M. Mateos, I. Urrutibeascoa |
| FRP - La importancia de la correcta elección del hilo de refuerzo en aplicaciones frente a corrosión |
| P. Comino, R. Sánchez |
| Utilización de materiales compuestos para el aligerado de forjados D. Ranz, O. Lacámara, R. Guzmán de Villoria, J.M. Mieres, I. Calvo |
| Aplicaciones en la arquitectura: el Gran Hotel de Portugalete y los Túneles de Artxanda I. Jareño |
| PARTE IV |
| Aplicaciones industriales en fibra de carbono J. L. León |
| PROBLEMAS NO-LINEALES |
| Análisis de la respuesta mecánica de un material "neo-Hookean" reforzado unidireccionalmente con fibra larga J. Merodio, A. Rodríguez |

| Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados. Parte I: análisis mediante M.E.F. de choque de probetas tubulares J.M. Bielsa, A. Chiminelli, A. Alonso, M. Van Rijn, N. Tolosana, J. Brandt, A. Gessler |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados. Parte II: aplicación en la industria del automóvil J.M. Bielsa, E. Bernal, M. A. Martínez, A. Chiminelli, M. Carrera, J. Brandt, A. Gessler |
| Teoría de mezclas serie-paralelo avanzada para el análisis de materiales compuestos F. Rastellini, S. Oller, O. Salomon, E. Oñate |
| INESTABILIDADES Y DEFECTOS TRANSVERSALES |
| "Kinking" de grietas transversales de interfase entre fibra y matriz de materiales compuestos fibrosos E. Correa, F. París, V. Mantic |
| Evaluación del índice de liberación de energía en grietas transversales y de delaminación en laminados 0/90 simétricos |
| F. París, A. Blázquez, V. Mantic, N. L. McCartney |
| Inestabilidades en materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio sometidos a cargas de compresión J. Merodio |
| Inestabilidades de la fibra refuerzo en materiales compuestos: doblaje de la fibra y despegue de la fibra J. Merodio, R.W. Ogden |
| ANÁLISIS MECÁNICO |
| Software destinado al cálculo de láminas unidireccionales en materiales compuestos J.M. Aulí, F. Blanch |
| Campo de desplazamientos de laminados unidireccionales sometidos a flexión oblicua F. Mujika, I. Mondragón |
| Una formulación de 3 ^a orden con interpolación multicuadrática para el análisis de vigas de materiales compuestos J. M. Ferreira |
| Solución generalizada para piezas cilíndricas de material compuesto J. L. Pérez Aparicio, L. Ripoll |
| Resolución de modelos constitutivos de un compuesto mediante redes neuronales D. Trias, F. Zalamea, J. E. Hurtado, P. Maimí, J. Costa |
| Expresiones explícitas de los autovectores ortonormalizados para materiales transversalmente isótropos en el formalismo de Stroh. Aplicación al análisis de singularidades en uniones adhesivas. A. Barroso, V. Mantic, F. París |
| REFUERZO DE ESTRUCTURAS DE HORMIGÓN |
| Comportamiento axial de columnas de hormigón reforzadas con encamisado de material compuesto R. Perera, A. Recuero, A. De Diego, C. López |
| Reacondicionamiento sísmico de pilares de hormigón armado con material compuesto R. Perera, E. Alarcón |
| Ensayo de pilares cuadrados de hormigón armado reforzados con FRP C. López, A. Recuero, J. P. Gutiérrez, A. De Diego, R. Perera |

Hormigones armados: procesos de corrosión metálica de armaduras embebidas en hormigones que contienen cenizas de lodos de depuradora (CLD)

P. Garcés, J. Payá, M.V. Borrachero, E. G^a Alcocel, J. J. Morenilla, L. G^a Andión, J. J. Martínez....857

MATRIZ CEMENTÍTICA: FIBRAS DE VIDRIO ALCALI-RESISTENTES

| Morteros de cemento compuestos con fibras AR y puzolana procedente de catalizadores FCC usados: resultados preliminares J. Payá, M. V. Borrachero, J. Monzó, M.Bonilla, C. León, L. Soriano |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| El GRC, un material de altas prestaciones P. Comino |
| Fabricación rápida de moldes en poliestireno expandido R. Sánchez, P. Comino |
| El efecto del contenido de hilos cortados de fibra de vidrio y su longitud en las propiedades del GRC fabricado por el método Premix R. Sánchez, P. Comino |
| MATRIZ CEMENTÍTICA: COMPORTAMIENTO |
| Estudio sobre la durabilidad en un mortero polimérico C. Galan, J. Roa, M. Olivares |
| Comportamiento puzolánico del catalizador usado de craqueo catalítico (FCC) de distintos orígenes: aplicaciones a materiales compuestos de matriz hidráulica J. Payá, M. V. Borrachero, J. Monzó, E. Pallarés, E. Peris-Mora, L. Soriano |
| Desarrollo de nuevos hormigones compuestos con fibras de caucho procedentes de neumáticos usados: microestructura y propiedades mecánicas J. L. Akasaki, P. Serna, J. Payá, B. Reyes |
| Nuevos hormigones conteniendo residuos de depuradoras de aguas residuales urbanas: incorporación de pellets de secado térmico (PLD) J. Payá, M.V. Borrachero, J. Monzó, P. Calderón, J.J. Morenilla |
| Estudio experimental sobre el comportamiento de las uniones de paneles tipo sándwich O. Lacámara, J. Cuartero, L. Castejón, J. M. Mieres, I. Calvo |
| Empleo de polímeros tensoactivos naturales como aditivos inclusores de aire en hormigón celular D. Revuelta, L. Fernández Luco, M. J. Lana, J. Polo |

An Integrated Durability Analysis of Composite Materials and Structures

Stephen W. Tsai

Stanford University









Our Approach to Durability of Composites

Fatigue, creep, or static loading Cycles to failure Time to failure

Temperature

Moisture

Ply orientations Applied stress state Geometry

Accelerated Testing Methodology

applicable to wide ranges of loads, temperatures, etc.

Failure Analysis

SIFT modified for timeand temperature-dependence

Durability database applicable to wide ranges of applications



Analytical Models

Strain Invariant Failure Theory (SIFT)

- Predicts initial and final failure of composite structures

Micromechanics

- Predicts 3-D ply properties and strain magnification factors

Accelerated Testing Methodology (ATM)

- Rapid generation of durability database as master curves

Linear Cumulative Damage Law (LCD)

- Life estimation under combined fatigue/creep loads
- Residual strength prediction











Contents

- **1. Introduction**
- 2. Accelerated Durability Assessment
- 3. Strain Invariant Failure Theory
- 4. Micromechanics Analysis
- 5. Accelerated Testing Methodology
- 6. Stanford Software
- 7. Conclusions

Micromechanics Analysis

- Based on realistic 3-D FEA models
- · Comprehensive & precise investigations
- 150,000 values in the library

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{mech}^{(i)} = \mathbf{M}^{(i)} \overline{\boldsymbol{\varepsilon}}_{mech} + \mathbf{A}^{(i)} \Delta T$$

- 18 components in the Strain Magnification Factor
- 3 strain invariants in the fiber and the resin
- 37 locations in the fiber and resin
- 2 models : Square or Hexagonal
- 7 fiber volume fraction ranging from 0.35~0.75
- 17 E_f/E_m ratios ranging from 1~1000
- 2 Loads : mechanical & thermal loads
























































Conclusions

- 1. The material master curves applicable to wide ranges of loads and environments can be generated through accelerated testing using the time-temperature superposition.
- 2. When combined with a powerful failure theory such as SIFT, the material master curves are independent of the layup, fiber volume fraction, or the test technique and are intrinsic to the materials.
- 3. The material master curves and SIFT combination can be used to predict the strength, life, and the remaining strength of composites at infinite varieties of geometry, loads and environments.
- 4. Accelerated insertions of new materials and processes are made possible through the rapid durability assessment using more focused and efficient durability tests.

Modelo de degradación de un compuesto reforzado con fibras de vidrio a partir de la fragmentación de sus fibras

A.Turón, J.Costa, B.Corbellá, P.Maimí, J. Vicens

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona, España.

RESUMEN

Las fibras cerámicas (de carbono o vidrio mayoritariamente), que se utilizan como refuerzo en los materiales compuestos, poseen una resistencia muy variable, consecuencia de la presencia de defectos o grietas superficiales. Además, la resistencia media de la fibra depende de su longitud. Debido a esta variabilidad en la resistencia de las fibras, cuando se somete un compuesto a una cierta carga axial, se suceden de manera estocástica, una serie de roturas en las fibras del compuesto.

En el caso de fibras de vidrio, las roturas que se suceden en la fibra también pueden ser consecuencia de la fatiga de las fibras, pues es bien conocida la degradación temporal de la resistencia residual del vidrio, debido a un fenómeno estático de degradación química (fatiga estática) bajo tensiones.

En los puntos donde se ha producido una rotura, la tensión axial en la fibra es nula, aumentando ésta a medida que nos alejamos del punto de rotura hasta llegar a un valor constante. Esta redistribución de tensiones provoca una disminución en la rigidez aparente del compuesto.

En esta comunicación se presenta un modelo de degradación que permite la evaluación de la disminución de la rigidez aparente en el compuesto a medida que aumenta la fragmentación de la fibra, con acoplamiento de la fatiga estática de las fibras de vidrio.

Este modelo de degradación se formula a partir de la ley de redistribución de tensiones, de la función de distribución de la distancia entre roturas y del número de roturas que se suceden en la fibra. La evolución del número de roturas se realiza en el dominio temporal, puesto que las fibras sometidas a una cierta deformación en el tiempo padecen fatiga estática, la cual puede provocar nuevas roturas.

1. INTRODUCCIÓN

Al someter un composite reforzado con fibras frágiles (de carbono o vidrio, mayoritariamente) a una cierta carga, se suceden de manera estocástica una serie de roturas en la fibra. Cuando se produce una rotura en la fibra, la tensión axil que soporta ésta en este punto es nula, mientras la carga se transfiere mediante el cortante que aparece entre fibra y matriz. La tensión que soporta la fibra aumenta hasta alcanzar un valor constante, a una cierta distancia del punto donde se ha producido la rotura. Esta distancia se conoce como la longitud de recubrimiento y se puede caracterizar mediante modelos llamados *shear lag*, véase Kim (1998) y Kelly Tyson (1965) por ejemplo. Esta redistribución de tensiones debida a la aparición de roturas en la fibra, provoca una pérdida en la rigidez aparente del composite.

El fallo de las fibras esta controlado por la distribución estadística de los defectos o grietas superficiales inherentes a ellas o que han aparecido durante el proceso de fabricación y manufactura de éstas, o durante el proceso de conformación del composite. Las roturas se producen en las zonas donde los defectos o grietas superficiales son mayores, de manera que el tratamiento de la fractura de las fibras cerámicas se basa en el conocimiento de la distribución y tamaño de las grietas superficiales a lo largo de la fibra así como de dinámica del crecimiento de estas grietas, influencia de la humedad, tensión y temperatura en la velocidad de crecimiento, en el caso de las fibras de vidrio, (Tomozawa 1996).

En esta comunicación se presenta un modelo de degradación que permite evaluar la tensión aparente en el composite a partir de la fragmentación de la fibra. Para ello primero se analiza el proceso de fragmentación de la fibra, tanto en casos estáticos como en problemas por fatiga estática, y luego formular el modelo de degradación.

2. FRAGMENTACIÓN DE LA FIBRA

Para abordar la problemática de la fragmentación de la fibra, es de vital importancia conocer su resistencia, a partir de la cual se podrá estimar el número de roturas que se producen en ella, así como la longitud de los distintos fragmentos en los que se divide a medida que aumenta el número de roturas.

2.1 Resistencia estática

La fractura de una fibra de vidrio se produce cuando el factor de intensidad de esfuerzos, K_I , supera la tenacidad a fractura en modo I, K_{IC} . El factor de intensidad de esfuerzos se determina a partir de la tensión aplicada, σ , la longitud de la grieta, a, y de un factor geométrico, Y,

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{a} \tag{1}$$

De la ecuación 1 se deduce que la resistencia del vidrio depende de la grieta de tamaño mayor presente en la superficie y de factores intrínsecos del material. El tamaño de las grietas presentes en la superficie presenta una gran variabilidad, de manera que la resistencia de las fibras cerámicas presenta una gran dispersión. Para modelar la resistencia de las fibras cerámicas, (Kingery y Bowen, 1976), se utiliza ampliamente la distribución estadística de Weibull (Weibull, 1952)

$$P(\sigma, L) = 1 - e^{-\frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{\rho}}$$
(2)

Donde, L_0 es un parámetro de escala de la longitud, σ_0 es un factor de escala de la tensión, L la longitud de la fibra, σ es la tensión aplicada y ρ el parámetro de forma de la distribución de Weibull. La variabilidad de la resistencia estática de la fibra será menor cuanto mayor sea el coeficiente ρ . De la misma manera, cuanto mayor sea la longitud de la fibra, mayor será la probabilidad que ésta se rompa.

2.2 Resistencia a fatiga estática

Es bien conocido el problema de la fatiga estática que padece por ejemplo el vidrio en presencia de humedad. La fatiga estática se puede abordar caracterizando la velocidad de crecimiento de las grietas en función de los parámetros más relevantes (humedad, temperatura y tensión aplicada). Para ello se utiliza una ley potencial:

$$\frac{da}{dt} = A \left(\frac{K_I}{K_{Ic}}\right)^n \tag{3}$$

Dónde *a* es el tamaño de la grieta, *A* y *n* son parámetros empíricos. La dependencia entre la tensión aplicada y el tamaño de la grieta es implícita mediante el factor de intensidad de esfuerzos, K_I , mientras la dependencia con la temperatura se introduce con el factor *A*.

Al someter una fibra a una historia de tensiones, integrando la ecuación 3, se obtiene la evolución del tamaño de la grieta con el tiempo, evolucionando así su resistencia última asociada, la cual se obtiene mediante la ecuación siguiente:

$$\left(\sigma^{u}(\mathbf{t})\right)^{n-2} = B \cdot \int_{t} \sigma(\tau)^{n} \cdot d\tau + \left(\sigma^{u}(0)\right)^{n-2}$$
⁽⁴⁾

Dónde $\sigma^u(0)$ es la resistencia inicial, $\sigma^u(t)$ es la resistencia en el instante t Y B es una constante del material (bajo condiciones isotérmicas):

$$B = \left(1 - \frac{n}{2}\right) \cdot A \cdot \left(\frac{Y}{K_{IC}}\right)^2$$
(5)

La ecuación 4 proporciona la degradación de la resistencia última debido a la fatiga estática que padecen las fibras de vidrio. Al someter un composite a una historia de carga, en el instante t, todas las grietas que inicialmente tenían una resistencia última asociada inferior a un cierto valor, σ^* , se romperán debido al crecimiento de las grietas. Este valor se obtiene reordenando términos en la ecuación 4:

$$\sigma^* = \left(\left(\sigma(t) \right)^{n-2} - B \cdot \int_t \sigma(\tau)^n \cdot d\tau \right)^{\frac{1}{n-2}}$$
(6)

En la figura 1 se simula la evolución la distribución de probabilidad acumulada del número de roturas en un instante t con una tensión constante aplicada. Se observa que en el instante t₁, con una tensión aplicada σ , la probabilidad de fractura es de 0.761, mientras que si se realiza la estimación utilizando la distribución inicial, mediante la ecuación 6, σ *, la probabilidad de fractura es de 0.762. Se observa que la diferencia entre los dos valores es muy pequeña, de manera que en adelante se utilizara la ecuación 6 para abordar el problema de la fatiga estática utilizando la distribución de Weibull inicial.



Fig. 1 – Evolución de la probabilidad de fractura. Distribución acumulada, Distribución acumulada en el tiempo t1, Valor estimado utilizando la distribución inicial. σ =1750MPa,t₁=2·104s. Parámetros de Weibull: σ_0 =5000MPa y ρ =8. Parámetros de la velocidad de crecimiento de grieta: A=0.022, n=25, Kic=0.75 MPa·m^{0.5}, Y= π .

2.3 Densidad de roturas y longitud de los fragmentos de la fibra

De la ecuación 2 se puede demostrar que el número de roturas que se producen en la fibra sigue una ley de Poisson, (Gulino y Phoenix, 1991), de manera que la densidad media

esperada de roturas, Λ , esto es, en número de roturas por unidad de longitud, se obtiene mediante la expresión:

$$\Lambda = \frac{1}{L_0} \left(\frac{s}{\sigma_0} \right)^{\rho} \tag{7}$$

Donde *s*, es la tensión aplicada para el caso estático ($s = \sigma$) y el valor obtenido mediante la ecuación 6 para el caso a fatiga estática ($s = \sigma^*$).

De la estadística se deduce que si el número de roturas sigue una ley de Poisson, luego, la distancia entre dos roturas consecutivas, esto es, la longitud de los distintos fragmentos en los que se divide la fibra sigue una ley exponencial (Andersons, et al. 2001):

$$f(x) = \Lambda \cdot e^{-\Lambda \cdot x} \tag{8}$$

3. MODELO DE DEGRADACIÓN

Debido a la redistribución de tensiones que se produce en los puntos donde es ha producido una rotura, la rigidez aparente del composite disminuye, de manera que se observa una pérdida de linealidad en la curva tensión-deformación. Para la formulación del modelo de degradación, primero se obtiene la evolución de la tensión aparente en la fibra y luego se introduce en la ecuación constitutiva del composite, utilizando la ley de mezclas y considerando que la degradación que se producen en la matriz es nula o despreciable

3.1 Evaluación de la tensión aparente en la fibra

La redistribución de tensiones que se utiliza en esta comunicación es el modelo de transmisión por cortante formulado por Kellly y Tyson (1965), y que asume un incremento lineal de la tensión desde el lugar donde se ha producido la rotura hasta alcanzar un valor constante, $E_{\rm f}\epsilon$.



Fig. 2 – Perfil de tensiones en un fragmento de fibra. Modelo formulado por Kelly y Tyson (1965)

Con este modelo se estima el valor de la longitud de recubrimiento:

$$l_{ex} = \frac{r}{\tau} \frac{E_f \cdot \varepsilon}{2} \tag{9}$$

Donde r es el radio de la fibra y t el máximo cortante capaz de transferirse entre fibra y matriz.

De la figura 2 se desprende que la evaluación de la tensión media en un fragmento de fibra, debe hacerse diferenciando si la longitud del fragmento es mayor o menor a dos veces la longitud de exclusión:

$$\sigma(x) = \begin{cases} E_f \cdot \varepsilon \cdot \frac{x}{4 \cdot l_{ex}} & x \le 2 \cdot l_{ex} \\ E_f \cdot \varepsilon \cdot \left(1 - \frac{l_{ex}}{x}\right) & 2 \cdot l_{ex} \le x \le L \\ E_f \cdot \varepsilon & x \ge L \end{cases}$$
(10)

El valor esperado de la tensión aparente en la fibra, dado que la longitud de los fragmentos en los que subdivide la fibra sigue una ley estadística, se obtiene mediante la ecuación:

$$\sigma_m = \langle \sigma(x) \rangle = \int \sigma(x) \cdot f(x) \cdot dx \tag{11}$$

De las expresiones 8,10 y 11 se obtiene el valor esperado de la tensión aparente en la fibra:

$$\sigma_m = E_f \cdot \varepsilon \left(\frac{1 - e^{-2l_{ex}\Lambda}}{4l_{ex}\Lambda} + \frac{e^{-2l_{ex}\Lambda}}{2} + \Lambda l_{ex} \left[\Gamma(0,\Lambda L) - \Gamma(0,2l_{ex}\Lambda) \right] \right)$$
(12)

Donde $\Gamma(0, x)$ es la función *Gamma*:

$$\Gamma(0,x) = \int_{x}^{\infty} \frac{e^{-t}}{t} dt$$
⁽¹³⁾

3.1.1 Comprobación experimental

Mediante la espectrografía de Raman es posible obtener el perfil de tensiones (o deformaciones) a lo largo de la longitud de la fibra (Young et al. 2001). A partir de los datos obtenidos mediante la espectrografía de Raman se calcula la disminución de la aparente en la fibra, σ_m respecto el caso lineal, $E_f \varepsilon$, en función de la deformación aplicada, ε . En la figura 3 se comparan los resultados obtenidos experimentalmente (Yount et al. 2001) con los resultados proporcionados por la ecuación 12.

La fibra utilizada es de vidrio tratada con HNO₃, de 14mm de longitud y 120 μ m de diámetro (Young et al. 2001). Los parámetros característicos de la fibra son: L₀=10mm, σ_0 = 300MPa, una tensión de cortante máxima fibra-matriz de 15MPa, obtenidos por Thongpin (1998).



Fig. 3 – Relación entre la disminución media en la fibra y la matriz, para una fibra de fibra de vidrio tratada con HNO_3 de diámetro $120\mu m$, con matriz epoxy. • datos experimentales obtenidos mediante espectografia de Raman, - ajuste mediante modelo ecuación 12.

3.2 Modelo de degradación

Para la formulación del modelo de degradación del composite se utiliza la ley de mezclas, asumiendo que la degradación de la matriz es nula. La tensión aparente en el composite se obtiene mediante la siguiente ecuación,

$$\sigma = \left[\left(1 - d_f \right) E_f + E_m \right] \varepsilon \tag{14}$$

Donde E_f , v_f , y E_m , v_m son los módulos de Young y fracción volumétrica de fibra y matriz, respectivamente, y la variable de dañon d_f se obtiene a partir de la ecuación 12

$$d_{f} = 1 - \left(\frac{1 - e^{-2l_{ex}\Lambda}}{4l_{ex}\Lambda} + \frac{e^{-2l_{ex}\Lambda}}{2} + \Lambda l_{ex} \left[\Gamma(0,\Lambda L) - \Gamma(0,2l_{ex}\Lambda)\right]\right)$$
(15)

4. RESULTADOS

La ecuación 14 se utiliza para simular la evolución de la curva tensión deformación en un composite unidireccional de fibra de vidrio. Se ha realizado un ensayo de tracción uniaxial y se comparan los resultados obtenidos con los obtenidos mediante la ecuación 14. En la figura se observa como el modelo de degradación es capaz de simular la pérdida de rigidez.



Fig. 4 –Curva tensión deformación para un caso de tracción uniaxial. Datos del material: E_f =74000Mpa, $v_f = v_m = 0.5$, $E_m = 3000$ Mpa, d=0.010mm, $\sigma_0 = 1600$ MPa, $\tau = 43$ MPa, L/L0=0.

El modelo también permite explicar los resultados obtenidos por diversos autores, en los que se observa que las curvas de fatiga en compuesto de fibra de vidrio dependen de la frecuencia la que se aplican los ciclos de carga, observándose que la influencia del tiempo es mayor que la del número de ciclos. Mediante la ecuación 14 también se puede obtener la evolución de la tensión aparente con el número de ciclos, para ello únicamente es necesario sustituir la ecuación 6 en la determinación de la densidad de roturas. El modelo se compara con resultados experimentales obtenidos de Mayer (1996).



Fig. 5 – Comparación entre la disminución de la tensión aparente respecto el caso lineal con datos experimentales (Mayer 1996)

5. CONCLUSIONES

Se ha formulado un modelo de degradación para composites reforzados con fibras frágiles. El modelo propuesto resulta válido para fibras frágiles y en estados iniciales del proceso de fragmentación de la fibra. En estados más avanzados el proceso está controlado por la ruptura masiva de las fibras, formando clusters, el crecimiento de los cuales provoca el fallo del composite. El modelo además, permite abordar el problema de la fatiga estática.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo lo ha financiado la DGICYT mediante contrato: MAT 2000-0741-C02. El primer autor agradece la beca BR01/09 concedida por la Universidad de Girona.

REFERENCIAS

KIM, J.K, MAI, Y.W. (1998) Engineered interfaces in fiber reinforced composites.
Elsevier
KINGERY, W.D. BOWEN, H.K. (1976) Wiley & Sons,
MAYER, R.M.(1996) Design of composite structures against fatigue. MEP.
ANDERSONS, J. et al., (2001), Composites Part B, 32(4):323-32
GULINO, R. PHOENIX, S.L. (1991), J. Mat. Sci.. 26: 3107-3118
KELLY, A. TYSON, W.R. (1965). J. Mech. Phys. Sol., 13, 989-91
THONGPIN, C. (1998). PhD thesis. UMIST
TOMOZAWA, M. (1996) Annu.Rev. Mater.Sci., 26: 43-74
WEIBULL, W. (1952). ASME J. 293-97.
YOUNG R.J., et. Al. (2001), Composites Part A. (32) :253-269

Evaluación de la degradación de GPRF en disoluciones acuosas neutras y básicas

M. D. Salvador, V. Amigó, O. Sahuquillo, F. Segovia, A. Vicente

Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales, Universidad Politécnica de Valencia,

España

C. Sanz

AIMPLAS, Instituto Tecnológico del Plástico, Valencia, España

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo es analizar la degradación que tiene lugar en materiales compuestos de matriz polimérica sumergidos en diferentes medios agresivos.

Los materiales compuestos empleados son base poliéster reforzados con fibra de vidrio en diferentes disposiciones: mat, multiaxial y tafetán. Los mismos, se han obtenido por laminación manual. Como medios agresivos se han utilizado disoluciones acuosas tanto básicas como neutras.

Las muestras han sido sumergidas en las disoluciones durante periodos de tiempo de hasta 12000-15000 horas, evaluándose la variación de las propiedades mecánicas de los compuestos mediante ensayos de tracción, flexión e impacto. El estudio se ha completado con el análisis de las fracturas de los compuestos mediante microscopía óptica (MO) y mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

A raíz de los resultados obtenidos, se ha establecido los gradientes de pérdida de indicadores resistentes en función de los diferentes medios estudiados así como de la disposición del refuerzo en la resina. Las disposiciones ordenadas son las que han presentado una mayor merma de las características resistentes del compuesto.

En cuanto al comportamiento frente a la corrosión, se encontró una mayor resistencia a la aparición de picaduras en las muestras extruidas. El contenido de refuerzo también mostró afectar a la resistencia a la corrosión de los compuestos, disminuyendo la misma al aumentar su contenido.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz polimérica han adquirido una importancia cada vez mayor como alternativa para el diseño de equipamiento y estructuras en aplicaciones estructurales en sectores tan exigentes como el aerospacial transporte aéreo, terrestre y naval; construcción, industria química, ocio y deporte, entre otros.

Las diferentes industrias químicas han fijado su interés en los materiales compuestos de matriz polimérica por sus ventajas de ligereza, características mecánicas, y resistencia a la corrosión. Las resinas poliéster con fibra de vidrio se han adaptado para la construcción de equipamientos de este sector con precio competitivo, buenas características mecánicas y buen comportamiento a corrosión.

La evaluación del comportamiento mecánico de los materiales compuestos es una de las prioridades en prácticamente cualquiera de sus aplicaciones, pero es igualmente necesario considerar otros factores en el caso de aplicaciones concretas. Así, la resistencia química del compuesto se convierte en una característica crítica en el caso de aquellas aplicaciones que requieran un contacto prolongado con líquidos de diferente naturaleza química que puedan dar lugar a degradación y, consecuentemente, a una variación significativa en las propiedades mecánicas del compuesto, como en el caso de estructuras laminares destinadas al almacenamiento o conducción de productos químicos, como ácidos, álcalis o hidrocarburos.

Muchos son los trabajos dedicados al efecto que medios acuosos y salinos, ácidos, alcalinos y solventes orgánicos presentan en las características de diferentes resinas y sus propiedades. Si bien las resinas de poliéster ortoftálicas no tienen un buen comportamiento general frente a los medios químicos, las viniléster son especialmente interesantes frente a la humedad y medios ácidos. La aplicabilidad de las resinas de poliéster en medios alcalinos y alcohólicos es desaconsejable en el caso de las ortoftálicas y limitada en los viniléster.

El objetivo del presente trabajo es evaluar el grado de deterioro, en las características mecánicas de materiales compuestos, realizados por moldeo manual, de resina de poliéster ortoftálico y de viniléster con refuerzos de fibra de vidrio cuando son expuestos a la acción prolongada de medios neutros y reactivos de carácter básico.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Se han ensayado dos tipos diferentes de resinas base poliéster, suministradas por Basf, una de poliéster no suturado P4 TV-29, base glicólica y/o ftálica, de densidad de 1,2 kg/m³,

con contenido en estireno del 35%. La otra resina es un viniléster Atlac A-430.01, con bisfenol A, de densidad 1,2 k/m³ y con 40%.de contenido en estireno. Se utiliza como refuerzo fibra de vidrio con tres diferentes disposiciones. Una en forma de mat, con gramaje de 300 g/m², suministrado por INP-96, S.L. la segunda en forma de tejido tafetán 1:1 a 90° con idéntico gramaje, suministrado por JEMP España. Finalmente, tejido multiaxial de fibra continua 1:1 0/45 de 770 g/m² de gramaje, suministrada por G-Tensor Alcoy, S.L.

2.2 Fabricación de los materiales compuestos

Los materiales compuestos se han obtenido mediante un proceso de laminación manual. La resina se ajusta con el catalizador al inicio del proceso, y se extiende una lámina delgada de resina fluida sobre una superficie metálica encerada. Se colocan cuatro capas de tejido en el caso de mat y tafetán, y dos para el tejido multiaxial, alternándose con capas de resina. La polimerización de la resina se produce a temperatura ambiente durante 24 horas, en el caso del poliéster insaturado, y con un tratamiento de curado a 130°C durante tres horas, para la resina de viniléster, con lo que se asegura la reticulación de las resinas. Se obtienen laminados de un tamaño de 30 x 30 cm, de los que se obtienen, por corte con disco diamantado, las diferentes probetas para realizar los ensayos de caracterización.

2.3 Ensayos de degradación

La degradación química se lleva a cabo siguiendo la norma UNE 53-029-82. Las muestras se someten a inmersión en: Agua, NaCl (3,5% peso), NaOH (4% peso), NaClO (15% vol.) y se extraen a tiempos de 500, 750, 1000, 1500, 2500, 2800 y 12000-14000 horas, limpiándose con agua destilada y secándose a continuación con papel y permaneciendo en desecador con gel de sílice al menos durante 24 horas antes de ser observadas, evaluadas y ensayadas. Se realiza una inspección visual a lo largo del ensayo, apreciando cambios de coloración, deterioro superficial, del cual se toma registro fotográfico.

2.4 Ensayos de caracterización mecánica

Las muestras se someten a ensayos de tracción, flexión en una máquina universal de ensayos INSTRON 4204, equipada con extensómetro de 50 mm, con célula de carga de 50 kN para tracción y 1 kN para el de flexión a tres puntos. El ensayo de impacto se ha realizado sobre probetas rectangulares mediante un péndulo Charpy CEAST equipado con un martillo de 7,5 J, de acuerdo con la norma ISO 179-1993. Los ensayos de dureza se realizan con un durómetro analógico Barcol.

2.5 Caracterización microestructural

Esta se lleva a cabo mediante un estereomicroscopio o lupa con cabezal triocular y adaptador fotográfico y de vídeo, a aumentos entre 10x y 63x y mediante Microscopía Electrónica de barrido (MEB) en un microscopio JEOL 6300, trabajando a 10 KV y 15 cm de altura, equipado con un equipo de microanálisis por energías dispersivas de rayos X

(Link Isis de Oxford Instruments), con metalización previa de las muestras con oro durante 100 segundos, evaluando cómo el proceso de degradación afecta a la resina, fibra e interfase.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los resultados obtenidos, para las diferentes disposiciones del refuerzo, resinas, y medios de degradación, en todos los ensayos realizados muestran una disminución con el tiempo de inmersión, tanto en la resistencia a impacto, resistencia a flexión y tracción, módulo de elasticidad y dureza Barcol. En la figura 1 se muestran los resultados del ensayo de flexión para las dos resinas investigadas y las diferentes morfologías de refuerzo.

El tratamiento de los datos obtenidos nos lleva a intentar unificar comportamientos, englobamos los resultados de medios, que denominamos neutros, agua y cloruro sódico, con el fin de modelizar comportamientos similares y establecer los tiempos que muestran tendencias diferentes y velocidades de pérdida de resistencia mas acusada. El tratamiento de los resultados para el ensayo de flexión se muestra en la figura 2, donde se pone de manifiesto este efecto diferenciado entre resinas y disposiciones ordenadas del refuerzo de fibra de vidrio ensayado.







Fig. 1 - Evolución de la tensión de rotura y el módulo a flexión con el tiempo de inmersión para los medios de carácter neutro investigados.



Fig. 2 - Modelización de la evolución de la tensión de rotura y el módulo a flexión con el tiempo de inmersión en medios neutros para los materiales investigados.

Como puede observarse en la mayoría de casos, la degradación se produce en mayor intensidad dentro de las primeras 2800 horas en los medios neutros. Este mismo tratamiento en los medios que tienen carácter básico se pone de manifiesto a 1500 horas de inmersión aunque el efecto es menos relevante, tal como se resume en la figura 3.



Fig. 3 - Modelización de la evolución de la tensión de rotura y el módulo a flexión con el tiempo de inmersión en medios básicos para los materiales investigados.

En medios neutros, agua y cloruro sódico, el descenso de las propiedades mecánicas se debe tanto a la degradación de la matriz por hidrólisis como a la plastificación de la misma, pues el estudio por SEM no revela ataque en las fibras de vidrio de refuerzo, tan solo el ataque sobre la resina.

Sin embargo, el ataque producido por la NaOH, no sólo se centra en la hidrólisis de la resina, como se refleja en la bibliografia, lo que justifica la disminución de las propiedades resistentes a flexión, sino también en el agresivo ataque al agente de acoplamiento y posterior lixiviación del mismo en las fibras de vidrio. Esto se muestra en la imagen SEM de la figura 4, donde se observa el fuerte agrietamiento de la superficie y el detalle del deterioro de las fibras transcurridas 14000 horas de inmersión.



Fig. 4 - Roturas de laminados de poliéster-tafetán sometidos a 14000 horas de inmersión en NaOH, x1000. a) Superficie, b) Detalle de la rotura.

Para el caso de degradación en NaClO, se aprecia una tendencia similar a la encontrada con el otro medio. La figura 5 muestra el registro SEM de la rotura para la resina de viniléster reforzada con mat, donde el aspecto superficial muestra el ataque, aunque las fibras no se ven afectadas por el mismo. A la vista de los resultados, la degradación más importante se produce en las primeras 1500 horas de inmersión, tras las cuales el efecto sobre las propiedades de flexión ya no resultan relevantes, aunque bien es cierto que el nivel de resistencia y rigidez han disminuido en un 50% aproximadamente.



Fig. 5 - Roturas de laminados de viniléster-tafetán sometidos a 14000 horas de inmersión en NaClO, x1000.. a) Superficie, b) Detalle de la rotura.

4. CONCLUSIONES

Todas las características evaluadas decrecen con el tiempo de exposición de acuerdo a un modelo exponencial amortiguado. En la mayoría de casos, la degradación se produce en mayor intensidad dentro de las primeras 2800 horas en el caso de los medios neutros y 1500 horas para el caso de los medios básicos.

En los medios neutros, agua y cloruro sódico, el descenso de las propiedades mecánicas se debe a la degradación de la matriz por hidrólisis así como a la plastificación de la misma. El ataque que sufre los materiales compuestos en los medios básicos, no sólo se centra en la hidrólisis de la resina sino también en el ataque al agente de acoplamiento y posterior lixiviación de componentes de la fibra de vidrio.

Los compuestos de configuración multiaxial y tafetán en resina viniléster registran un mejor comportamiento frente a condiciones de impacto. Sin embargo, la configuración de mat es especialmente atacada independientemente del tipo de resina.

Las características mecánicas a tracción disminuyen con el tiempo de exposición en medio neutro de acuerdo a un modelo lineal, según tiempos cortos o largos de degradación alcanzando la mayor parte de su deterioro a 2800 horas.

Las características mecánicas a tracción disminuyen con el tiempo de exposición en medio alcalino de acuerdo a un modelo exponencial amortiguado, que permite la linealización, según tiempos cortos o largos de degradación siendo el mayor deterioro a 1500 horas.

Las pérdidas en la resistencia mecánica a tracción son de mucho mayor alcance que para el módulo de elasticidad.

La observación macroscópica muestra que el hidróxido sódico es el medio que presenta un mayor grado de deterioro con respecto al material de origen.

El análisis realizado mediante SEM, destaca sobre todo el agresivo ataque por parte de la sosa al recubrimiento de silanos y las roturas helicoidales de las fibras.

REFERENCIAS

M. KARAMA, M. TOURATIER Y P. PEGORAROL. Test of accelerated aging composite materials in shipbuilding. Proceedings ICCM-9, Madrid, 1993

V.M. KARBHARI. Impact and flexure properties of glass/vinyl ester composites in cold regions. J. Cold Reg. Eng. 8, 1, 1-20, 1994

H.K. LIU, N.H. TAI Y S.Y. LIN. Compressive strength of hybrid composite tubes after low energy impacts. J. Compos. Tech. Res., 21, 2, 65-74, 1999

F. SEGOVIA, C. FERRER, M.D. SALVADOR Y V. AMIGÓ. Influence of processing variables on mechanical characteristics of sunlight aged composites. Polym. Degrad. Stabil. 71, 1, 179-186, 2000

I. NISHIZAKI, S. MEIARASHI. Long-term deterioration of GFRP in water and moist environment. Journal of Composites for Construction, 6, 1, 21-27, 2002

D. O'GRADY, M. BUGGY Y C. BIRKINSHAW. Environmental effects on crack growth rates in glass fibre reinforced polyester. Key Eng. Mater. 32, 17-24, 1989

N. SUBRAMANIAM, F.D. BUM Y L.R. DHARANI. Effects of moisture and other contaminants in friction composites. Polym. Eng. Sci. 33, 18, 1204-1211, 1993

K.S. JAGGADEESH Y SIDDARAMAIAH. Polym. Int. 33, 367-372, 1994

E. BOINARD, R.A. PETHRICK, J. DALZEL-JOB Y C.J. MACFARLANE. Influence of resin chemistry on water uptake and environmental ageing in glas fibre reinforced composites-polyester and vinil ester laminates. J. Mater. Sci. 35, 1931-1937, 2000

S.S. FAZA, H.V.S. GANGARAO Y S. AJJARAPU. Strength and stiffness degradation of fiber reinforced polymers under accelerated environmental conditioning. 38th International SAMPE Symposium, 1967-1977, 1993

J.A. MCCLURG Y J.G. AUGHAN. Characterization of degradation for pultruded glass reinforced composite materials when immersed in high temperature water. 38th International SAMPE Symposium, 2134-2143, 1993

K. VAN DE VELDE Y P. KIEKENS. Effects of chemical environments on pultruded E-glass reinforced polyesters. J. Compos. Tech. Res., 23, 2, 92-101, 2001

SIDDARAMAIAH, S.V. SURESH, V.B. ATUL, D. SRINIVAS Y S.J. GIRISH. Effects of Aggressive Environmental on Composite Materials. J. Appl. Polym. Sci. 73, 795-799, 1999.

A. VALEA, I. MARTÍNEZ, M.L. GONZÁLEZ, A. ECEIZA E I. MONDRAGÓN. Influence of cure schedule and solvent exposure on the Dynamic Mechanical Behaviour of a Vinyl Ester Resin Containing Glass Fibers. J. Appl. Polym. Sci. 70, 2595-2602, 1998

A. VALEA, M.L. GONZÁLEZ E I. MONDRAGÓN. Vinyl Ester and Unsatured Polyester Resins in Contact with Different Chemicals: Dynamic Mechanical Behaviour. J. Appl. Polym. Sci., 71, 21-28, 1999

K. VAN DEN ABEELE, K. VAN DE VELDE Y J. CARMELIET. Inferring the degradation of pultruded composites from dynamic nonlinear resonance measurements. Polym. Composite, 22, 4, 555-566, 2001

K. VAN DEN ABEELE, K. VAN DE VELDE Y J. CARMELIET. Inferring the degradation of pultruded composites from dynamic nonlinear resonance measurements. Polym. Composite, 22, 4, 555-566, 2001

H. HOJO, K. OGASAWARA, W.L. CHANG Y K. TSUDA. Degradation behavior of unsaturated polyester resin in alcohols. Adv. Composite Mater. 3, 4, 341-353, 1994

S.P. SONAWALA Y R.J. SPONTAK. Degradation kinetics of glass-reinforced polyesters in chemical environments. J. Mater. Sci. 31, 4757-4765, 1996

A. MCINALLY. The properties and applications of a new epoxy-viyl-esterresin for corrosion resistant applications. Ph. Thesis, University of Witwatersrand, Johannesburg, 1995

Ensayo AMOCO de "blistering" sobre laminados protegidos con gelcoat

J. Cuartero, O. Lacámara, A. Miravete, A. Alonso, L. Castejón

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

El blistering es un problema que aparece a mediados de los años 70. El problema de blisters o ampollas, aparece en laminados que vayan a estar en inmersión o en ambientes marinos o húmedos. El blistering provoca ampollas y en ocasiones delaminaciones. Este fallo está asociado a deficientes procesos de fabricación o a deficientes materias primas. En este artículo se muestran diversos laminados hechos de diferentes maneras y su evolución en 3 ensayos de blistering.

1. INTRODUCCIÓN

El Blistering es un fenómeno que ocurre en algunas láminas de polímeros reforzados con fibra de vidrio y protegidos con gelcoat. El blister o ampolla es un pequeño abombamiento que se forma en la superficie del gelcoat.

Un blister está asociado con aplicaciones del laminado relacionadas con el agua, como pueden ser cascos de barco o piscinas. El empleo de laminados en este tipo de aplicaciones supone una exposición al agua continuada, soportando diferentes presiones a ambos lados del laminado, diferentes densidades de fluidos, como agua y vapor de agua además de diferentes temperaturas en ambas caras. Estas causas pueden provocar la aparición de este fenómeno.

La ampolla se forma cuando el agua penetra en el interior del laminado. Esta lámina normalmente esta protegida por una barrera resistente al agua que es el gelcoat. Este protege o retarda de la penetración del agua.

El mecanismo de formación del blistering es un proceso osmótico, el cual es causado por la difusión de un fluido a través de una membrana. Básicamente la tendencia de estos líquidos es mezclarse para equilibrar esta presión osmótica.

En este caso el agua a nivel molecular empieza a atravesar la lámina para mezclarse con el líquido que se encuentra al otro lado, en su camino disuelve otras partículas que se va encontrando. Este es el punto crítico, donde se puede empezar a hablar de la formación de blisters. El paso de moléculas de agua no es un peligro para el laminado, el problema del movimiento de estas moléculas viene dado por las partículas disueltas en ella. Éstas forman una solución ácida capaz de corroer hasta un polímero y es la que deteriora el laminado. Estas partículas que se encuentran disueltas en el agua provienen de componentes de la resina que no curan y otras provienen de un curado incompleto del polímero. Estas partículas proceden de inhibidores, pigmentos, aceleradores, catalizadores, ensimajes y por supuesto de otras impurezas que se encuentran presentes en el proceso de fabricación del laminado.

Tres posibles situaciones conducen al proceso de osmosis:

- Temperatura diferente entre el exterior y el interior de las partes de una piscina.
- Diferente presión a ambas caras.
- Diferente densidad de materiales a ambas caras del laminado, probablemente agua salada y vapor de agua en el caso de los barcos, y agua más productos químicos y una fina capa de vapor de agua en el caso de las piscinas.

2. SIMULACIÓN DE DEFECTOS EN UN LÁMINADO DE FIBRA DE VIDRIO Y RESINA

El objetivo de este artículo es mostrar los resultados obtenidos con el ensayo de AMOCO de blister. Para este ensayo se han fabricado cinco laminados distintos elaborados por proyección. Estos laminados están basados en la fibra de vidrio P292s, fabricado por VETROTEX. En estos laminados se han inducido defectos de fabricación que pueden producir el fenómeno del blistering. En la Tabla 1 se muestra el esquema de fabricación de las cinco muestras para ensayar. En dicha tabla aparecen los porcentajes en peso de fibra y otras características. De cada laminado se obtendrán dos muestras para ensayar. La identificación de las muestras es la siguiente.

Número de placa Horas de exposición (A, B, C) Número de muestra





Fig. 1 - Marcado genérico de las muestras.

3. ENSAYO DE AMOCO BLISTERING

3.1 Introducción

El ensayo esta basado en un sistema conocido como "Turtle box" del laboratorio AMOCO. De los paneles fabricados se obtiene una muestra que se coloca en la caja de ensayo. El sistema consiste en un cubo en el que sus cuatro lados laterales se encuentran perforados formando pequeñas ventanas circulares.

| | Placa 1 | Placa 2 | Placa 3 | Placa 4 | Placa 5 | Placa 6 |
|---------------------|------------|-------------------|-------------------|------------------------|--------------------|------------------------|
| | Ref. | Proceso | Fibra húmeda | Bajo espesor | Exceso de | Sin |
| | | normal | | de gelcoat (0.4 | catalizador | compactar |
| | | | | mm) | | después de |
| | | | | | | proyectar la |
| | | | | | | 3ª capa |
| 1ª capa | 0.65 mm | 0.65 mm | 0.65 mm | 0.40 mm | 0.65 mm | 0.65 mm |
| Gelcoat | Gelcoat | Gelcoat | Gelcoat NP6 | Gelcoat NP6 | Gelcoat NP6 | Gelcoat NP6 |
| | NP6 | NP6 | | | | |
| 2 ^a capa | 0.25 mm | 0.25 mm | 0.25 mm | 0.25 mm | 0.25 mm | 0.25 mm |
| Barrera | Resina | Resina | Resina | Resina | Resina | Resina |
| | Vinilester | Vinilester | Vinilester | Vinilester | Vinilester + | Vinilester |
| | | | | | exceso de | |
| | | | | | catalizador | |
| 3 ^a capa | | Ortoftálica | Ortoftálica | Ortoftálica | Ortoftálica | Ortoftálica |
| | | Estratil | Estratil 2170L | Estratil 2170L | Estratil 2170L | Estratil 2170L |
| Resina | | 2170L | | | | |
| | | | P292s corte | P292s corte | P292s corte | P292s corte |
| + | | | 16mm | $16\text{mm} \pm 30\%$ | $16mm \pm 30\%$ | $16\text{mm} \pm 30\%$ |
| | | | $\pm 30\%$ | | | No |
| fibra | | | | | | compactada |
| | | | | | | esta capa |
| 4 ^a capa | | Ortoftálica | Ortoftálica más | Ortoftálica más | Ortoftálica más | Ortoftálica |
| | | más | CaCO ₃ | CaCO ₃ | CaCO ₃ | más |
| Resina | | CaCO ₃ | | | | CaCO ₃ |
| | | P292s corte | P292s corte | P292s corte | P292s corte | P292s corte |
| + | | 16mm | 16mm | 16mm | 16 mm $\pm 25\%$ | 16mm |
| | | ± 25% | ± 25% | ± 25% | | ± 25% |
| fibra | | | Fibra húmeda | | | |
| | | | | | | |

| Tabla | 1Esquema | de | fabricació | ón de | los | laminados | a | ensayar. |
|-------|----------|----|------------|-------|-----|-----------|---|----------|
|-------|----------|----|------------|-------|-----|-----------|---|----------|

En estos pequeños ojos de buey se colocan las muestras de los laminados con la superficie del gelcoat hacia el interior. El interior de esta caja se llena de agua a una temperatura de 65°C, que es removida constantemente por un agitador para mantener una temperatura homogénea en toda la "Turtle box". El agua es calentada por una resistencia interior controlada por un termostato.



Fig. 2 - Esquema y fotografía del "Turtle box"

El fenómeno de blistering no aparece inmediatamente sino que necesita años de servicio, sin embargo en sitios cálidos o con agua se produce una aceleración de este fenómeno. Por estas razones y las comentadas con anterioridad en la introducción se diferencian tres procedimientos dentro del mismo ensayo.

- C: muestras expuestas 400 horas
- B: muestras expuestas 800 horas
- A: muestras expuestas 1200 horas

El "Turtle box" se ha fabricado en acero inoxidable. La parte superior de la caja se cierra con otra placa con un agujero donde esta ubicada la resistencia que proporciona el calor al agua y el agitador.



Fig. 3 – Imagen de la parte superior y de todo el sistema "Turtle box"

Las muestras se unieron a la caja con arandelas. Estas arandelas eran de acero sujetas a la caja con dos tornillos. Entre la muestra la arandela de acero se ha colocado una arandela de

caucho natural para tener una caja hermética. Cualquier gotera o pérdida de agua se evitó sellando con silicona.

Dependiendo de la posición de las muestras como ha sido explicado con anterioridad tendrán un tiempo de exposición al agua caliente más o menos prolongado.

3.2 Resultados

Los resultados se examinan de manera visual, observando alguna anomalía en la superficie del gelcoat. Divididos por el tiempo de exposición los resultados son los siguientes.

3.2.1 Muestras C (400 horas de exposición)

Las muestras después de que pasara el tiempo de 400 horas se retiraron. Todas las muestras fueron examinadas y fotografiadas para evaluar la presencia de ampollas en la superficie del gelcoat y también en la superficie inversa en la que la fibra se encuentra sin protección. No se comprobó el estado de la muestra hasta el fin del periodo de tiempo asignado, aunque exteriormente se observó todos los días.

No se encontraron blisters en la superficie expuesta en las muestras C.

| Muestra | Placa 2 | Placa 3 | Placa 4 | Placa 5 | Placa 6 |
|---------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| C-1 | Sin blisters |
| C-2 | Sin blisters |

Tabla 2 - Resultados para 400 horas de exposición.

3.2.2 Muestras B (800 horas de exposición)

Se retiraron las muestras después de una exposición al agua de 800 horas. Después del reconocimiento visual realizado a las muestras se determinó que no había blisters.

| Muestra | Placa 2 | Placa 3 | Placa 4 | Placa 5 | Placa 6 |
|---------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| B-1 | Sin blisters |
| B-2 | Sin blisters |

Tabla 3 - Resultados para 800 horas de exposición.

3.2.3 Muestras A (1200 horas de exposición)

Igual que en los casos anteriores se retiraron las muestras y se examino la superficie del gelcoat, en estos casos si se observo la aparición de ampollas.

| Muestra | Placa 2 | Placa 3 | Placa 4 | Placa 5 | Placa 6 |
|---------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| A-1 | Sin blisters | Sin blisters | Sin blisters | Blisters ↑↑↑ | Sin blisters |
| A-2 | Sin blisters | Sin blisters | Blisters ↑ | Sin blisters | Sin blisters |

Tabla 4 - Resultados para 1200 horas de exposición.



Fig. 4 – Distribución de las muestras. Muestras horizontales indican tiempo de exposición y las muestras verticales ordenadas por el número de placa.



Fig. 5 - Placa 4 muestra A-2. Aparición de un blister en la superficie expuesta.



Fig. 6 - Placa 5 muestra A-1. Aparición masiva de blisters en la superficie expuesta.

Los resultados muestran que en la placa 3 la de la fibra húmeda y en la placa 6 la no compactada en la 3^a capa no aparecen blisters. En la placa 5 (exceso de catalizador) aparecen claramente ampollas, así como en la placa 4 (menor espesor de gelcoat).

En la placa 4 se observa que la ampolla es única y se encuentra bien definida, esto puede llevar a la conclusión de que un defecto de gelcoat puede provocar blisters pero no de forma masiva, sino en zonas en la que el espesor de gelcoat sea mínimo. Sin embargo en la placa 5 el abombamiento es más significativo y ocupa una gran zona.

3.2.4 Resultados adicionales

Un efecto sumamente sorprendente surgió de este ensayo. La superficie expuesta al agua a no mostró ninguna ampolla para cualquier muestra de las placas 2, 3 y 6, y alguna para la placa 4 y 5,pero fuera de la superficie expuesta al agua, los blisters ocurrieron en áreas que nunca habían estado en contacto con el agua caliente.

Estas ampollas afectan a todas las muestras con las arandelas corroídas. También dependiendo del tipo de placa, estas ampollas aumentan en número y en tamaño. Hay que apreciar que el fenómeno de blistering en este caso empieza desde el lado contrario al del gelcoat, es decir en el que el laminado se encuentra sin barrera aislante.



Fig. 7 - Diferencia entre una placa con blistering en el contorno y otra sin blistering.

4. CONCLUSIONES

- Para un proceso normal (Placa 2) no se producen blisters en la superficie ensayada para estas condiciones, así como la fibra húmeda (Placa 3) y en el no compactado de la 3 capa, (Placa 6).
- Se encuentran las ampollas en las muestras con el exceso de catalizador (Placa 5) y también en las muestras con un espesor de gelcoat bajo. (Placa 4).
- En las con muestras con el exceso de catalizador las ampollas son grandes y abultadas.
- Los blisters en la cara no expuesta al agua caliente son debidos a la corrosión de las arandelas. Las arandelas más corroídas provocan más blisters. Las muestras que se hicieron con el exceso de catalizador, así como las muestras con bajo gelcoat (placas 4 y 5) tienen también más ampollas debidas a la corrosión de la arandela que las otras placas.
- Cuantas más horas de ensayo llevan las muestras más blisters se producen. Por otro lado en este ensayo esta característica va unida a que las probetas que más tiempo estan expuestas también han sufrido una presión hidrostática interna mayor que las otras debido a su posición en la jaula de ensayo.
- Los blisters o ampollas solo se producen cerca de las arandelas de sujeción, nunca en el centro de la probeta. Esto indica que la corrosión por si misma no produce blisters, sino que es el efecto combinado, y no determinado cuantitativamente del par de apriete de los tornillos, y la capacidad de la arandela para mantener esa zona siempre con humedad.

REFERENCIAS

CAPT. S. THOMPSON, AMS. Osmotic Blistering- The Dreaded Boat PoxD. PASCOE, Marine Surveyor. The Wonderful World of Hull Blistering.C. CASWELL. Fibreglass Blisters, Effective prevention and treatment. *Boating World*

1996

P. HARTOFT, G. BROWNING AND D. CARREN. Fiberglass Blisters. Explanation, Diagnosis and Repair

P. BURRELL, D. HERZOG AND T. MCCABE. A Study of Permeation Barriers to Prevent Blisters in Marine Composites and a Technique for Evaluating Blister Formation.

T. J. ROCKETT, PH.D. AND V. ROSE, PH.D .The causes of boat hull blisters. Department of Chemical Engineering; University of Rhode Island; Kingston, Rhode Island R. C ADAMS. Variables influencing the blister resistance of marine laminates. *37th annual conference Reinforced plastics composites Institute January 1982*.

Influencia del efecto higro-termomecánico en el comportamiento a fractura de compuestos de matriz termoplástica

R. Zenasni

Departamento de Física, Universidad de Ciencia y de Tecnología de Orán, Argelia. M. A. García, J. Viña, A. Argüelles

Escuela Politécnica Superior de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo, España

RESUMEN

Uno de los obstáculos principales que dificultan la aplicación de materiales compuestos en el sector industrial, es la falta de la información básica necesaria en el diseño, sobremanera la referente a su comportamiento higro-termomecánico.

El efecto producido por el envejecimiento higro-termomecánico en la resistencia a la deslaminación de materiales compuestos es bastante complicado debido a la diversidad de fenómenos que confluyen en el proceso.

En este trabajo se determinó la tenacidad a fractura interlaminar utilizando probetas de modos I (DCB) y II (ENF), previamente sometidas a diferentes periodos de tiempo de permanencia en una cámara climática bajo unas determinadas condiciones de temperatura, de humedad relativa (70°C, 95%HR), y de solicitaciones tanto para el modo I como para el modo II.

Los materiales empleados han sido dos compuestos con matriz termoplástica de polieterimida (PEI) estaban, dos de ellos reforzados con tejido de fibra de vidrio (2/2 Twill, y 8H Satin) y otro con fibra de carbono (8H Satin). El análisis realizado consistió en poner de manifiesto los diferentes mecanismos de rotura a fractura que se generan tras someter las probetas a la exposición higrotermomecánica.

1. INTRODUCCIÓN

En la práctica los materiales compuestos están sometidos a una amplia gama de condiciones de cargas. Las solicitaciones más importantes son las mecánicas y los ataques medioambientales. Los principales ataques medioambientales se relacionan con la temperatura, la humedad, la radiación y el contacto con diferentes tipos de productos

químicos. Estos factores pueden afectar las propiedades térmicas y mecánicas de los materiales compuestos de diferentes maneras (Liao et al., 1998). La absorción de humedad induce: a) hinchamiento de la intercara fibra-matriz y creación de tensiones residuales, b) fractura de la intercara fibra-matriz, c) modificación del estado tensional local y la formación de microgrietas. Existen varios mecanismos de absorción del agua (O'Brien y Martin, 1993): a) difusión gobernada por la ley de Fick a través del volumen libre del polímero, b) difusión favorecida por el hinchamiento del polímero, c) fenómeno osmótico debido a la presencia de microporos, grietas y otros defectos en el polímero. La combinación de humedad y temperatura puede dañar las propiedades mecánicas del compuesto. Uno de los obstáculos principales que impiden un extenso uso de compuestos en el sector de la industria, es la falta de la información básica que afecta a sus propiedades higrotermomecánicas (Scida et al., 2002).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Hasta el momento actual se han realizado varios trabajos relacionados con el comportamiento a fractura de compuestos con refuerzo unidireccional, pero en el caso de tejidos los estudios son mucho mas escasos (Naik et al., 2002). Por este motivo, en este caso se han estudiado tres materiales compuestos de matriz termoplástica PEI. El primero de ellos denominado ST220, está reforzado con tejido de fibra de vidrio en forma 2/2 Twill.

El segundo, cuyo nombre es SS303, también tiene refuerzo de fibra de vidrio, pero, en este caso, dispuestos según 8H Satin y por ultimo, se encuentra el CD342 con la misma configuración que el anterior, pero con fibra de carbono.



2/2 Twill

8H Satin

Fig. 1 - Diferentes disposiciones de las fibras.

2.2 Preparación de las Probetas

En la primera fase, las probetas se han secado en un horno a una temperatura de 70°C durante 12 horas hasta que ha desaparecido la humedad completamente. En la segunda fase se introdujeron las muestras en una cámara climática bajo una temperatura de 70°C y 95%HR con objeto de alcanzar el punto de saturación completa.

Para cada modo de fractura interlaminar, se han diseñado un dispositivo que permite actuar simultáneamente sobre varias probetas de cada material. Al citado dispositivo han sido acopladas células de carga con objeto de regular exactamente la carga aplicada a cada una de las probetas. El montaje completo se ha introducido en una cámara climática bajo las condiciones preestablecidas (70°C, 95%HR) durante periodos de tiempo de 30 y 60 días. Con objeto de no permitir el crecimiento de la grieta durante el proceso higro-termomecánico, se han sometido las probetas a una carga que fue la tercera parte de la carga máxima determinada durante los ensayos de deslaminación sin el efecto del envejecimiento.

2.3 Ensayo en Modo I

De cada material se han realizado tres ensayos de fractura interlaminar sobre probetas del tipo DCB, según la norma ASTM D5528. La velocidad de carga utilizada fue de 0.5 mm/min. La aplicación de la carga se realizó por medio de dos bisagras de acero. La figura 2 muestra la probeta y la configuración del esfuerzo. Los valores de la tasa de energía crítica G_{IC} fueron calculados en los tres puntos característicos (figura 4): NL, 5%, P_{max} según la teoría de viga corregida:

$$G_{lc} = \frac{3P\delta}{2B(a+|\Delta|)} \tag{1}$$



Figura 2 - Ensayo de modo I (DCB)

Figura 3 - Carga Desplazamiento.

Donde *P* es la fuerza, δ el desplazamiento, *a* la longitud de grieta y *B* el ancho de la probeta. La teoría de la viga corregida requiere la determinación del factor de corrección Δ , que aparece tomando en cuenta la rotación de la punta de grieta. Este factor Δ se obtuvo dibujando la raíz cúbica de la flexibilidad en función de la longitud de grieta (C^{1/3} –a).

2.4 Ensayo en Modo II

De cada material han sido ensayadas tres probetas para determinar la tenacidad de fractura interlaminar en modo II, que se determina mediante el ensayo de tipo ENF (End Notched

Fixed) de acuerdo a la norma ASTM D790. La velocidad de aplicación de la carga fue de 0.5 mm/min, la figura 4 muestra el ensayo de modo II. Los valores críticos de la energía G_{IIC} de deslaminación fueron calculados en los tres puntos característicos según la teoría de viga corregida:



Figura 4 - Ensayo de modo II (ENF).

3. RESULTADOS

3.1 Absorción de Humedad

Los tres materiales compuestos han sido sometidos a un envejecimiento higrotérmico (Selzer y Friedrich, 1995, 1997) a una temperatura de 70°C y 95% HR. El porcentaje de aumento de peso se ha calculado usando la formula siguiente:

$$W_g = 100 * \left(\frac{W_w - W_{\text{sec}\,o}}{W_{\text{sec}\,o}}\right) \tag{3}$$

Siendo, W_g : peso ganado (%), W_{seco} : peso de probetas secas y W_w el peso de la probeta tras mantenerse en la cámara.

La figura 5 muestra las curvas de absorción de humedad para los tres materiales. A partir de estas figuras se puede comprobar que en torno a los 40 días de permanencia en cámara los materiales alcanzan el punto máximo de saturación. En este punto el material de fibra de carbono posee un porcentaje de aumento en peso del 0.295%, por contra en el caso de los materiales de fibra de vidrio es bastante menor 0.2087%.



Fig. 5 - Curvas de ganancia de peso para ST220, SS303, CD342 (70°C, 95%HR).

3.2 Resultados de fractura en modo I

En la figura 6 se representan las curvas de las energías de deslaminación en el punto de carga máxima según la teoría de viga corregida para los tres materiales ensayados ST220 (tejido de vidrio 2/2 Twill), SS303 (tejido de vidrio 8H Satin) y CD342 (tejido de carbono 8H Satin) para ambos tipos de exposición (higrotermomecánica e higrotérmico).

La exposición higrotermomecánica origina en el primer material un aumento de resistencia de un 6%, durante los primeros 30 días para posteriormente al cabo de 60 días volver a alcanzar valores prácticamente iguales a los originales del material. El segundo muestra un aumento de la energía G_{IC} durante los primeros 30 días de un 27% para posteriormente al cavo de 60 días alcanzar valores del orden de un 5% superiores a los valores originales del material. El tercero ofrece un mantenimiento de las propiedades mecánicas y posteriormente una pérdida de un 10% al cabo de los 2 meses de exposición.

Desde el punto de vista del envejecimiento higrotérmico en los materiales ST220 y CD342 se produce un comportamiento similar con una pérdida en los primeros treinta días y un posterior mantenimiento, en cambio, el otro material sufre una mejora de resistencia durante el segundo mes de exposición.



Fig. 6 - Variación de G_{IC} frente el tiempo.

3.3 Resultados de Modo II

3.3.1. Material ST220 (disposición 2/2 Twill).

En los primeros 30 días de exposición higrotermomecánica, se produce un leve aumento de la propiedad mecánica estudiada, pasado este periodo se produce un descenso que alcanza un 20% al cabo de 60 días, figura7a.

En el caso del envejecimiento higrotérmico, en los 30 primeros días de exposición el material llega a perder hasta un 17% de su energía de fractura inicial, siguiendo con esta tendencia la energía perdida tras los 60 días de exposición fue de un 28% figura7b. Lo que indicaría que la exposición higrotermomecánica empeoraría en menor medida la resistencia a fractura en modo II, para este tipo de material.

3.3.2. Material SS303 (disposición 8H Satin).

El material mejora sustancialmente la propiedad mecánica estudiada tras 1 mes de exposición (un 66%), a continuación y tras 2 meses de exposición la energía de fractura aumento un 55%, respecto al valor inicial, en el caso de la exposición higrotermomecánica, figura7a.

Para el envejecimiento higrotérmico, figura7b, la tendencia es similar con un aumento en la energía de fractura de un 30% en los 30 primeros días de exposición y un 6% una vez superados los 60 días de exposición.

Se puede concluir que el material mejora su comportamiento a fractura a ser sometido al envejecimiento higro-termomecánico.

3.3.3. Material CD342 (disposición 8H Satin).

Se aprecia en el caso de la exposición higrotermomecánica, una perdida del orden del 14% en los 30 primeros días y un mantenimiento en este porcentaje en los 30 días posteriores. En el envejecimiento higrotérmico no se produce ninguna alteración en los primeros 30 días de exposición y una perdida del 38% en los siguientes 30 días



Fig.7 - Variación de G_{IIC} frente el tiempo.

4. CONCLUSIONES

Tanto en el modo I de fractura como en el modo II se aprecia un comportamiento similar en los materiales ST220 (tejido 2/2Twill de fibra de vidrio) y CD342 (tejido 8HSatin de fibra de carbono) tras ser sometidos a envejecimiento higrotérmico o higrotermomecánico. Se producen pérdidas, en unos casos localizadas en el primer mes y en otros en el segundo mes de exposición.

En cambio, el otro material SS303 (tejido 8HSatin de fibra de vidrio) se comporta de manera completamente diferente, a los otros dos materiales estudiados, puesto que al sufrir ambos tipos de exposición muestra mejoras en el comportamiento a fractura lo cual es difícil de justificar, salvo que se produzca, debido al efecto de la temperatura, una mejora en la unión de las láminas constitutivas del compuesto. Esto parece verse refrendado por la observación del proceso de fractura, puesto que en este material la fractura cambia de plano al ir avanzando la grieta, fenómeno que no se aprecia en los otros dos materiales.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por CICYT dentro del proyecto de investigación MAT 2000-0416.

REFERENCIAS

LIAO, K., SCHULTHEISZ, C. R., HUNSTON, D. L., BRINSON, L. C. (1998) Long-term durability of fiber reinforced polymer-matrix composite materials for infrastructure applications: A review. *Journal of Advanced Materials*, 30(4) pp. 3 – 40.

NAIK, N. K., REDDY, K. S., MEDURI, S., RAJU, N. B., PRASAD, P. D., AZAD, SK. N. M., OGDE, P. A., REDDY, B. C. K. (2002) *Interlaminar fracture characterization for plain weave fabric composites*. Journal of Materials Science 37 pp. 2983 – 2987.

O'BRIEN, T. K., MARTIN, R. H. (1993) Round robin testing for Mode I interlaminar fracture toughness of composite materials. *Journal of Composite Technology and Research* 15(4) pp. 269 – 281.

SCIDA, D., ABOURA, Z., BENZEGGAGH, M. L. (2002) The effect of ageing on the damage events in woven-fibre composite materials under different loading conditions. *Composites Science and Technology* 62 pp. 551 – 557.

SELZER, R., FRIEDRICH, K. (1995) Influence of water up take on interlaminar fracture properties of carbon fibre reinforced polymer composites. *Journal of Materials Science* 30 pp. 334 – 338.

SELZER, R., FRIEDRICH, K. (1997) Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composite under the influence of moisture. *Composites* 28 pp. 595 – 604.
Efecto de la baja temperatura en la respuesta ante cargas de impacto de laminados de material compuesto carbono/epoxi

T. Gómez-del Río

Departamento de Tecnología Química, Ambiental y de los Materiales. Universidad Rey Juan Carlos, España

R. Zaera, C. Navarro

Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras. Universidad Carlos III de Madrid, España

RESUMEN

El objetivo de este trabajo ha sido el estudio del comportamiento y evaluación del daño en materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibra de carbono (CFRPs) sometidos a cargas de impacto de velocidad media, tanto a temperatura ambiente (20° C) como a bajas temperaturas (-60 y -150° C). El estudio presenta interés por el amplio uso de los CFRPs en componentes estructurales empleados en la industria aeronáutica y aeroespacial. En este trabajo se ha empleado una torre de caída de peso como dispositivo experimental para realizar los ensayos de impacto sobre laminados de CFRP de diferentes secuencias de apilamiento y tipo de refuerzo: cinta [0]₁₀, ortótropo [0/90]_s, cuasi-isótropo $[\pm 45/0/90]_{s}$ y laminados de tejido $[(0)]_{10}$. El efecto del impacto sobre los laminados se ha estudiado calculando la energía absorbida por las probetas y el daño generado se ha analizado mediante la técnica de inspección no destructiva por ultrasonidos C-Scan. Los resultados obtenidos muestran como varía la energía absorbida y el área deslaminada para diferentes energías de impacto (entre 1 y 13 J) y a distintas temperaturas (20, -60 y -150° C). Las observaciones realizadas mediante C-Scan han mostrado que, para una misma energía de impacto, la extensión del daño aumenta al disminuir la temperatura. El refuerzo que mejor respuesta ofrece ha sido el tejido, con la menor extensión de área deslaminada para una misma energía de impacto y temperatura de ensayo.

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente, los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibra de carbono están siendo utilizados extensamente en aplicaciones aeronáuticas y aeroespaciales. Esto se debe a sus excelentes propiedades mecánicas unido a su bajo peso, presentando unas relaciones rigidez/peso y resistencia/peso muy superiores a la de los materiales estructurales convencionales. Sin embargo, los materiales compuestos son

susceptibles de sufrir daño producido por cargas de impacto, que puede dar lugar al fallo estructural prematuro bajo cargas estáticas y de fatiga. Existe un gran número de publicaciones que han estudiado el comportamiento de los materiales compuestos sometidos a cargas de impacto a temperatura ambiente (Cantwell y Morton, 1991; Davies y Zhang, 1994; Scarponi at al., 1996). Pero hay que tener en cuenta que los laminados en componentes estructurales aeronáuticos y aeroespaciales estarán sometidos a condiciones de baja temperatura, en altas capas de la atmósfera (-60° C) y en puntos del espacio exterior (-150° C). Sin embargo, existen pocos antecedentes relacionados con ensayos dinámicos a temperaturas criogénicas.

El problema del daño en los laminados de material compuesto es intrínseco a su constitución. Además de las usuales tensiones que aparecen en un sólido sometido a una carga de impacto, en un compuesto se producen concentraciones de tensiones debidas a las diferentes velocidades de propagación de onda de las fibras y la matriz, con lo que la extensión de la zona afectada por los distintos tipos de daño característicos de estos materiales –fallo de fibras, agrietamiento de la matriz, deslaminación- puede verse ampliada. El daño en el laminado, en la mayor parte de las ocasiones, no es observable desde el exterior, ya que se trata de daño interno. Para poder detectarlo y analizarlo, es necesario hacer uso de técnicas de inspección no destructiva (Gao, 1998).

En este trabajo se han realizado ensayos de impacto a velocidades de deformación medias sobre laminados de CFRP. Se ha determinado la energía absorbida por la probeta en cada impacto a partir de la curva fuerza-tiempo obtenida directamente de la máquina de ensayo, y se ha analizado su dependencia con la temperatura de ensayo. Posteriormente, las probetas fueron inspeccionadas mediante barrido ultrasónico tipo C (C-Scan). Con los resultados obtenidos se ha analizado la dependencia de la extensión de la zona dañada con la energía de impacto y con la temperatura de ensayo.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han ensayado diferentes configuraciones de laminados de cinta fabricados a partir de preimpregnados de fibra de carbono AS4 en matriz epoxi 3501-6, $[0]_{10}$, $[0/90]_s$ y $[\pm 45/0/90]_s$. También se ha evaluado el comportamiento de laminados de tejido AGP193-PW de fibra AS4 en matriz 8552, $[(0)]_{10}$. El material de preimpregnado en ambos casos fue facilitado por Hexcel Composites, y tenían un contenido volumétrico de fibras del 60%. Los laminados fueron fabricados por SACESA siguiendo las normas de la industria aeronáutica. Los espesores de las probetas, de dimensiones $80 \times 80 \text{ mm}^2$ en el plano del laminado, se muestran en la tabla 1.

| Laminado | espesor (mm) |
|----------------------------------------|--------------|
| Unidireccional [0] ₁₀ | 2.0 |
| Ortótropo [0/90] _{3s} | 2.3 |
| Cuasi-isótropo [±45/0/90] _s | 1.6 |
| Tejido [(0)] ₁₀ | 2.2 |

Tabla 1 - Espesor de los laminados empleados

Los ensayos de impacto se realizaron con una Torre de Caída de Peso instrumentada (CEAST Fractovis modelo 6785) (figura 1). La torre de caída consta de dos cámaras: la superior, denominada cámara del impactador y la inferior o cámara climática. Las probetas se sitúan en la cámara climática sobre un soporte de acero con un orificio circular de 60 mm de diámetro y ancladas por la cara superior mediante un plato de acero con un orificio circular de 40 mm de diámetro. El percutor, fabricado en acero, es cilíndrico de cabeza semiesférica de 20 mm de diámetro y masa 3,6 kg. El percutor está instrumentado con bandas extensométricas de modo que, a través del sistema de adquisición de datos de la torre, se obtiene la fuerza de contacto entre percutor y probeta frente al tiempo.



Fig. 1 - Torre de Caída de Peso CEAST Fractovis 6785

Se han realizado ensayos sobre los distintos laminados con diversas energías de impacto entre 1 y 13 J (tabla 2) y a tres temperaturas diferentes (20, -60 y -150° C). Para cada configuración de ensayo, energía, temperatura, tipo de refuerzo y secuencia de apilamiento, se han impactado cinco probetas. Una vez realizados los ensayos, se determinó la extensión el daño mediante la técnica de inspección no destructiva por ultrasonidos C-Scan con un equipo Technisonic modelo ISL-1003-HR, fabricado por Ultrasonic Science Ldt.

| Laminado | Energía de impacto (J) | | | |
|----------------------------------------|------------------------|---|----|----|
| Unidireccional [0] ₁₀ | 2 | 3 | 4 | 5 |
| Ortótropo [0/90] _{3s} | 1 | 3 | 4 | 6 |
| Cuasi-isótropo [±45/0/90] _s | 2 | 3 | 4 | 5 |
| Tejido [(0)] ₁₀ | 4 | 7 | 10 | 13 |

Tabla 2 - Energías de impacto para las diferentes configuraciones de laminado CFRP

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1 Ensayos de impacto

A partir del registro fuerza de contacto frente al tiempo se ha determinado la energía transmitida a la probeta para un instante cualquiera de tiempo. Finalizado el contacto, o bien cuando el percutor ha atravesado el laminado, la energía transmitida alcanza un valor constante en el tiempo que será la energía absorbida por la probeta (figura 2).



Fig. 2 - Energía transmitida frente al tiempo

En la figura 3 se recogen los valores medios de energía absorbida para cada condición de ensayo. Los resultados no muestran una influencia clara de ésta con la temperatura, salvo en los laminados multidireccionales de cinta, en los que se aprecia un leve incremento de esta energía a baja temperatura.





Fig. 3 - Energía absorbida frente a energía de impacto en laminados unidireccional (a), ortótropo (b), cuasi-isótropo (c) y tejido (d)

3.2 Inspección del daño

La energía absorbida en el impacto se disipa durante la propagación de daño. Mediante C-Scan se puede obtener una proyección bidimensional de la extensión de la deslaminación producida en la probeta por el impacto, permitiendo su medida (figura 4).



Fig. 4- C-Scan de laminados [±45/0/90]_S ensayados a 20° C (a), -60° C (b)y -150° C (c)

Realizando inspección por C-Scan sobre todas las probetas ensayadas, se ha observado un aumento en la extensión del daño, para una misma energía de impacto, al disminuir la temperatura, tal como se muestra en las gráficas de la figura 5, en las que se ha representado el área deslaminada frente a la energía de impacto a las tres temperaturas de ensayo para los laminados ortótropo, cuasi-isótropo y tejido.



Fig. 5 - Área deslaminada frente a energía de impacto para laminados ortótropo (a), cuasi-isótropo (b) y tejido (c)

El valor de la energía umbral de daño, energía de impacto por debajo de la cual no aparece deslaminación, se ve afectado por la temperatura. Este umbral ha sido calculado a partir del área bajo la curva fuerza-desplazamiento hasta el primer pico, correspondiente al inicio del daño y coincidente en todos los ensayos realizados sobre el mismo material y a la misma temperatura para distintas energías de impacto (Vietinghoff, 1993). Puede observarse en la misma figura un descenso de este umbral a baja temperatura.

4. CONCLUSIONES

La temperatura de ensayo constituye un factor determinante en la extensión del daño generado por impacto en un laminado CFRP. El área deslaminada aumenta claramente cuando se disminuye la temperatura de ensayo y el umbral de daño disminuye. Sin embargo, la energía absorbida no presenta una dependencia clara de la temperatura, lo que pone de manifiesto un descenso en la energía específica de deslaminación a baja temperatura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (Proyecto MAT-98/0273) la financiación recibida que ha permitido la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

CANTWELL, W.J. y MORTON, J. (1991). The Impact Resistance of Composite Materials:- A Review, *Composites* 22 (5), pp. 347-362.

CLARK, G. (1989). Modelling of impact damage in composite laminates. *Composites*, 20 (3), pp.209-214.

DAVIES, G.A.O. y ZHANG, X. (1994). Impact damage prediction in carbon composite structures. *Elsevier Science Ltd*, pp. 149-170.

GAO, S. L. y KIM, J.K. (1998). Three dimensional characterization of impact damage in CFRPs. *Key Engineering Materials* 141-143, pp. 35-54.

SCARPONI, C., BRIOTTI, G. y BARBONI, R. (1996). "Impact testing on composites laminates and sandwich panels". *Journal of Composite Materials* 30 (17), pp. 1873-1911.

VIETINGHOFF, H. (1993). Compression-after-impact strength of carbon reinforced plastic laminates. Tesis Doctoral. Universidad de Carleton, Ottawa (Ontario).

Minimización de tensiones en cilindros bobinados mediante pretensado térmico

L. Ripoll

Departamento de Ingeniería Mecánica y de la Construcción Industrial, Universidad de Gerona, España

J. L. Pérez Aparicio

Departamento de Mecánica de Estructuras, Universidad de Granada, España

RESUMEN

La ponencia expone un sistema para mejorar el funcionamiento de los volantes de inercia fabricados a bajo coste. Se describe el proceso de curado en dos etapas, una de ellas a temperatura no uniforme, de un cilindro bobinado sobre mandrino metálico con el objeto de conseguir un pretensado por dilatación radial. Se presentan las ecuaciones de las tensiones de un volante curado a temperatura no uniforme y el proceso global de cálculo de otro curado en distintas etapas para obtener un pretensado térmico. Se aplica a un ejemplo y se comprueban las ventajas del pretensado térmico.

1. INTRODUCCIÓN

1.1 Volantes de materiales compuestos

Los materiales compuestos en configuración de capa gruesa se aplican en acumuladores de energía, en particular en volantes de inercia. Varios sectores económicos de importancia (automoción, ferrocarriles, energías alternativas) están interesados en volantes de bajo precio y con capacidad de energía grande. El presente estudio presenta un sistema para aumentar la energía almacenada en volantes sin necesidad de aumentar sustancialmente el coste de fabricación.

Los volantes de inercia deben girar a la velocidad más alta posible, aunque por consideraciones de resistencia a rotura, está limitada la fuerza centrífuga generada. Su construcción mediante materiales compuestos de fibras orientadas circunferencialmente, permite alcanzar velocidades superiores a los tradicionales, fabricados con materiales metálicos. Alcanzan valores de energía por unidad de masa superiores debido a la favorable relación entre su resistencia a tracción y la densidad de los materiales compuestos, además de romper de forma no catastrófica. En un volante cilíndrico ideal de poco espesor construido con fibra de vidrio se consigue una densidad de energía almacena

por unidad de masa de un orden 6 veces superior a uno de acero y 4 veces a uno de aluminio. Si se construye con fibra de carbono la relación con el acero aumenta hasta 10 veces, e incluso con fibras de gran calidad se puede llegar a 20.

En las construcciones reales, con cilindros de pared gruesa, no se pueden alcanzar estos valores. Aparecen tensiones radiales, producidas por las fuerzas centrífugas y por las tensiones residuales o tensiones térmicas originadas durante el proceso de curado, que producen rotura por tracción interlaminar. Además, los volantes de materiales compuestos son radialmente más elásticos que los de metal, lo que crea tensiones en los sistemas de unión con el eje.

1.2 Construcción de volantes

Para disminuir las tensiones radiales en los volantes de inercia de materiales compuestos se recurre a la combinación de varios materiales bobinados en capas sucesivas según su elasticidad, lo que supone un encarecimiento inicial del volante, tanto por los materiales empleados como, en algunos casos, por el proceso de fabricación.

Las tensiones en la unión con eje se intentan minimizar mediante sistemas complejos de sujeción basadas en núcleos elásticos que permiten desplazamientos radiales, con lo que por este lado se encarece la fabricación del volante. Es necesario entonces estudiar nuevos sistemas que tengan un aumento de coste limitado y consigan reducir estos dos efectos (Güemes, 1994).

1.3 Volantes con mandrino metálico

Una forma de barata de construir un volante de material compuesto es bobinar la fibra directamente sobre un mandrino metálico que sirve también de núcleo de unión con el eje. El resultado es un volante de pocas prestaciones y densidad de energía almacenada es baja. Las tensiones térmicas de curado son importantes y



Fig. 1 - Volante de inercia de fibra de vidrio con mandrino de aluminio

del mismo signo que las originadas por fuerza centrífuga. Además el mandrino metálico es más rígido que la fibra, con lo que provoca tensiones radiales de tracción con la fibra y puede ser el punto débil del volante.

Un proceso de pretensado puede contrarrestar dichos efectos, pero el pretensado mecánico durante el bobinado conlleva ciertas dificultades en la fabricación. Se ha pensado que un proceso térmico puede llevar al mismo resultado, aprovechando las dilataciones térmicas producidas por variaciones de temperatura durante el proceso de curado.

Partiendo de un mandrino metálico, de radios r_1 y r_2 , sobre el que se deposita la fibra impregnada de resina hasta el radio exterior r_3 (Fig. 1), se aplican diversas etapas de calentamiento y enfriamiento a un volante bobinado en un proceso convencional.

2. CILINDRO CURADO CON TEMPERATURA NO UNIFORME

2.1 Temperatura no uniforme cilindro simple

Antes de exponer las etapas del curado para el pretensado es necesario analizar las deformaciones y tensiones residuales de curado a temperatura no uniforme. Para ello, se considera un cilindro simple, sin mandrino y de un sólo material, y se somete a un curado por calentamiento donde la superficie interior se mantiene a temperatura más baja que la exterior. Finalmente se enfría hasta la temperatura ambiente o final (T_f), constante en el radio. Se denomina T_i a la temperatura en el radio interior r_i , y T_e a la del radio exterior r_e .



Fig. 2 - Gráfico temperaturas en un curado no uniforme.

La distribución de temperaturas en función del radio durante el curado, Fig. 2, sigue una ley logarítmica correspondiente a un flujo de calor constante. La variación de temperatura hasta la de ambiente, $\Delta T(r)$, causante de las tensiones residuales, sigue también una ley logarítmica

$$\Delta T(r) = t_0 + t_1 \ln r \qquad t_0 = T_f - T_i + \frac{T_e - T_i}{\ln r_e - \ln r_i} \ln r_i \qquad t_1 = -\frac{T_e - T_i}{\ln r_e - \ln r_i} \qquad (1)$$

Si la temperatura mínima T_i es superior a la temperatura de curado T_c el cilindro queda enteramente solidificado.

2.2 Tensiones y deformaciones en un cilindro curado con temperatura no uniforme

A continuación se aplica esta ley de temperaturas a las ecuaciones de tensiones y deformaciones de un cilindro simple sometido a fuerzas de inercia. La tensión tangencial (σ_{θ}) , la radial (σ_r) y el desplazamiento radial (u) son función de la densidad del material (ρ) , de la velocidad angular (ω) y de las propiedades elásticas $(E_{\theta}, E_r, v_{\theta r})$ y térmicas $(\alpha_{\theta}, \alpha_r)$ del material, a través de las deformaciones unitarias $(\varepsilon_{\theta}, \varepsilon_r)$.

Las tensiones se determinan a partir de las leyes de equilibrio de fuerzas, Ec. (2), cinemáticas, Ec. (3) y del material Ec. (4)

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{1}{r} (\sigma_r - \sigma_\theta) = -\rho \omega^2 r$$
⁽²⁾

$$\mathcal{E}_{\theta} = \frac{u}{r} \quad ; \qquad \mathcal{E}_{r} = \frac{\partial u}{\partial r}$$
(3)

$$\begin{cases} \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_{r} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\theta}} & -\frac{v_{\theta}}{E_{r}} \\ -\frac{v_{r\theta}}{E_{\theta}} & \frac{1}{E_{r}} \end{bmatrix} \begin{cases} \sigma_{\theta} \\ \sigma_{r} \end{cases} + \begin{cases} \alpha_{\theta} \\ \alpha_{r} \end{cases} \Delta T(r)$$

$$(4)$$

A partir de estas hallan las ecuaciones de la deformación radial y las tensiones, Pérez-Aparicio y Ripoll (2003). Para el estado plano de tensiones son

$$u = A \frac{1}{r^{a}} + B r^{a} + \frac{b}{9 - a^{2}} r^{3} + \left(\frac{e_{1}}{1 - a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1 - a^{2})^{2}}\right) r + \frac{e_{2}}{1 - a^{2}} r \ln r$$
(5)

$$\sigma_{\theta} = a^{2}c \left\{ (1 - av_{\theta r})A\frac{1}{r^{a+1}} + (1 + av_{\theta r})Br^{a-1} + \frac{1 + 3v_{\theta r}}{9 - a^{2}}br^{2} + v_{\theta r}\frac{e_{2}}{1 - a^{2}} - (\alpha_{\theta} + v_{\theta r}\alpha_{r})t_{0} + (1 + v_{\theta r})\left(\frac{e_{1}}{1 - a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1 - a^{2})^{2}}\right) + \left[(1 + v_{\theta r})\frac{e_{2}}{1 - a^{2}} - (\alpha_{\theta} + v_{\theta r}\alpha_{r})t_{1}\right]\ln r \right\}$$

$$(6)$$

$$\sigma_{r} = c \left\{ (v_{r\theta} - a)A \frac{1}{r^{a+1}} + (v_{r\theta} + a)Br^{a-1} + \frac{v_{r\theta} + 3}{9 - a^{2}}br^{2} + \frac{e_{2}}{1 - a^{2}} - (v_{r\theta}\alpha_{\theta} + \alpha_{r})t_{0} + (v_{r\theta} + 1)\left(\frac{e_{1}}{1 - a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1 - a^{2})^{2}}\right) + \left[(v_{r\theta} + 1)\frac{e_{2}}{1 - a^{2}} - (v_{r\theta}\alpha_{\theta} + \alpha_{r})t_{1} \right] \ln r \right\}$$

$$(7)$$

en donde se han definido parámetros que agrupan las propiedades del material en a y c, la fuerza centrífuga en b y las tensiones térmicas en e_1 y e_2

$$a^{2} = \frac{E_{\theta}}{E_{r}} \qquad b = -\frac{\rho \omega^{2}}{c} \qquad e_{1} = \left[\left(v_{r\theta} - a^{2} \right) t_{0} + v_{r\theta} t_{1} \right] \alpha_{\theta} + \left[\left(1 - v_{r\theta} \right) t_{0} + t_{1} \right] \alpha_{r} \qquad (8)$$

$$c = \frac{E_{r}}{1 - v_{r\theta} v_{\theta r}} \qquad v_{\theta r} = v_{r\theta} \frac{E_{r}}{E_{\theta}} \qquad e_{2} = \left[\left(v_{r\theta} - a^{2} \right) \alpha_{\theta} + \left(1 - v_{r\theta} \right) \alpha_{r} \right] t_{1}$$

3. PRETENSADO TÉRMICO

3.1 Primera etapa de curado a temperatura no uniforme

Para obtener tensiones residuales de pretensado en un volante compuesto de mandrino metálico y capas de material compuesto, es necesario someterlo a un curado de dos etapas. En la primera se calienta la superficie exterior por encima la temperatura de curado (T_c) y se mantiene la interior a temperatura ambiente (T_f) . En la segunda se mantiene el cilindro entero a una temperatura uniforme igual a la de curado.

Se asume que durante la primera etapa todos los puntos del mandrino se mantienen a la temperatura de la superficie interior (T_f) , debido al valor del coeficiente de conducción térmica del metal, muy superior al del compuesto. Así, desde r_1 hasta r_2 (Fig. 3), la temperatura es constante y el gradiente se concentra en el compuesto desde r_2 hasta r_3 , donde sigue la una función logarítmica descrita en la Ec. (1).

En esta etapa, los radios interior y exterior de la ecuación r_i , r_e coinciden con los límites del compuesto r_2 y r_3 respectivamente, y la

temperatura interior T_i con la ambiental T_f . La fibra queda curada en la región exterior donde la temperatura es superior a la de curado (T_c). Marcando dicho valor sobre la curva se define el radio inferior r_2 de la zona curada.

El resultado final de esta primera etapa es un cilindro con dos regiones, interna y externa ambas rígidas y la intermedia, desde r_2 hasta $r_{2'}$, todavía no curada. La resina, con propiedades viscoelásticas, le da a esta capa

 $T_{i} = T_{f}$ $T_{i} = T_{f}$

Fig. 3 - Temperaturas en la primera etapa de curado.





unas propiedades parecidas a las de un fluido viscoso, Tzeng y Pipes (1999). Se puede entonces considerar a efectos de tensiones como un fluido incompresible. Si al volante se le colocan dos tapas laterales, unidas entre sí mediante pernos exteriores a r_3 , se forma un recinto confinado capaz de mantener una presión interior p (Fig. 4).

3.2 Segunda etapa de curado a temperatura uniforme

En la segunda etapa se uniformiza la temperatura hasta el valor de curado (T_c), de manera que los puntos interiores al radio $r_{2'}$ se calientan y los exteriores se enfrían. Estos cambios tienden a producir dilataciones térmicas, de dilatación en el mandrino y contracción en el compuesto exterior, generando una presión en la zona intermedia. Esta presión es

aumentada por la tendencia a la dilatación del propio material viscoelástico que también se calienta. La presión p generada se puede determinar aplicando las ecuaciones (5) y (7) al sector del mandrino y del composite exterior. En la zona intermedia la dilatación se reduce a un simple cambio de volumen (ΔV) y la tensión radial a la presión. Además, deben cumplirse las condiciones de continuidad en las tensiones radiales

$$\sigma_r^1 = 0 \qquad \sigma_r^2 = p \qquad \sigma_r^{2^*} = p \qquad \sigma_r^3 = 0 \tag{9}$$

y en los desplazamientos. En estos la dilatación radial de la zona de fibra sin curar se calcula mediante un coeficiente de dilatación térmica radial (α).

$$u_{2'} - u_2 = \alpha \,\Delta T \, (r_{2'} - r_2) \tag{10}$$

Una vez curada la zona intermedia se enfría, también uniformemente, desde la temperatura de curado T_c hasta la temperatura ambiente T_f . En este proceso también se generan tensiones residuales pero de forma uniforme y en presencia de dos capas, el mandrino y el compuesto totalmente solidificada. Se pueden utilizar las mismas fórmulas introduciendo $T_i = T_e$ con condiciones de continuidad en las deformaciones y en las tensiones.

Las tensiones residuales totales se hallan sumando los valores parciales de cada etapa. Finalmente deben sumarse las tensiones originadas por la fuerza centrífuga, que se calcula con similares ecuaciones para las que se han introducido diferentes condiciones de continuidad. Las tensiones centrífugas y residuales por enfriamiento uniforme se calculan simultáneamente con las formulas descritas.

4. EJEMPLO

4.1 Datos del ejemplo

Para conocer el alcance y la utilidad del pretensado térmico en volantes con mandrino metálico se presentan los siguientes resultados, que describen mejoras en un curado mediante un pretensado térmico respecto al curado uniforme convencional. Se aplica a un volante de fibra de vidrio con resina epoxi bobinado sobre un mandrino de aluminio, como se muestra en la Fig. 1, con radios r_1 =300 mm, r_2 =305 mm y r_3 =500 mm. La longitud no se tienen en cuenta porque los cálculos se realizan en condiciones de tensión plana. Se eligen materiales con propiedades elevadas pero comunes en procesos de autoclave para no encarecer demasiado el volante. Para la temperatura de curado (T_c) de la resina se toma un valor normal de 120°. En la distribución de logarítmica de temperaturas se ha considerado que el coeficiente de transmisión térmica del compuesto no curado coincide con el del curado. De la misma forma, se considera que también coinciden los coeficientes de dilatación, conscientes que se trata de un simple ejemplo.

| | Aluminio | F. vidrio |
|--------------------|----------|-----------|
| E_{θ} (GPa) | 70 | 38,6 |
| Er (GPa) | 70 | 8,27 |
| $V_{r	heta}$ | 0,3 | 0,26 |
| ρ (Kg/m3) | 2700 | 1800 |
| X (MPa) | 400 | 1060 |
| Xc (MPa) | 400 | 610 |
| Y (MPa) | 400 | 31 |
| Yc (MPa) | 400 | 118 |
| $\alpha_{	heta}$ | 23 | 8,6 |
| α_r | 23 | 22,1 |

Tabla 1 – Propiedades de los materiales

En la primera etapa con curado no uniforme se elige una temperatura exterior (T_e) de 215 °C y una interior igual a la del ambiente, 20 °C. Entre estos dos valores se halla la temperatura de curado (T_c) de 120° que determina el radio $r_{2'}$ =393 mm a partir del cual el material queda curado. Cabe destacar que la temperatura máxima 215 °C es muy superior a la de curado y podría presentar algun problema con la estructura del material. Este problema se solucionaría utilizanado en esta zona diferentes resinas, con temperaturas de curado más elevadas.

Se somete a este volante a una velocidad de giro de 6210 rpm, la máxima asumible con curado a temperatura uniforme, o sea el factor de seguridad es igual a la unidad. Para este cálculo se utiliza el criterio cuadrático de Tsai-Wu (Tsai, 1992). Para obtener resultados más precisos en los radios intermedios, donde las tensiones intralaminares son prevalentes, sería más lógico aplicar otros específicos de compresión.

4.1 Resultados

En las Figs. 5 y 6 se presentan las tensiones tangenciales, radiales y el factor de seguridad en función del radio, sumando las tensiones residuales y las centrífugas. Se representa los resultados del volante curado a temperatura uniforme y se compara con el volante curado mediante el pretensado térmico.

En las tensiones tangenciales se observa que el mandrino de aluminio está mucho más solicitado que la zona de material compuesto, sobre todo con curado uniforme. Con el pretensado se consigue que la tensión sea más uniforme, se reduce a la mitad en el mandrino aunque aumenta algo en la zona exterior del compuesto.

Se comprueba que las tensiones radiales son de tracción y su máximo está en el centro. Con el pretensado las tensiones disminuyen un 20% debido a la presión interna (p), Fig. 4, aunque tendría que tenerse en cuenta la posible relajación con el tiempo (Kempner y Hahn, 1992).



Fig. 5 - Factor de seguridad en el curado uniforme y en el pretensado



Fig. 6 - Comparación de las tensiones tangenciales y radiales (MPa) en función del radio (mm) del volante curado a temperatura uniforme y del pretensado térmico.

El factor de seguridad tiene una forma que refleja la forma de los dos gráficos anteriores, mediante pretensado térmico se consiguen valores más favorables. En los dos casos el punto más débil está determinado por las tensiones tangenciales en el radio interior, donde el factor de seguridad vale la unidad para el curado uniforme y se reduce hasta 0,55 para el pretensado. El punto máximo de la zona central está causado por las tensiones radiales y

también disminuye en el pretensado. Es conveniente hacer notar que esta proporción no se puede trasladar a las tensiones centrífugas porque la depen-dencia no es lineal.

5. CONCLUSIONES

- Es posible anular el efecto perjudicial que suelen originar las tensiones residuales de curado sobre la resistencia final de un volante bobinado sobre un mandrino metálico mediante una combinación adecuada de temperaturas durante el proceso de curado.

- El enfriamiento del mandrino durante el curado es muy beneficioso para reducir los efectos de la falta de elasticidad del metal.

- Una combinación óptima de temperaturas entre el interior y el exterior del cilindro en el curado realizado en sucesivas etapas consigue crear una presión entre capas que genera un pretensado de origen térmico en el volante.

- El pretensado térmico reduce las diferencias en las tensiones tangenciales y las tensiones radiales.

- El factor de seguridad mejora sustancialmente en un volante curado con pretensado térmico.

REFERENCIAS

GÜEMES, J.A. (1994). Curing Residual Stress and Failure Analysis in Composites Cylinders. J. Reinforced Plastics & Composites. 13, pp. 408-419.

PEREZ-APARICIO, J.L. y RIPOLL, L. (2003). Solución Generalizada para Piezas Cilíndricas de Material Compuesto. *V Congreso AEMAC, 1-3 Julio 2003*, Zaragoza.

TZENG J.T. y PIPES R.B. (1992). Thermal and Residual Stress Analysis for In-situ and Post Consolidated Composites Ring. *Composites Manufacturing*. 3(4), pp. 273-279.

KEMPNER, E.A. y HAHN, H T. (1992). Effect of Radial Stress Relaxation on Fiber Stress in Filament Winding of Thick Composites. *Composites Manufacturing*. 6(2), pp. 67-77.

TSAI, S.W. (1992). Theory of Composites Design. Think Composites, Dayton, Ohio.

O. Lacámara, J. Cuartero

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, Zaragoza J. M. Mieres, I. Calvo, J. M. Blanco Necso Entrecanales-Cubiertas, Departamento de I+D, Alcobendas, Madrid.

RESUMEN

Diferentes aislantes térmicos han sido examinados para comprobar con cual de ellos se establece la resistencia y estabilidad al fuego exigible a los elementos estructurales de carácter constructivo, los cuales han sido fabricados con materiales compuestos. Al introducir los materiales compuestos en terreno de la construcción, estos están sometidos a la normativa básica de la edificación (NBE) la cual establece las condiciones de protección y seguridad que deben reunir los edificios. Cumplir con estas especificaciones constituye la inserción de los materiales compuestos en el ámbito constructivo.

1. INTRODUCCIÓN

La resistencia al fuego se define como una propiedad de una construcción para resistir el fuego. Incluida dentro de esta definición hay dos cuestiones, la primera es la capacidad de la sección de un edificio para mantener la integridad estructural y la estabilidad a pesar de la exposición al fuego. Y la segunda es que para algunas secciones constructivas como muros, pilares o techos la resistencia también supone además una barrera de contención para la propagación del fuego.

La Resistencia al fuego se evalúa comúnmente con un prototipo al que se somete a un test normalizado. Los resultados de este ensayo se basan en el tiempo de duración en el que las secciones constructivas del edificio cumplen satisfactoriamente el criterio del test. La unidad en que se mide el tiempo de exposición al fuego es el minuto.

2. ENSAYO DE PROTECCION FRENTE A FUEGO

2.1 Procedimiento del ensayo

Este ensayo se ha desarrollado bajo la normativa básica sobre edificación NBE-CPI/96 para comportamiento frente a fuego. Según esta norma, se establece que elementos constructivos que delimitan establecimientos destinados para uso de vivienda deben tener

al menos una resistencia al fuego RF-60.

Nosotros queremos proteger un sándwich de E-glass/epoxy con núcleo construido de EPS. Para que estos materiales mantengan sus propiedades mecánicas no deben someterse a temperaturas de trabajo superiores a 100°C.

El introducir los materiales compuestos dentro del ámbito de la construcción supone que estos materiales deben cumplir las condiciones de protección contra incendios en los edificios, las cuales resultan más restrictivas para los materiales compuestos que para los clásicos materiales utilizados en la construcción.

La herramienta principal de este ensayo es un horno, el cual debe ser capaz de someter al prototipo o probeta a unas condiciones específicas de temperatura. La temperatura dentro del horno debe variar respecto al tiempo de acuerdo a la ecuación (1).

$$T - T_0 = 345 \log_{10}(8t + 1) \tag{1}$$

(1)

La curva siguiente muestra esta temperatura en función del tiempo.



Fig. 1 – Curva normalizada Tiempo-Temperatura

Las probetas se construyen con los aislantes térmicos que queremos ensayar. El objetivo principal de este ensayo es conocer la temperatura en el interior de la probeta. Esta temperatura nos informa de la degradación del material y de la perdida de sus propiedades mecánicas. Utilizamos termopares para medir esta temperatura interior.

2.1.1 Materiales utilizados

Isover, TOP HEAT 150N: lana de roca
 Densidad aproximada: 165 kg/m³; Conductividad térmica: 0.044 W/m°C (a 25°C)

- Polydros, Vidrio Celular
 Densidad aproximada: 170 kg/m³; Conductividad térmica: 0.048 W/m°C (a 25°C)
- Wacker WDS: recubrimiento microporoso
- Densidad aproxima: 300 kg/m³; Conductividad térmica: 0.023 W/m°C (a 200°C)
- Protisa, Sprayfiber-F: lana de roca
 Densidad: 250 kg/m³ aproximadamente; Conductividad térmica: 0.044 W/m°C (a 25°C)

2.1.2 Equipo utilizado

- Horno de ladrillo refractario revestido. Dispone de una boca útil de 27 por 20 cm. El horno posee un termopar de control de la temperatura interior de este.
- Termopares de medición de la temperatura dentro de las probetas a ensayar. Estos termopares son de tipo N (Nicrosil/Nisil). Estabilidad y resistencia a la oxidación altas.
- Aparato de adquisición de datos, TC-08, que interactúa entre el PC y los termopares.
 Puede medir rangos de temperatura entre -270°C y 1800°C y trabaja con todos los más conocidos tipos de termopares (B, E, J, K, N, R, S, T).

2.2 Preparación de la muestra

Es necesario diferenciar los recubrimientos. Top Heat, Vidrio celular y Wacker WDS son recubrimientos compactos que los suministra el fabricante en paneles rígidos o semirígidos. Mientras que Sprayfiber es aplicado mezclándolo con agua en forma de spray, directamente sobre la superficie que se quiere recubrir. Nosotros para la realización de la probeta con este recubrimiento le añadimos un aglutinante, yeso Perlinor, que nos permitirá darle una forma más consistente para poder ensayarlo después. Por esta razón la forma de fabricación de las probetas es distinta.

2.2.1 Fabricación de las probetas con los recubrimientos rígidos



- Cortar los paneles en piezas.

- Colocar los trozos de recubrimientos formando la probeta. La unión de las piezas es adhesiva (Sika Top 121)

- Introducir un termopar y una muestra del sándwich que queremos proteger dentro de la probeta para poder comprobar la protección del recubrimiento frente al fuego.

- Realizar el ensayo.

2.2.2 Fabricación de las probetas con el recubrimiento mortero

- Preparar la mezcla con el aglutinante. Composición en peso:

| PERLINOR | SPRAYFIBER | AGUA |
|----------|------------|------|
| 1 | 1 | 2 |

- Amasar el mortero hasta conseguir una mezcla homogénea.
- Introducir la mezcla dentro de un molde de madera, que proporcionará las dimensiones finales al prototipo.
- Introducir un termopar y una muestra del sándwich que queremos proteger dentro de la probeta para poder comprobar la protección del recubrimiento frente al fuego
- Esperar hasta que la mezcla este compacta.
- Realizar el ensayo.

2.3 Ensayo

Se puede diferenciar entre dos tipos de ensayo dependiendo de las caras del prototipo expuestas al calor. En el ensayo tipo 1, la probeta se introduce dentro del horno y se exponen cinco caras de ella al calor. En el ensayo tipo 2, se realiza una probeta más grande, se coloca en la puerta del horno y así sólo una cara se encuentra expuesta al calor. Los recubrimientos rígidos (Top Heat, Vidrio celular, Wacker WDS) sólo se ensayan por el tipo 1, y el Sprayfiber (recubrimiento mortero) se ensaya con los dos tipos de test.





Fig. 2 – La foto de la izquierda muestra el ensayo tipo 1, mientras que la de la derecha muestra el ensayo tipo 2.

3. RESULTADOS

Se han realizado cinco ensayos con cada tipo de recubrimiento. Aunque sólo se van a mostrar resultados coherentes, debido al bajo rango de los termopares tipo N hay algún registro de datos no válido.

Wacker WDS viene en forma de panel de 2 cm de espesor. De acuerdo con los datos registrados por los termopares, este recubrimiento sólo es capaz de mantener el interior de la probeta a una temperatura inferior a la requerida durante 20 minutos.



El principal problema de este recubrimiento es la dificultad de pegarlo y lo complicado que resulta de manejar.

Fig. 3 – El gráfico nos muestra la evolución de la temperatura del interior de la probeta en función del tiempo

El registro de datos de los termopares resulta un poco disperso entre los ensayos eso puede ser debido a que la alta temperatura afecte a los termopares.

El Vidrio celular es distribuido en paneles de 2,5 cm de espesor. Permite una resistencia frente a fuego menor que el Wacker WDS. Este recubrimiento no esta diseñado para este tipo de protección. Es muy frágil y al unirlo con adhesivo se crean en las uniones grandes tensiones térmicas que el material no es capaz de soportar y termina fracturándose.



Fig. 4 – El gráfico nos muestra la evolución de la temperatura del interior de la probeta en función del tiempo del Vidrio celular

Top heat es un panel de lana de roca con un espesor de 5 cm. Es capaz de resistir al fuego dentro del horno unos 15 minutos.



Fig. 4 – El gráfico nos muestra la evolución de la temperatura del interior de la probeta en función del tiempo del Top heat

Los tres recubrimientos rígidos se ensayan exponiendo cinco caras al flujo de calor, ninguno da buenos resultados. Aunque el principal problema de estos recubrimientos no viene de su propia capacidad de aislar del fuego. Para construir la probeta se necesita un adhesivo que lo mantenga unido, que actúa como un conductor del calor hacia el interior de la probeta. Por esa razón, sé penso en un cambio del tipo de recubrimiento. El Sprayfiber permite hacer una probeta compacta y sin uniones, pero necesita el yeso como aglutinante.

Con Sprayfiber se ensayan muestras 2, 3, 4, 5 cm de espesor.



Fig. 5 – El gráfico nos muestra la evolución de la temperatura del interior de la probeta en función del tiempo

Aumentando el espesor se van consiguiendo mejores resultados, y una probeta de 5 cm logra proteger al sándwich del deterioro. Como la exhibición al calor depende de la función del elemento estructural también vamos a exponer el recubrimiento a calor en una sola dirección. Se prueban dos espesores, 2 cm y 4 cm. Con 4 cm se cumplen los requerimientos impuestos.



Fig. 6 – El gráfico de la izquierda nos muestra la temperatura en el interior de una probeta de espesor 2 cm y el de la derecha de 4 c m de espesor.

4. CONCLUSIONES

El recubrimiento en forma de mortero da mejores resultados que los que vienen en paneles rígidos. Esto es probablemente debido a la propia fabricación de la probeta y a ausencia de uniones del Sprayfiber. También hay que tener en cuanta que para el ámbito constructivo resulta más útil el recubrimiento proyectado (Sprayfiber).

REFERENCIAS

INCROPERA, F. y DE WITT, D. (1990) Fundamentals of Heat and Mass Transfer, Wiley MILLS A. F. (1995) Transferencia de Calor. Irwin, Madrid UNE 23.093(1)-98 Ensayos de resistencia al fuego; Parte 1: requisitos generales. NBE-CPI/96: Norma básica de la edificación. Condiciones de Protección contra incendios en los edificios.

Evaluación de la influencia del envejecimiento higrotérmico en el comportamiento a fluencia de materiales compuestos PEI – fibra de vidrio

L. Chacón

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Universidad Central de Venezuela

A. Argüelles, J. Viña

Escuela Politécnica Superior de Ingeniería, Universidad de Oviedo, España **R. Zenasni**

Departamento de Física, Universidad de Ciencias y de Tecnología de Orán, Argelia

RESUMEN

Se estudia el comportamiento de un material compuesto fabricado con una matriz termoplástica PEI (polieterimida) reforzada de fibra de vidrio, expuesto a envejecimiento acelerado en una cámara climática a 70 °C y a una humedad relativa de 95%, con tiempos de permanencia en cámara de 10, 30, 60 y 90 días y posteriormente sometido a fluencia. La fluencia se realizó, a temperaturas de 50, 100 y 150 °C aplicando al material una tensión de tracción constante, igual a la mitad de la resistencia a tracción obtenida a la temperatura ambiente y durante periodos de mantenimiento de la carga de 250, 750 y 2000 minutos. Las tres temperaturas seleccionadas se tomaron a partir de los resultados obtenidos en ensayos previos de tracción realizados sobre probetas sometidas a temperaturas comprendidas entre la de ambiente y la de transición vítrea del material compuesto estudiado. También se compara el comportamiento a fluencia del material envejecido con el que presenta el material sin haber sido sometido a ningún proceso de envejecimiento. De los resultados obtenidos se deduce una mejora en las propiedades que inicialmente tenía el material compuesto.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos formados a base de resinas termoplásticas reforzadas con fibra de vidrio son muy empleados en el sector aeronáutico, debido a que, además de presentar una elevada resistencia y rigidez con baja densidad, poseen alta resistencia a ciertos tipos de corrosión y a fatiga. Sin embargo, el empleo de estos materiales se ha visto restringido en ambientes con temperaturas superiores a la del medio ambiente.

Son pocos los trabajos de investigación publicados en los que se estudia el comportamiento a fluencia en materiales compuestos con refuerzo en forma de tejido (Bathgate el al., 1997; Pang et al., 1997; Park et Balatinecz, 1998), no encontrándose referencias sobre investigaciones centradas en la evaluación del comportamiento ante solicitaciones térmicas de un compuesto fabricado con la matriz termoplástica PEI (polieterimida) y reforzado de fibra de vidrio. Con objeto de comprobar el comportamiento de este material en condiciones severas se ha optado por la combinación de una alta concentración de humedad y una temperatura relativamente elevada (Argüelles el al., 1995). Está demostrado que la humedad absorbida por el material compuesto depende de la estructura química de la matriz, de la temperatura y de la humedad relativa, lo cual produce una plastificación tanto en la matriz como en la intercara fibra-matriz, así como una alteración dimensional que induce modificaciones en las propiedades mecánicas (Blackman and Williams, 1999; Cheng et al., 2002).

En el presente trabajo se busca estudiar el comportamiento de probetas del material compuesto antes mencionado, sometidas a envejecimiento acelerado en una cámara climática a una temperatura y a una humedad relativa constantes, con distintos tiempos de permanencia en su interior, para luego mantenerlas a tensiones de valor la mitad de la resistencia a tracción, a tres temperaturas diferentes, inferiores a la de transición vítrea del material, durante tres diferentes periodos de tiempo de exposición. También se compara el comportamiento de las probetas envejecidas con el que presentan probetas no envejecidas, empleando los mismos parámetros de temperatura, tiempo de mantenimiento y tensión constante.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Para la presente investigación se eligió un material compuesto formado por una matriz termoplástica (polieterimida), reforzada con tejido de fibra de vidrio, con una disposición de fibras del tipo "8H Satin" y una fracción volumétrica de fibras del 67%, fabricado por Ten Cate Advanced Composites. En la Figura 1 se representa un esquema de la probeta utilizada en todos los ensayos, realizada de acuerdo a la norma ISO/DIS 3268.



Fig. 1 – Dimensiones de las probetas utilizadas.

Las probetas se fueron introduciendo en una cámara higrotérmica marca "Vötsch", modelo VC2020, para ser sometidas a un envejecimiento acelerado con una temperatura fija de 70°C y una humedad relativa del 95%, con periodos de permanencia de 10, 30, 60 y 90 días. A medida que cada probeta iba cumpliendo su tiempo de envejecimiento asignado, se sometió a un ensayo de fluencia, consistente en aplicar a la probeta envejecida una tensión constante de tracción igual a la mitad de la tensión máxima de rotura del material, dentro de una cámara térmica acoplada a una máquina de ensayos Instron, modelo 5582. La cámara permite mantener una temperatura constante durante todo el ensayo.

Los valores de tensión de fluencia aplicada se fijaron a partir de ensayos previos de tracción a distintas temperaturas, en concreto entre la ambiente y la de transición vítrea del material. A partir de los resultados de dichos ensayos se obtuvieron también las tres temperaturas a las que se realizaron los ensayos de fluencia. Los periodos de mantenimiento de los ensayos de fluencia fueron de 250, 750 y 2000 minutos. Después de cada una de las pruebas de fluencia, se sometió cada probeta a un ensayo de tracción para determinar la posible modificación de la resistencia y deformación máxima a rotura. Se ensayaron hasta tres probetas envejecidas, con cada combinación de los cinco parámetros fijados.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos Previos

En la figura 2 se representan las resistencias a tracción obtenidas para cada una de las temperaturas ensayadas. Se muestran los valores máximos, mínimos y medios de las cinco probetas ensayadas.



Fig. 2 – Variación de la resistencia con la temperatura.

A partir de estos resultados se eligieron las temperaturas para la realización de los ensayos de fluencia. La selección de estas temperaturas se ha hecho en base a que con ellas se obtengan idénticas proporciones de bajada en la tensión de rotura del material, con ello las temperaturas seleccionadas fueron: 50, 100 y 150 °C. A estas tres temperaturas les corresponden como cargas máximas de rotura 5144, 3930 y 3680N, respectivamente, para secciones de probetas de 10 x 1,6 mm. La mitad de cada una de esas tres cargas es la que se aplicará en los ensayos de fluencia realizados sobre las probetas envejecidas.

3.2. Ensayos de Fluencia

3.2.1. Resistencia a tracción

En las figuras 3, 4, y 5 se han representado los valores máximo, medio y mínimo de la resistencia a tracción de una muestra de tres probetas para los tres tiempos de ensayos realizados (250, 750 y 2000 minutos). En cada una de estas figuras se han representado los resultados obtenidos para cada una de las tres temperaturas (50, 100 y 150°C) de fluencia a las que se sometieron las probetas, tanto en estado original (sin envejecer) como envejecidas en la cámara higrotérmica en los periodos de tiempo indicados anteriormente.



Fig. 3 - Resistencia vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 50 °C

Se puede apreciar, para las tres temperaturas de fluencia que, en general, las resistencias a tracción obtenidas son superiores a las iniciales ya desde los primeros 250 minutos, sin que a partir de este momento sufran modificaciones importantes.

Asimismo, se observa que las probetas envejecidas presentan resistencias mayores que las no envejecidas. Esta afirmación se puede constatar a todas las temperaturas de ensayo.



Fig. 4 - Resistencia vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 100 °C



Fig. 5 - Resistencia vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 150 °C

Por último, parece existir una tendencia, en las tres temperaturas en las que se han realizado los ensayos, a que el aumento de resistencia vaya acompañado de un incremento del tiempo de exposición al ambiente agresivo.

3.2.2. Deformación longitudinal

En las figuras 6, 7, y 8 se presentan los valores máximo, medio y mínimo de la deformación longitudinal que sufre la probeta, medida con la ayuda de un extensómetro fijado al canto de la misma durante todo el ensayo. Se presentan los resultados obtenidos

de una media de tres probetas ensayadas a fluencia, para los tres tiempos de ensayos realizados (250, 750 y 2000 minutos), para cada una de las temperaturas seleccionadas (50, 100 y 150 °C) y para los cuatro periodos de envejecimiento (10, 30, 60 y 90 días) junto con los resultados obtenidos en los ensayos de fluencia de las probetas no envejecidas.



Fig. 6 - Deformación vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 50 °C



Fig. 7 - Deformación vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 100 °C

Se puede apreciar, que las deformaciones inducidas por el esfuerzo de tracción, para las tres temperaturas de fluencia analizadas no tienen una tendencia claramente definida, al contrario de lo que ocurría con las resistencias. Esta variable en algún caso aumenta mientras que en otros disminuye.

Nuevamente, al igual que en el caso de las resistencias, las probetas envejecidas presentan deformaciones mayores que las no envejecidas para las tres temperaturas objeto de ensayo. También parece existir una tendencia, en las tres temperaturas objeto de ensayo, a que el

aumento de deformación vaya acompañado del incremento del tiempo de exposición al ambiente agresivo.



Fig. 8 - Deformación vs. tiempo para una temperatura de fluencia de 150 °C

4. CONCLUSIONES

Para las tres temperaturas de fluencia la resistencia a tracción es superior a la inicial, incluso para los tiempos mas pequeños, por el contrario la deformación a rotura no presenta una tendencia clara.

Las probetas envejecidas presentan resistencias a tracción y deformaciones mayores que las no envejecidas, independientemente de la temperatura a la cual se realice la fluencia.

Existe una tendencia, independiente de la temperatura de fluencia, a que el aumento de resistencia y de deformación vaya unido al tiempo de envejecimiento.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por CICYT dentro del proyecto de investigación MAT 2000-0416.

REFERENCIAS

ARGÜELLES, A., VIÑA, J., VIÑA, I., LAMELA, M. J. (1995) Influencia del tamaño de grieta y del envejecimiento acelerado en la tenacidad a fractura de plásticos reforzados con fibras continuas unidireccionales. *II Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica* pp. 55 – 59.

BATHGATE, R. O., WANG, C. H., PANG, F. (1997) Effects of temperature on the creep behaviour of woven and stitched composites. *Composites Structures* 38 (1-4) pp. 435 – 445

BLACKMAN, B., WILLIAMS, J. G. (1999) Impact and high rate testing of composites: An overview. *Proceedings of the NATO Advanced Study Institute on Mechanics of Composite Materials and Structures*, NATO Science Series 361 pp. 215 – 224 CHENG, K., YOSHIOKA, K., SEFERIS, J. (2002) *Hydrothermal cyclic effects on the durability of phenolic-based composites*. Polymer Composites 23 (2) pp. 141 – 151 PANG, F., WANG, C. H., BATHGATE, R. G. (1997) *Creep response of woven-fiber composites and the effect of stitching*. Composites Science and Technology 57 pp. 91 – 98 PARK, B. D., BALATINECZ, J. J. (1998) *Short term flexural creep behavior of wood-fiber/polypropylene composites*. Polymer Composites 19 (4) pp. 377 - 382

Estudio de diferentes tipos de agentes compatibilizante en la conducta de composites naturales.

R. Llano-Ponte, A. Retegi, A. Arbelaiz, I. Mondragon Departamento Ingeniería Química y del Medio Ambiente, Universidad del País Vasco/EHU, España

1. INTRODUCCIÓN

Las fibras naturales pueden ser utilizadas como elementos de refuerzo en los materiales composites debido a la combinación de sus buenas propiedades mecánicas su reciclabilidad. Estos factores son especialmente singulares en el caso de las fibras de lino, de las cuales se puede destacar su alta resistencia y módulo específico y su baja densidad. Una de sus grandes limitaciones de estas fibras son su naturaleza hidrófila, baja resistencia térmica e inconstantes calidades.

La conducta mecánica final de los materiales composites depende, en gran medida, de la adhesión entre el refuerzo fibroso y la matriz circundante. La adhesión entre dos diferentes materiales es función de diversos factores entre los cuales cabe destacar la rugosidad y la polaridad de la superficie.

El objetivo que nos hemos marcado en este trabajo es comparar la conducta mecánica de composites de fibras naturales y como matriz un polipropileno. Los composites han sido fabricados con un polipropileno y dos tipos diferentes de fibras de lino: fibras naturales de lino y pulpa de lino obtenida por cocción del lino natural. Para compatibilizar la adhesión entre el lino hidrófilo y el polipropileno hidrófobo, las fibras han sido tratadas con anhídrido maleico (MA), copolímero de polipropileno y anhídrido maleico (MAPP) y trimetoxi vinil silano(VTMO).

Las fibras tratadas han sido caracterizadas mediante espectrofotometría de infrarrojo (FTIR). Las propiedades mecánicas han sido evaluadas mediante ensayos de tracción y flexión.

2. EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Como matriz se ha utilizado un termoplástico, polipropileno comercial (Eltex P HV200 de la casa Solvay; con un MFI= 10 g/10 min). Los materiales de refuerzo empleados han sido

dos. El primero ha sido una fibra de lino natural (NF) suministrada por Finflax (Filandia). El segundo refuerzo fue una pulpa de fibra de lino (FP) suministrada por Celesa (España). Los agentes compatibilizantes han sido: anhídrido maleico (MA) de Cepsa, copolímero de polipropileno anhídrido maleico (MAPP) de Epolene E-43 suministrado, amablemente, por Eastman Chemical con un bajo peso molecular (M_n =3900, M_w = 9100), 0.934 g/ml de densidad y 45 número de ácido y el trimetoxi vinil silano (VTMO), de Degussa-Hüls, usado como agente compatibilizante.

2.2 Tratamiento de las fibras

El anhídrido maleico (MA) ha sido aplicado en 5 y 10% en peso con respecto al peso de fibra. La fibra fue esterificada durante 25 horas con MA disuelto en acetona en ebullición (T= 50 ± 5 °C) con la fibra: relación fibra:disolvente 1:25 (w/v). A continuación, la fibra fue lavada varias veces en acetona fría. Finalmente la fibra fue secada en estufa a 105 °C durante 24 horas previas a los ensayos.

Se trataron fibras de lino y pulpa de lino con 5 y 10% en peso de MAPP con respecto al peso de fibra. Para el tratamiento con MAPP fue disuelto en xileno en ebullición (T=150 \pm 5 °C) con la fibra: relación fibra:disolvente 1:25 (w/v). La fibra fue remojada en dicha solución por espacio de 5 a 6 min. Posteriormente la fibra fue lavada y sometida a un intenso secado.

Para la silanización de la fibra, VTMO fue disuelto en agua acidulada (pH=3.5) durante 10 minutos. La fibra fue agregada y mantenida durante 1 h en la solución con el objetivo de obtener un 2.5 % en peso de silano respecto al peso de fibra.

2.3 Preparación de las probetas

Las probetas conteniendo un 30% de fibras de lino han sido mezcladas con la matriz en una extrusora y luego moldeadas por inyección. Se ha empleado para la extrusión un extrusor cónico del tipo "twin-screw" en una extrusora Haake Rheomex CTW 100. La velocidad de rotación ha sido de 20 rpm y las temperaturas en el extrusor han variado entre 180 185°C.

Para la inyección se ha empleado una máquina de inyección Battenfeld Plus 250, con 1057 bar de presión de inyección y una temperatura de 175°C.

2.4 Caracterización mecánica

Se han caracterizado los materiales mediante ensayos de flexión a tres puntos según ASTM D-790M y ensayos de tracción empleando la norma ASTM D-638M, usando para dichos ensayos una máquina universal de ensayos mecánicos Instron, modelo 4206. Para cada tipo de material preparado se han utilizado como mínimo 6 probetas.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Análisis de espectroscopia de infrarrojo

Antes de realizar otros tipos de ensayos, las fibras tratadas han sido analizadas mediante espectroscopia de infrarrojo (FTIR). En la figura 1 se han comparado los diferentes espectros de las fibras de lino (NF) antes y después de los diferentes tratamientos empleados.

La zona comprendida entre 1800 y 1600 cm⁻¹ está relacionada con la formación de los nuevos grupos ésteres entre los grupos hidroxilo de la celulosa y los agentes de acoplamiento aplicados. Hay que destacar la presencia de un pico alto en el espectro de (NF) entorno a 1735 cm⁻¹ que se asocia al grupo carbonilo (C=O) estiramiento de los grupos acetilos de la hemicelulosa en el lino natural.



Fig. 1 – Espectros de FTIR de las fibras de lino (NF) tratadas.



Fig. 2 – Espectros de FTIR de la pulpa de lino (FP) tratada.

Cuando se utiliza MA como agente de tratamiento existe un pico intenso entorno a 1735 cm^{-1} de la reacción de esterificación. La utilización del MAPP produce un grupo éster a la frecuencia de 1740 cm^{-1} .

En la figura 2 se muestra los espectros de infrarrojo correspondientes a la pulpa de lino (FP) sin tratar y la pulpa tratada con los diferentes agentes de acoplamiento. Si se observan dichos espectros cabe destacar la ausencia del pico correspondiente a la hemicelulosa (banda de 1735 cm⁻¹).

3.2 Análisis de las propiedades mecánicas

En las figuras 3, 4, 5, y 6 se muestra los efectos, que sobre las propiedades mecánicas de los composites de fibras naturales de lino (NF) y de pulpa de lino (FP), producen los diferentes tratamientos empleados.

Las figuras 3 y 4 muestran las propiedades a flexión de los composites estudiados. Los tratamientos varían los valores del módulo, especialmente en las fibras de lino natural (NF). El MA produce el mayor incremento en el módulo en (NF), siendo menor el efecto en (FP). Dicho efectos se puede relacionar con la variación de los grupos OH. La resistencia a flexión es ligeramente superior a la del polipropileno. Aunque su módulo es mucho menor (ver figura 3), los composites de FP, en cuanto a resistencia, son similares a los NF, siendo el mayor el correspondiente al tratamiento con MAPP. Este factor se puede relacionar a una mejor interfase fibra/matriz debido a la ausencia de hemicelulosa en los composites FP. En este trabajo el MAPP es menos efectivo que el reportado por otros

autores, quizás debido al camino seguido en el tratamiento químico de las fibras. El tratamiento con VTMO es insignificante sobre la resistencia a flexión de los composites estudiados. Como consecuencia se puede concluir que el tratamiento no es efectivo sobre los composites de NF, posiblemente debido a la presencia de hemicelulosa, lo que no facilita el contacto entre la celulosa de la fibra y la matriz de polipropileno.



Fig. 3 – Influencia del tipo de tratamiento utilizado sobre el módulo a flexión en composites de fibras naturales de lino y pulpa de lino.



Fig. 4 – Influencia del tipo de tratamiento utilizado sobre la resistencia a flexión en composites de fibras naturales de lino y pulpa de lino.

En las figuras 5 y 6 se presentan los efectos producidos por el tratamiento de la fibra sobre las propiedades a tracción de los composites de fibras de lino natural (NF) y de pulpa de
lino (FP). El comportamiento de los diferentes tratamientos sobre el módulo a tracción sigue un comportamiento similar al del ensayo a flexión (ver figuras 3 y 5). La resistencia a tracción, en todos los composites estudiados, es menor que la del polipropileno porque con ninguno de los agentes de acoplamiento se consiguió una adhesión optima entre la fibra y la matriz. Por lo tanto, la optimización de la mejora de la interfase es aún necesario.



Fig. 5 – Influencia del tipo de tratamiento utilizado sobre el módulo a tracción en composites de fibras naturales de lino y pulpa de lino.



Fig. 6 - Influencia del tipo de tratamiento utilizado sobre resistencia a tracción en composites de fibras naturales de lino y pulpa de lino.

4. CONCLUSIONES

La facilidad de captación de humedad por las fibras de lino y la pulpa de lino puede entorpecer la acción de los tratamientos químicos para mejor la adhesión fibra matriz. Los composites fabricados con fibras tratadas con el 10% en peso de MAPP poseen el valor más alto de resistencia tanto a tracción como a flexión. Los efectos de los diferentes tratamientos no evidencian una mejora en los valores del módulo de los diferentes composites estudiados.

AGRADECIMIENTOS

Una parte de este trabajo se ha realizado dentro de un proyecto Brite (GRDI-1999-10951-ECOFINA) financiado por la Comunidad Europea.

REFERENCIAS

VAN DE VELDE K., KIEKENS P. (1999); Die Angew Makromol. Chem. 272, pp. 87-93. BAILLE C. A., ZAFEIROPOULOS N. (2001); J. Mater. Sci. 36, pp 2107 – 31.

GASSAN J., GUTOWSKI V.S., BLEDZKI K. (2000); Macromol. Mater. Eng. 286 pp. 132-9.

BLEDZKI A. K., GASSAN J. (1999); J. Prog. Polym. Sci. 24 pp. 221-74.

KOKTA B. V., RAJ R. G., DANEAULT C. (1989); Polym-Plast. Technol. Eng. 28 pp. 247–59.

JOSEPH P.V., JOSEPH K., THOMAS S. (1999); Comp. Sci. Technol. 59 pp 1625 – 40. FELIX J. M., GATENHOLM P. (1991); J. Appl. Polym. Sci. 42 pp 609 – 20.

OKSMAN K., CLEMONS C. (1998); J. Appl. Polym. Sci. 67 pp 1503 - 13.

WOODHAMS R. T., THOMAS G., RODGERS D. K. (1984); Polym. Eng. Sci. 24 pp. 1166-73.

Relaciones composición-propiedades en materiales compuestos de matriz poliolefínica reforzados con fibras de celulosa

C. González, J. Del Campo, P. Cardín, J. O. Fernández, P. García Departamento de Ingeniería Química y TMA, Universidad de Oviedo, España J. C. Villar Laboratorio de Pasta y Papel, INIA, España

RESUMEN

En la última década, se han desarrollado líneas de investigación tendentes a sustituir materiales tradicionales por plásticos reforzados con fibras naturales con el objeto de reducir costes de los productos sin renunciar a elevados niveles de calidad para los mismos. Factores tales como tipo, origen y porcentaje de fibras de refuerzo y presencia de agentes de acoplamiento son de especial importancia a la hora de caracterizar las propiedades mecánicas y térmicas de este tipo de materiales compuestos. En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de dichos factores sobre las propiedades de materiales compuestos de matriz poliolefínica. Se ha utilizado polipropileno como matriz y diferentes tipos de fibra natural como refuerzo: eucalipto, pino y kenaf. Matriz y refuerzo se han mezclado y amasado en una extrusora de doble husillo corrotante obteniéndose el correspondiente material compuesto en forma de granza que, seguidamente se ha sometido a moldeo por inyección. Las probetas así obtenidas han sido sometidas a ensayos mecánicos y térmicos. Los resultados indican una mejora de ciertas propiedades, tales como el módulo de elasticidad, al aumentar el grado de refuerzo y el empeoramiento de otras como la carga a la rotura. Así, por ejemplo, al pasar de un porcentaje del 40 %, en peso, de refuerzo de eucalipto o de pino, a un porcentaje del 50 %, se ha observado un aumento del módulo de elasticidad a tracción que va acompañado de un descenso en la carga a la rotura. En todo caso, las propiedades de los materiales compuestos obtenidos utilizando eucalipto como material de refuerzo han sido mejores. La utilización de un agente de acoplamiento ha dado como resultado una mejora general de las propiedades ensayadas.

1. INTRODUCCIÓN

La producción de materiales compuestos de matriz poliolefínica ha experimentado un crecimiento importante en los últimos años. Materiales de uso tradicional, como metales, han ido perdiendo importancia progresivamente con respecto a los materiales compuestos, a la vez que estos últimos han ido introduciéndose paulatinamente en diferentes sectores de

la industria. Así, por ejemplo, los materiales compuestos reforzados con fibras de vidrio ya son utilizados en el sector automovilístico, aeronáutico y de construcción; los materiales compuestos reforzados con fibras naturales, tales como yute y lino, son de uso común en aplicaciones interiores en el sector automovilístico; y actualmente existen investigaciones dirigidas a la utilización de materiales compuestos reforzados con fibras de ramio para la construcción de paneles interiores del avión Airbus.

La adición de rellenos y refuerzos a la matriz polimérica se presenta como una alternativa viable para la mejora de las propiedades mecánicas y térmicas de este tipo de materiales. Dicha mejora y la reducción de costes de producción han sido las principales razones de diferentes investigaciones acerca de la utilización de termoplásticos con rellenos inorgánicos, tales como mica y talco, y termoplásticos reforzados con fibras sintéticas, tales como carbono, vidrio y aramida (Denault 1988, Chan 1978, Xavier 1990). Sin embargo, todas las fibras mencionadas salvo las fibras de vidrio presentan como inconveniente un elevado coste.

Por otra parte, las fibras de celulosa presentan ciertas ventajas comunes a todas ellas: menor coste que las fibras de vidrio, elevadas propiedades específicas, baja densidad, abundancia, carácter renovable y baja abrasión de los equipos de procesamiento. Sin embargo, desventajas tales como su baja estabilidad térmica, la atrición durante el procesado, la baja compatibilidad con la matriz polimérica y las propiedades físicas del refuerzo, como rugosidad y relación L/D, convierten a estas fibras en un refuerzo todavía poco utilizado, que requiere, aún, de un considerable esfuerzo investigador.

Es sabido que el comportamiento final de los materiales compuestos reforzados con fibras naturales viene determinado por sus propiedades interfaciales, que dependen del grado de compatibilidad entre ambos constituyentes. De esta forma, el tipo y origen de refuerzo, el grado de dispersión del refuerzo, la atrición, la orientación y las propiedades físicas del refuerzo, como rugosidad y relación L/D, desempeñan un papel fundamental a la hora entender su comportamiento. Las fibras de celulosa están constituidas por anillos de D-glucosa con tres grupos hidroxilo. El carácter altamente hidrófilo de estos grupos produce una elevada absorción de humedad, tendencia a la formación de aglomerados mediante puentes de hidrógeno entre las fibras, y una baja compatibilidad con matrices no polares debida a diferencias en su tensión superficial. Como consecuencia, los materiales lignocelulósicos presentan cierta dificultad para la formación de uniones interfaciales fuertes con matrices no polares. Esto se traduce en una dispersión deficiente del refuerzo en el fundido, baja mojabilidad y adhesión, y limitada transferencia de esfuerzos entre la matriz y las fibras.

Para solventar estos inconvenientes se ha mostrado eficaz la utilización de agentes de acoplamiento, tales como polipropileno maleado. Se trata de compuestos de bajo peso

molecular formados por una cadena polimérica y una corta cadena lateral con grupos capaces de reaccionar con la celulosa, formando enlaces covalentes con los grupos hidroxilo que ésta posee (Feng 2001).

Por otra parte, el tipo y origen de las fibras de celulosa también deben de afectar al comportamiento del material compuesto. Así, el comportamiento de materiales compuestos reforzados con fibras de coníferas (como el pino) que son largas y ahusadas y alcanzan longitudes superiores a los 2 mm, puede ser diferente del de aquéllos reforzados con fibras de frondosas (como el eucalipto o el álamo), caracterizadas por su menor longitud – cercana a 1 mm -, así como por estar constituidas por elementos no fibrosos como vasos.

No sólo los factores indicados inciden significativamente sobre las propiedades finales de los materiales compuestos, sino que la técnica y condiciones de procesamiento también juegan un papel fundamental sobre las mismas. Las técnicas de procesamiento utilizadas comúnmente cumplen dos funciones: la disgregación de aglomerados y la dispersión de las fibras en la matriz. Los equipos de mezcla más comúnmente utilizados son el molino de rodillos, el mezclador de cuchillas o mezclador interno, y las extrusoras de husillo simple y husillo doble.

Los esfuerzos actuales se concentran en la utilización de la extrusión como técnica de procesamiento de este tipo de materiales por varias razones: .i) el carácter continuo le confiere un gran atractivo desde el punto de vista industrial; .ii) eliminación de gases a través de los puertos de venteo; iii) posibilidad de optimización del proceso; iv) posibilidad de mejora de las propiedades de los productos a través de modificaciones en las variables del proceso y en la configuración de los husillos.

En esta comunicación se describen las investigaciones llevadas a cabo con el objeto de estudiar la influencia del tipo y porcentaje de refuerzo, así como de la presencia de agentes de acoplamiento sobre las propiedades mecánicas y térmicas de materiales compuestos de matriz poliolefínica reforzados con fibras de celulosa de distintos orígenes (eucalipto, pino y kenaf).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales y equipo experimental

En este trabajo se han utilizado fibras de celulosa de eucalipto (especie frondosa), pino (especie conífera) y kenaf (planta herbácea). Una vez secas, se han mezclado con una poliolefina (polipropileno Moplen 500 N, suministrado por BASELL). El agente de acoplamiento utilizado ha sido polipropileno maleado (MAPP).

Las fibras, el polipropileno y el MAPP (en el caso de ser utilizado) han sido mezclados y amasados en una extrusora de doble husillo corrotante con cabezal de tres hilos conectada en serie con una bañera de enfriamiento y una granceadora de cuchillas. La granza obtenida ha sido sometida a un proceso de moldeo por inyección para obtener probetas multipropósito según la norma ISO 3167, utilizando una máquina de inyección modelo Mateu & Solé 120/45.

2.2 Condiciones de ensayo

Los ensayos de tracción para el cálculo del módulo de elasticidad se han realizado de acuerdo con la norma ISO R 527 a una velocidad de deformación de 1 mm/min. Los ensayos de tracción destinados al cálculo del resto de propiedades de tracción se han realizado de acuerdo con la misma norma, pero a una velocidad de deformación de 5 mm/min. Los ensayos de flexión en tres puntos se han realizado conforme a la norma ISO 178-1975 (E) a una velocidad de deformación de 2 mm/min sobre probetas de material compuesto de dimensiones 80x10x4 mm. Ambos tipos de ensayos se han llevado a cabo con una máquina universal de ensayos INSTRON, modelo 1011.

Las propiedades de impacto han sido determinadas con un impactómetro Charpy, marca JBA de 2.5 J en probetas de dimensiones 80x10x4 mm, tal como exige la norma ISO 179-1:2000.

Las propiedades térmicas se han medido con un equipo de ensayos térmicos, modelo DEFLEX marca JBA. La temperatura VICAT se ha medido para valores de deformación de 1 mm a una velocidad de calentamiento de 50 °C/h y con una carga constante de 5000 g según norma ISO 306-1987, y la temperatura de flexión bajo carga (HDT) se ha obtenido para valores de deformación de 0.32 mm a una velocidad de calentamiento de 120 °C/h y con una carga constante de 1.82 MPa, según norma ISO 75-1987.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Propiedades mecánicas

Los valores de las propiedades mecánicas para los materiales compuestos PP/fibras de celulosa están recogidos en las Figs. 1-3 y en las tablas 1 y 2.

En la Fig. 1 se puede observar que a medida que se incrementa el porcentaje de fibras de celulosa en el material compuesto se incrementa su módulo de elasticidad a tracción. Dicho aumento se puede atribuir a la mayor rigidez del material propiciada por la presencia creciente de fibras, que restringe la reorganización de las macromoléculas sometidas al esfuerzo. En la misma figura también se pone de manifiesto la mejora en el módulo de elasticidad a tracción debida a la presencia del agente de acoplamiento utilizado (MAPP).

Dicha mejora es mayor, en términos relativos, en aquellos materiales compuestos con mayor porcentaje de refuerzo. Es sabido que el agente de acoplamiento, además de mejorar la adhesión matriz-refuerzo, provoca una mejora en la dispersión del refuerzo y, por tanto, una mejora en los valores del módulo de elasticidad (Charro 2000, Cardín 2000). En procesos de extrusión puede presentarse, en ocasiones, una rotura de los aglomerados y dispersión de los agregados insuficientes, especialmente en materiales compuestos con elevado contenido de refuerzo. Por ello, es lógico que la mejora en la dispersión del refuerzo producida por la presencia de agentes de acoplamiento sea más significativa para estos materiales compuestos.



Fig. 1 - Variación del módulo de elasticidad a tracción de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa con el porcentaje de fibras de refuerzo. Isolíneas: Tipo de fibra y porcentaje de agente de acoplamiento.



Fig. 2 - Variación de la resistencia a la tracción de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa con el porcentaje de fibras de refuerzo. Isolíneas: Tipo de fibra y porcentaje de agente de acoplamiento.

Al igual que en tracción, en flexión, se observa un aumento del módulo de elasticidad a medida que aumenta el contenido de refuerzo en el material compuesto. También se observa, aunque en menor medida, un aumento del módulo debido a la presencia de agentes de acoplamiento. Tanto en tracción como en flexión, la presencia del agente de acoplamiento provoca, en la mayoría de los casos, un mayor incremento relativo del módulo de elasticidad en los materiales compuestos reforzados con fibras de celulosa de kenaf que en los reforzados con fibras de celulosa de eucalipto, tal y como se puede observar en la tabla 1. Este mismo hecho se puede observar con los valores de las resistencias a la flexión y a la tracción. Por tanto, podría concluirse que las fibras de kenaf presentan mayor reactividad con el agente de acoplamiento utilizado que las fibras de eucalipto. Sin embargo, la existencia de algunos resultados contradictorios obliga a que dicha afirmación quede pendiente de futuras investigaciones.

| Tipo de | Porcentaje | Porcentaje | E _f | $\sigma_{\scriptscriptstyle f}$ | E_t/E_{t0} | σ_t / σ_{t0} | E_{f}/E_{f0} | σ_{f}/σ_{f0} |
|-----------|--------------|--------------|----------------|---------------------------------|--------------|--------------------------|----------------|--------------------------|
| fibra | de refuerzo | de MAPP | (Gpa) | (Mna) | (%) | (%) | (%) | (%) |
| | (%, en peso) | (%, en peso) | | (mpa) | | (70) | | (70) |
| | 30 | 0 | 4.065 | 62.75 | -2.3 | 27.9 | 96.9 | 18.4 |
| | 30 | 1.5 | 3.940 | 74.30 | | | | |
| Eucalipto | 40 | 0 | 4.471 | 56.97 | 3.8 | 47.4 | 2.2 | 35.6 |
| | 40 | 1.5 | 4.570 | 77.23 | | | | |
| | 50 | 0 | 5.725 | 55.19 | 9.9 | 76.0 | -5.9 | 51.5 |
| | 50 | 1.5 | 5.387 | 83.63 | | | | |
| | 40 | 0 | 4.086 | 49.17 | 2.8 | 47.5 | 2.4 | 37.1 |
| Kenaf | 40 | 1.5 | 4.185 | 67.41 | | | | |
| | 50 | 0 | 5.252 | 46.30 | 20 | 68.4 | 8.1 | 64.6 |
| | 50 | 1.5 | 5.682 | 76.2 | | | | |
| Pino | 40 | 0 | 3.915 | 55.78 | - | - | - | - |
| | 50 | 0 | 4.649 | 52.03 | - | - | - | - |

E_f: Módulo de elasticidad a flexión; σ_f : Resistencia a la flexión; E_t/E_{t0}; σ_t / σ_{t0} ; E_f/E_{f0}; σ_f / σ_{f0} : Incrementos relativos de las propiedades de tracción y flexión.

Tabla 1 - Propiedades de flexión de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa de eucalipto, kenaf, pino, e incremento relativo de las propiedades de tracción y flexión debido a la presencia del agente de acoplamiento.

En la Fig. 2 se puede observar cómo la presencia creciente de refuerzo produce una disminución en el valor de la resistencia a la tracción en aquellos materiales compuestos que no contienen agente de acoplamiento. Este hecho es debido a la mala adhesión matriz-refuerzo, que impide la transferencia de esfuerzos de la matriz al refuerzo, haciendo que las fibras se comporten, prácticamente, como huecos en la matriz y provocando, en consecuencia, una disminución de la resistencia a la tracción del material compuesto. Sin embargo, la mejora en la adhesión matriz-refuerzo, provocada por la presencia de agentes de acoplamiento, provoca un aumento de la resistencia a la tracción, al aumentar el

contenido de refuerzo, debido a una mayor eficacia en la transferencia de esfuerzos de la matriz al refuerzo.

Como se observa en la tabla 1, los valores de la resistencia a la flexión presentan una tendencia similar a la observada en tracción, disminuyendo su valor con concentraciones crecientes de refuerzo en ausencia de agente de acoplamiento y aumentando su valor en presencia del mismo. Por lo tanto, los resultados se pueden explicar siguiendo el razonamiento anterior.

En la Fig. 3 se representan los valores de resistencia al impacto sin entalladura obtenidos para los diferentes materiales compuestos ensayados. La presencia de las fibras de refuerzo produce una disminución de la resistencia al impacto asociada a la menor movilidad de las macromoléculas de la matriz poliolefínica. Dicha restricción en el movimiento de las cadenas de la matriz polimérica se traduce en una disminución de la energía disipada en la deformación elástica y plástica necesaria para la iniciación de la fractura. Además, un mayor contenido de refuerzo supone un mayor número de puntos débiles debidos a la posible presencia de aglomerados de fibras, facilitándose la iniciación de la fractura. La adición de agente de acoplamiento mejora la adhesión matriz-refuerzo con el consiguiente aumento en la resistencia al impacto tal y como se puede observar en la Fig. 3.



Fig. 3 - Variación de la resistencia al impacto sin entalladura de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa con el porcentaje de fibras de refuerzo. Isolíneas: Tipo de fibra y porcentaje de agente de acoplamiento.

En cuanto al efecto del tipo de fibra, los materiales compuestos reforzados con fibras de eucalipto han mostrado mejores propiedades mecánicas que aquéllos reforzados con fibras procedentes de pino o kenaf. Este hecho podría ser debido a que las propiedades físicas y mecánicas de las fibras de eucalipto son superiores a las de las fibras de kenaf y pino. A su

vez, los materiales compuestos reforzados con fibras de kenaf han dado valores del módulo de elasticidad a flexión y tracción superiores a los correspondientes a aquellos materiales compuestos reforzados con fibras de pino, mientras que estos últimos han dado valores superiores de la resistencia a la tracción y a la flexión. Este hecho se puede atribuir a que las fibras de kenaf presentan un mayor grado de dispersión en el seno de la matriz poliolefínica y una peor adhesión con la misma que las fibras de pino, en ausencia de agente de acoplamiento.

3.2 Propiedades térmicas

En la tabla 2 se muestran los valores determinados para la temperatura VICAT y la temperatura de flexión bajo carga de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa. Como se observa, tanto la temperatura de flexión bajo carga como la temperatura VICAT se incrementan al aumentar el contenido de refuerzo. La razón de este incremento en ambas temperaturas se puede atribuir a la menor movilidad de las macromoléculas de polímero debida a la presencia de las fibras. La adición de agente de acoplamiento incrementa los valores de ambas temperaturas en todos los casos, debido a la mejora de la adhesión matriz-refuerzo, que restringe, aún más, la movilidad de las macromoléculas, incrementando la temperatura necesaria para alcanzar la deformación prefijada en el ensayo.

| Tipo de fibra | Porcentaje de refuerzo Porcentaje de agente | | HDT | VICAT |
|---------------|---------------------------------------------|---------------------------|--------|--------|
| | (%, en peso) | acoplamiento (%, en peso) | (°C) | (°C) |
| | 30 | 0 | 136.55 | 136.1 |
| | 30 | 1.5 | 137.5 | 140 |
| Eucalipto | 40 | 0 | 139.7 | 136.9 |
| | 40 | 1.5 | 144.9 | 147 |
| | 50 | 0 | 141.7 | 142.65 |
| | 50 | 1.5 | 150.2 | |
| | 40 | 0 | 134.8 | 136.9 |
| Kenaf | 40 | 1.5 | 140.2 | 144.65 |
| | 50 | 0 | 138.8 | 143.9 |
| | 50 | 1.5 | 145.3 | 150.65 |
| Pino | 40 | 0 | 138.5 | 141.6 |
| | 50 | 0 | 141.6 | 143.9 |

 Tabla 2 - Temperatura de flexión bajo carga (HDT) y temperatura VICAT de los materiales compuestos PP/fibras de celulosa de eucalipto, kenaf, pino.

En cuanto al tipo de fibra, los materiales compuestos reforzados con fibras de eucalipto han precisado de temperaturas superiores para alcanzar las deformaciones prefijadas en los ensayos, siendo los materiales reforzados con fibras de kenaf los que han necesitado menores valores de temperatura. Estos resultados responden posiblemente a la adhesión deficiente entre las fibras de kenaf y la poliolefina en ausencia de agente de acoplamiento, tal y como ya se ha comentado anteriormente.

4. CONCLUSIONES

- 1. Los módulos de elasticidad a tracción y flexión, y las temperaturas VICAT y HDT de los materiales compuestos se incrementan al aumentar el porcentaje de fibras de refuerzo.
- 2. Las resistencias a la tracción, a la flexión y al impacto disminuyen al aumentar el porcentaje de refuerzo.
- La utilización de polipropileno maleado como agente de acoplamiento da lugar a una mejora generalizada de todas las propiedades estudiadas para los materiales compuestos objeto de este trabajo independientemente del tipo de fibra de celulosa utilizado.
- 4. Los materiales con fibras de eucalipto han dado mejores propiedades que los materiales con fibras de kenaf y pino, posiblemente, debido a las mejores propiedades físicas y mecánicas de este tipo de fibras. Los materiales reforzados con fibras de pino sin agente de acoplamiento han mostrado valores superiores de la resistencia a tracción y flexión, y de las propiedades térmicas a aquéllos reforzados con fibra de kenaf, mientras que estos últimos mostraron módulos de elasticidad a tracción y flexión superiores a los materiales reforzados con fibras de pino.

AGRADECIMIENTOS

Los autores hacen constar su agradecimiento a la CICYT por el apoyo financiero recibido para la realización de estas investigaciones en el marco del proyecto ref: MAT 2000-0678.

REFERENCIAS

CARDÍN, P. (2000). Aprovechamiento de Polietileno de Residuos Sólidos Urbanos para la Obtención de Materiales Compuestos con Fibras de Pasta de Celulosa Residuales. *Tesis Doctoral*. Universidad de Oviedo, Oviedo.

CHAN, Y., WHITE, J.L., OYANAGI, Y. (1978). Influence of Glass Fibers on the Extrusion and Injection-Molding Characteristics of Polyethylene and polystyrene Melts. *Polym. Eng. And Sci.*, 18, 4.

CHARRO, L.M. (2000). Desarrollo de Procedimientos y Formulaciones para la Obtención de Materiales Compuestos a partir de Polipropileno y Fibras de Celulosa Residuales. *Tesis Doctoral*, Universidad de Oviedo, Oviedo.

DENAULT, J., VU-KHANH, T. (1988). Role of Morphology and Coupling Agent in Fracture Performance of Glass-Filled Polyethylene. *Polym. Compos.*, Vol. 9, nº 5.

FENG, D., CAULFIELD, D.F., SANADI, A.R. (2001). Effect of Compatibilizer on Structure-Property Relationships of Kenaf-Fiber/Polypropylene Composites. *Polym. Compos.* Vol. 22, nº 4

XAVIER, S.F., SHULTZ, J.M., FRIEDRICH, K., Fracture Propagation in Particulate Filled Polypropylene Composites. Part1. Influence of filler nature. *J. Mater. Sci.*, 25, 2411-2420.

Efecto de la modificación de la interfase en el comportamiento de materiales compuestos naturales

P. Gañán, C. Jiménez, I. Giraldo, M. Jaramillo, L. Toro, J. Cruz

Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales, Universidad Pontificia Bolivariana,

Colombia

C. Marieta, I. Mondragón

Grupo 'Materiales + Tecnologías', Universidad del País Vasco/EHU, España

RESUMEN

Debido al gran auge que en los últimos años han cobrado las fibras naturales, es de gran importancia resolver una de las mayores dificultades que tienen frente a la compatibilidad con las matrices poliméricas y que se relaciona con su fuerte carácter hidrofílico, derivado de la presencia de sus grupos -OH. Para ello, es posible implementar diferentes tipos de estrategias, que incluyen la modificación de la fibra o de la matriz, o la adición de un tercer componente. En este estudio se realiza una evaluación del efecto que tienen algunas de ellas en el comportamiento de composites de resinas epoxídicas tipo DGEBA reforzados con fibras de banano. Para tal efecto, las fibras de banano han sido tratadas con un proceso alcalino y con un proceso de silanización, en tanto que la matriz epoxídica ha sido modificada con un caucho tipo CTBN. Los resultados obtenidos indican que son más eficientes los tratamientos de modificación de la fibra, pues permiten incrementar el comportamiento del composite tratado respecto a los de matriz modificada y los elaborados con la fibra sin tratar. En el caso de los materiales con matriz modificada, se aprecia que con el CTBN no se obtiene un aumento significativo en el comportamiento mecánico del composite, lo cual indica que el CTBN tiene una baja influencia en el mejoramiento de la adhesión entre la fibra de banano y la resina epoxídica.

1. INTRODUCCIÓN

En los próximos años se espera una mayor importancia tecnológica de las fibras naturales en el desarrollo de materiales compuestos, debido a sus ventajas ambientales, técnicas y económicas. En la actualidad, existen diversos desarrollos en plásticos reforzados con estas fibras, tanto para termoplásticos (Rana y otros, 1998) como termoestables (Saha y otros, 1999, Oksman y otros, 2002).

En Colombia, existen alrededor de 100 variedades de plantas de las que se pueden extraer

fibras, incluyendo las dedicadas exclusivamente a su producción, como es el caso del fique, y aquellas que se derivan de los desechos de cultivos (seudotallo, hojas y vástago), como la fibra de banano.

A pesar de las ventajas tecnológicas de las fibras de banano, como su baja densidad y sus apropiadas propiedades mecánicas y térmicas, éstas presentan un importante inconveniente para el desarrollo de materiales compuestos, relacionado con la presencia de grupos –OH, que son responsables de su fuerte carácter hidrofílico. Ello se traduce en problemas de adhesión con matrices plásticas de características hidrofóbicas. Con el fin de incrementar la compatibilidad en el sistema fibra natural – matriz polimérica, se emplean diferentes estrategias: modificación de la matriz, modificación de la fibra o adición de agentes de acoplamiento.

En este estudio, se analiza la influencia que presenta la modificación, tanto de la fibra de banano como de la matriz polimérica, en el comportamiento mecánico de un composite natural. La matriz seleccionada para el estudio corresponde a una matriz epoxídica tipo diglicidil éter de bisfenol-A (DGEBA) que ha sido modificada con CTBN. Por otro lado, en el caso de las modificaciones de la fibra de banano, se han empleado tratamientos de mercerización y silanización, los cuales pueden alterar la estructura y las propiedades de la fibra. Por ello, se ha realizado una completa caracterización tanto química como mecánica de las fibras tratadas y sin tratar. Los resultados obtenidos indican que los tratamientos implementados mejoran la compatibilidad, y por ello los composites reforzados con fibras tratadas registran mejores propiedades mecánicas a flexión que aquellos con fibras sin tratar.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1. Materias primas

Las fibras de banano empleadas, provenientes de seudotallos de la zona bananera de Urabá, fueron obtenidas mediante procesos de extracción mecánica. La matriz epoxídica, corresponde a una de tipo DGEBA y el endurecedor es una amina tipo TETA, referencia HY 956 de la casa *Ciba*.

2.2. Modificación de las fibras

Las fibras de banano fueron sometidas a un proceso alcalino (o mercerización) en una solución preparada al 20% en peso. El tiempo de inmersión fue de 1 hora. Tras el tratamiento, las fibras fueron lavadas con agua destilada acidificada en un comienzo y luego agua limpia hasta alcanzar un pH neutro. Finalmente, fueron secadas durante 24 horas a $100 \pm 5^{\circ}$ C.

En cuanto a la silanización, las fibras fueron sumergidas en una solución al 2,5% de 3aminopropiltrimetoxisilano, suministrado amablemente por la casa *Degusa Hüll*. Una vez transcurrida 1 hora de tratamiento, las fibras fueron sometidas a un proceso de secado similar al anterior. Este procedimiento fue realizado tanto sobre fibras con y sin tratamiento alcalino.

2.3. Modificación de la matriz

El elastómero CTBN empleado para modificar la matriz epoxídica corresponde al Hycar 1300X8 suministrado amablemente por la compañía *Noveon Corporate*, antigua *B. F. Goodrich*. Las proporciones de agente modificador empleado corresponden al 5 y 10% respecto a la matriz.

2.4. Elaboración de laminados

La técnica seleccionada para la elaboración de las placas reforzadas fue el moldeo manual (*Hand Lay up*) que se basa en la impregnación de los no tejidos con la mezcla de resina, endurecedor y modificador (cuando es el caso). La presentación del refuerzo corresponde a mats de hilos cortos, con una longitud de 25 mm. Debido a la técnica de transformación empleada el porcentaje de refuerzo en el compuesto se encuentra alrededor del 20% en peso.

Para realizar el curado de la resina se empleó una relación estequiométrica; para el curado de los laminados de fibras modificadas el sistema fue curado a temperatura ambiente durante varias horas, en tanto que para los laminados conteniendo resina modificada se realizó un curado a 60 °C durante 2 horas y a una temperatura de postcurado de 110 °C durante el mismo período de tiempo.

2.5. Métodos de ensayo

Para evaluar los cambios que los diferentes tratamientos introducen en la estructura y características de las fibras tratadas, fueron realizados ensayos de espectroscopía infrarroja FTIR en un equipo Perkin-Elmer 1600 PCFTIR. La resolución empleada corresponde a 4 cm⁻¹ y por cada muestra fueron realizados 20 barridos.

Para evaluar el comportamiento mecánico del material compuesto, fueron realizados ensayos de flexión a tres puntos, de acuerdo con la norma ASTM D 790-92.

Finalmente, fue determinada la captación de humedad de los diferentes laminados de acuerdo a lo especificado en la norma ASMT D-570.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. Estudio por espectroscopía infrarroja

La espectroscopía infrarroja es una técnica apropiada para establecer la composición química de las fibras, así como para evaluar los cambios que éstas experimentan por efecto

de los tratamientos superficiales implementados para mejorar su compatibilidad con las matrices poliméricas. La fibra de banano, al igual que otras fibras naturales, está formada principalmente por celulosa, lignina y hemicelulosa, tal como se aprecia en la figura 1. Sin embargo, cuando la fibra es tratada puede experimentar cambios estructurales. Tal como es el caso de la fibra mercerizada que se aprecia en la figura 2, donde se registra una total atenuación de la vibración cercana a 1740 cm⁻¹ que se relaciona con los grupos carbonilo, que se encuentran presentes en estructuras de la fibra tales como la lignina y la hemicelulosa. Este resultado implica una de parte de los componentes de la fibra por efecto de este tratamiento, y es comparable con lo registrado en el caso de otras fibras tales como el fique (Gañán y Mondragon, 2002) o el yute (Ray y Sarkar, 2001). Así mismo, en la fibra mercerizada se observa una alteración de la banda a 1257 cm⁻¹ asociada con los grupos C-O del anillo de guaiacilo de la lignina y una reducción en las vibraciones cercanas a 1500 cm⁻¹ del anillo aromático de la misma.

Respecto al silano, en la figura 2 se aprecia que algunos de los principales cambios que experimenta el espectro de la fibra se relacionan con la presencia de nuevas bandas de vibración a 1118 cm⁻¹ y 823 cm⁻¹ y que están asociadas al enlace Si-C y Si-OH respectivamente. Sin embargo, en este tratamiento no se alcanzan reducciones en la composición química de la fibra.



Fig. 1 – Espectros infrarrojos de una fibra de banano.



Fig. 2 – Espectros infrarrojos de fibras de banano sometidas a diferentes tratamientos. (—) Mercerización o tratamiento alcalino y (•••) silanización.

3.2. Comportamiento a flexión de los composites

En la figura 3 se presenta el comportamiento a flexión de los materiales compuestos elaborados con fibras tratadas y sin tratar. De acuerdo con estos resultados, se puede decir que ambos tratamientos resultan eficientes para incrementar la compatibilidad a través de la interfase fibra de banano/matriz epoxídica. En el caso de las fibras mercerizadas, la mejora significativa de la resistencia respecto al composite con fibras sin tratar, guarda relación con lo apreciado en trabajos previos (Gañán y otros, 2003), donde se observa el incremento de sus propiedades a tracción. De otro lado, el mejor comportamiento se alcanza cuando las fibras han sido sometidas al tratamiento alcalino previo, pues este proceso permite que el silano se fije en forma más efectiva sobre la fibra, pues durante el mismo se eliminan componentes como pectinas y ceras, a la vez que alteran la rugosidad superficial de la fibra.



Fig. 3 – Comportamiento mecánico de materiales compuestos reforzados con fibras de banano tratadas. Curado realizado a temperatura ambiente.

Respecto al proceso de modificación de la matriz, la figura 4 presenta el comportamiento mecánico de diferentes laminados elaborados con CTBN. En este caso, se aprecia que el modificador tiene baja influencia en la mejora de la interfase fibra/matriz pues, pese a estar presente, existe una escasa diferencia en el comportamiento del material modificado y del sin modificar. Sin embargo, conforme se incrementa la presencia del CTBN, la resistencia del material disminuye. Cuando el CTBN se disuelve en la matriz epoxídica origina nuevas morfologías al interior del material, y que se relacionan con el incremento en la tenacidad de la matriz. Es posible, que a mayor presencia de CTBN en el material se creen más de estas mismas que pueden afectar la transferencia de esfuerzos entre la fibra y la matriz, afectando con ello el comportamiento mecánico del composite.



Fig. 4 – Comportamiento mecánico de materiales compuestos de matriz epoxídica modificada con CTBN y reforzados con fibras de banano. Curado a 60°C por 2h y poscurado a 110°C por 2h.

3.3. Captación de humedad

En la figura 5 se presentan los resultados obtenidos de los ensayos de captación de humedad para muestras tanto de fibras tratadas como sin tratar con sus respectivos materiales compuestos. En este caso, se aprecia que al ser realizado algún tipo de tratamiento sobre la superficie de la fibra, éste permite reducir la captación de humedad de la misma. Este resultado guarda relación con la reducción en la tendencia hidrofílica de la fibra, lo cual contribuye a la mejora de la interfase fibra/matriz, tal como se apreciaba en el comportamiento mecánico de los composites.



Fig. 5 – Captación de humedad de fibras tratadas (◦) y de sus respectivos materiales compuestos (■). Curado realizado a temperatura ambiente.

Nuevamente la acción combinada de ambos procesos permite obtener los niveles más bajos de absorción de humedad. En el caso de las fibras que han sido mercerizadas se aprecia el efecto de la reducción de las estructuras no celulósicas como la hemicelulosa, comentado anteriormente, pues contribuye en la tendencia hidrofílica de la fibra. En el caso de la silanización, el comportamiento observado se relaciona con la presencia de los nuevos grupos sobre la superficie de la fibra.

Para los laminados realizados con resinas modificadas con CTBN, se aprecia en la figura 6 que a bajos niveles de modificador es posible obtener una reducción en la captación de humedad del composite, sin embargo a mayor proporción de modificador, la captación de humedad del material se incrementa de nuevo. Circunstancia que podría guardar relación con lo comentado antes respecto a la formación de nuevas morfologías al interior del material.

De los resultados apreciados en ambas figuras es posible deducir que es la fibra la que condiciona la captación de humedad por parte del material, y que los tratamientos aplicados sobre ella son más efectivos que la utilización de un modificador.



Fig. 6 – Captación de humedad.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha evaluado la influencia que tiene la modificación tanto de la fibra de banano como de la matriz epoxídica sobre el comportamiento del composite. De acuerdo con los resultados obtenidos, es posible concluir que:

- La utilización de tratamientos superficiales para modificar la fibra permite mejorar el comportamiento de la interfase fibra de banano/matriz epoxídica, lo cual se refleja en un incremento en el comportamiento mecánico del material compuesto y en la reducción en su tendencia a captar humedad.
- La modificación de las fibras de banano mediante tratamientos como la mercerización y la silamización demuestra ser un método más eficiente que la modificación de la matriz mediante cauchos, pues en este último caso las mejoras que se introducen sobre el comportamiento mecánico del compuesto son menores.
- Los tratamientos superficiales implementados tienen un mayor grado de eficiencia, pues su acción se concentra en la atenuación del carácter hidrofílico de la matriz.
- La combinación de tratamientos superficiales resulta ser un procedimiento de gran interés, pues a través de él se han obtenido las mejores propiedades mecánicas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Agencia Española de Cooperación Internacional (AECI) por el apoyo financiero brindado al desarrollo de un proyecto de investigación conjunto en el tema de fibras naturales colombianas, del cual hace parte este trabajo.

REFERENCIAS

GAÑÁN, P. and MONDRAGON, I. (2002). Surface modification of fique fiber. Effect on their physico-mechanical properties. *Polymer Composites* 23 pp. 383-394.

GAÑÁN,P., GARBITZU, S. and MONDRAGON, I. (2003). Mechanical and Physico-Chemical Behavior of Banana Fibers after Treatment with Several Compounds. *International Conference Composite Science and Technology, ICCST/4 21-23 May 2003,* Natal University Durban, Sudáfrica.

OKSMAN, K., WALLSTRÖM, L., BERGLUND, L. and DIAS, R. (2002). Morphology and mechanical properties of unidirectional sisal-epoxy composites. *Journal Applied Polymer Science* 84 pp: 2358-2365.

RANA, R., MANDAL, A., MITRA, B., JACOBSON, R., ROWELL, R. and BANERJEE, A. (1998). Short jute fiber-reinforced polypropylene composites: Effect of compatibilizer. *Journal Applied Polymer Science* 69 pp: 329-338.

RAY, D. and SARKAR, B. (2001). Characterization of alkali-treated jute fibers for physical and mechanical properties. *Journal Applied Polymer Science* 80 pp. 1013-1020.

SAHA, A., DAS, S., BHATTA, D. and MITRA, B. (1999) Study of jute fibers reinforced polyester composites by dynamic mechanical analysis. *Journal Applied Polymer Science* 71 pp: 1505-1513.

Procesos de extracción biológica como alternativa para la obtención de refuerzos naturales a partir de desechos del cultivo de banano

P. Gañán, R. Zuluaga, A. Rios, H. Kerguelen

Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales, Universidad Pontificia Bolivariana, Colombia

M. Ramírez

Centro de Investigaciones Biotecnológicas, Universidad Pontificia Bolivariana, Colombia A. Arbelaiz, I. Mondragón

Grupo 'Materiales + Tecnologías', Universidad del País Vasco/EHU, España

RESUMEN

En la actualidad, la gran mayoría de fibras vegetales que se disponen a nivel comercial como materiales de refuerzo proceden de plantas sembradas para tal fin como el sisal, yute, lino o abacá; sin embargo existe un importante potencial en los desechos vegetales de otros cultivos como el banano o el coco, donde la fibra se convierte en un subproducto del proceso. En este último caso es necesario implementar diferentes métodos de extracción que permitan obtener fibras con un buen rendimiento. Por ello, en esta investigación se ha evaluado la viabilidad que tiene la extracción de fibras de banano procedentes del vástago mediante procesos biológicos, lográndose optimizar el tiempo de extracción a 10 días. A lo largo del estudio se ha evaluado el efecto que tiene el tiempo de exposición sobre la estructura y propiedades mecánicas de las fibras, observándose que la resistencia mecánica de la fibra disminuye a mayores tiempos de extracción debido al debilitamiento de las paredes celulares que conforman la estructura de la misma.

1. INTRODUCCIÓN

Debido a la gran importancia que en los últimos años han cobrado las fibras naturales en el desarrollo de materiales compuestos, diversos grupos han intensificado las investigaciones en torno a ellas. La gran mayoría de fibras vegetales que se disponen a nivel comercial proceden de plantas sembradas para tal fin como el sisal, yute, lino o abacá; sin embargo existe un importante potencial en los desechos vegetales de otros cultivos como el banano o el coco, donde la fibra se convierte en un subproducto del proceso.

En Colombia existen cerca 41300 hectáreas cultivadas de banano de exportación (Zuluaga y otros, 2003), y sitúan al país como el tercer productor mundial. De una planta de banano sólo es comercializado el 11 % de su peso total, que corresponde a la fruta. Las demás partes de la planta se convierten en desechos tras la cosecha. De los residuos conformados por el seudotallo (falso tallo), el vástago y la vena de la hoja es posible extraer fibras mediante la implementación de procesos de extracción biológica y mecánica. Existen algunas diferencias importantes en cada caso. Con el sistema mecánico las fibras sufren cortes que afectan el rendimiento de la operación, en tanto el proceso de extracción biológica permite obtener mayor cantidad de fibra del residuo pero en períodos de tiempo superiores al anterior. Por ello, en esta investigación se ha evaluado la viabilidad que tiene la extracción de fibras de banano procedentes del vástago mediante procesos biológicos, lográndose optimizar el tiempo de extracción a 10 días. A lo largo del estudio se ha evaluado el efecto que tiene el tiempo de exposición sobre la estructura y propiedades mecánicas de las fibras, observándose que la resistencia mecánica disminuye a mayores tiempos de exposición debido al debilitamiento de las paredes celulares que conforman la estructura de la fibra, pero que a la vez puede contribuir también a la liberación de las microfibrillas internas de celulosa que son de alto interés en el desarrollo de composites.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1. Proceso de extracción biológica

La biomasa usada en el estudio corresponde a vástagos (o raquis) de la variedad *Valery* procedentes de la región de Urabá (Antioquia/Colombia), principal área productora del país. El proceso de extracción fue realizado en las instalaciones del CIBIOT de la UPB (Medellín/Colombia), e incluye la inmersión prolongada de las muestras en agua corriente en un reactor con temperatura controlada a 33°C y con salida a una solución saturada de cobre, que tiene como principal función controlar los gases generados durante la fermentación. A lo largo del proceso, la carga microbiana del vástago fue proliferando y con ella la eficiencia del proceso. Durante el tiempo del ensayo, el pH fue evaluado constantemente para asegurar analizar el avance de la fermentación y controlar el crecimiento de la masa microbiana. Las muestras de fibras fueron obtenidas desde los 10 días y en diferentes tiempos. Tras su extracción fueron sometidas a una limpieza con agua destilada para remover los restos de material vegetal aún presentes sobre la superficie de la fibra. Antes de cada ensayo las fibras fueron sometidas a una proceso de secado a $105 \pm 5^{\circ}$ C durante 24 horas.

2.2. Evaluación de las fibras

Las técnicas empleadas para evaluar el comportamiento de las fibras fueron: la espectroscopía infrarroja FTIR, realizada en un equipo tipo Perkin-Elmer 1600 PC, realizando 20 barridos por muestra y empleando una resolución de 4 cm^{-1} .

El comportamiento a tracción de las fibras fue llevado a cabo en un equipo Instron modelo 4026. La velocidad de la cruceta corresponde a 5 mm/min y la longitud de ensayo fue de 50 mm. El diámetro de las fibras fue medido antes de cada ensayo empleando para ello un microscopio Olympus.

Por otro lado, mediante microscopía óptica fueron analizadas las secciones transversales de diferentes muestras. Para incrementar la calidad del método, las fibras fueron teñidas con hematoxilina-eosina y posteriormente observadas al microscopio.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Estudio mediante espectroscopía infrarroja

En la figura 1 se presentan los espectros infrarrojos de fibras de banano extraídas en diferentes etapas del proceso de fermentación. Al igual que ocurre con otras fibras vegetales tales como el fique (Gañán y Mondragon, 2002), el sisal o el jute (Ray, 2001), las fibras de banano están conformadas principalmente por celulosa, lignina y hemicelulosa. Sin embargo, conforme avanza el tiempo de extracción, tanto las estructuras celulósicas como las no celulósicas y en especial la lignina y la hemicelulosa, se pueden ver afectadas. Este comportamiento se registra en variaciones de algunas de sus vibraciones típicas como ocurre en casos como el del incremento en la deformación de la banda de 3429 cm⁻¹ asociada a los grupos –OH presentes en la fibra, así como las alteraciones en la región cercana a 1540 cm⁻¹ asociada con la vibración de los anillos aromáticos de la lignina, o las de otras bandas de este mismo compuesto ubicadas a 837 cm⁻¹ y 681 cm⁻¹. En cuanto a la celulosa, algunas alteraciones se aprecian en las regiones cercanas a 681 cm⁻¹, que están relacionadas con el anillo de glucosa.



Fig. 1 – Espectros infrarrojos de fibras de banano a diferentes tiempos de extracción.
(--) tras 10 días, (---) tras 15 días, (•••) tras 20 días, (--· --) tras 30 días.

De otro lado y tal como se ha mencionaba anteriormente, al avanzar el tiempo de exposición, se aprecia una marcada reducción de vibraciones en la región entre 1700-1500 cm⁻¹ (Kataoka y Kondo, 1998) asociada a la disminución de la presencia de sustancias polisacáridas no celulósicas y que incluyen componentes como los xiloxanos de la hemicelulosa (Fengel y Wegener, 1984), sustancias que se constituyen en los primeros componentes en ser afectados por el proceso de extracción.

De acuerdo con lo anterior, las variaciones registradas se pueden relacionar con el avance de la fermentación, que incluye el aumento de la actividad microbiana y con ello estimula el desarrollo de fases como la metanogénica que pueden afectar la integridad de las paredes de la fibra al atacar directamente parte de las estructuras que la conforman, como es el caso de los xiloxanos. Pese a lo anterior, aún no se registran niveles importantes de degradación avanzada en partes integrales de la celulosa, principal componente estructural de la fibra, y que se registrarían en fuertes variaciones de la banda de 900 cm⁻¹, asociada al anillo de glucosa y a las variaciones en la cristalización de la misma.

3.2 Comportamiento a tracción de las fibras de banano

En la figura 2 se presentan las variaciones de las propiedades a tracción de fibras de banano extraídas a diferentes tiempos. De acuerdo con estos resultados, a mayores tiempos de exposición la resistencia y la rigidez de la fibra se ven reducidas. Esta circunstancia esta asociada a las variaciones que se registran en las paredes de la fibra, y que se ven cada vez más afectadas en función del avance del proceso de extracción, tal como se ha comentado en el análisis espectroscópico.



Fig. 2 – Comportamiento mecánico de fibras de banano extraídas obtenidas en diferentes períodos de tiempo de extracción.

3.3 Análisis por microscopía óptica

En la figura 3 se aprecian los cortes transversales de fibras obtenidas en diferentes etapas del proceso. Se aprecia que la fibra de 10 días es más compacta, sin embargo conforme avanza la extracción, existe un mayor nivel de distensionamiento de las paredes, que se refleja en una pérdida de integridad estructural de la fibra, siendo particularmente crítico cuando han transcurrido 30 días de extracción. Estas observaciones indican que efectivamente a mayor tiempo de extracción se incrementa el ataque sobre las paredes de la fibra.



Fig. 3 – Micrografías de secciones transversales de fibras de banano obtenidas a diferentes tiempos de extracción (x 400) tras: a) 10 días, b) 20 días y c) 30 días.

c)

Las fibras que se han podido aislar desde los 10 días hasta los 30 días de extracción, corresponden a fibras denominadas técnicas, debido a que su diámetro se encuentra entre 50 y 100 micras (Bos y otros, 2002), y son precisamente éstas las que están experimentando el mayor grado de deterioro de sus paredes celulares, tal como se ha podido observar mediante la espectroscopía infrarroja y el análisis micrográfico. Sin embargo, el grado de deterioro observado conforme avanza el proceso, en especial cuando han transcurrido cerca de 30 días, y que se observa en la micrografía c de la figura 3, revela un mayor nivel de separación entre los componentes de la fibra, e indica que este proceso permitiría llegar a separar las fibras elementales (fibras con diámetros entre 10 y 20 micras), pues el proceso microbiano ataca principalmente componentes no celulósicos como los xiloxanos de la lignina, y que conforman la base de la matriz que las mantiene unidas. Según lo anterior, este proceso de extracción realizado en forma controlada, permite obtener las fibras elementales, esencialmente de celulosa que, de acuerdo con otros

autores tales como Eichhorn y otros, 2001, en su revisión sobre investigaciones internacionales entorno a fibras de celulosa y sus composites, anotan que la producción de fibras de celulosa mediante procesos bacterianos o animales permite resolver defectos presentes en las fibras técnicas de lino o cáñamo. Pues, debido a su tamaño tienen presencia de mayor número de defectos que inciden en el comportamiento mecánico del material compuesto.

4. CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados obtenidos durante el desarrollo de la presente investigación, es posible concluir que:

- Es posible obtener fibras técnicas, mediante procesos de extracción biológica, de los desechos de cultivo de la planta de banano, en especial del vástago.
- La extracción de fibras de banano se convierte en una alternativa ambiental y económica importante a la disposición final de estos residuos sólidos que, cada vez más, se tornan en un fuerte problema de salubridad tanto en las regiones de cultivo como en los centros de acopio de alimentos.
- La calidad de las fibras se ve afectado por el tiempo en que el vástago se encuentra sometido al proceso de extracción. Tal como se ha observado la actividad microbiana ataca algunos de los componentes que las conforman.
- Mediante el control de la fermentación es posible obtener fibras de banano estructurales; sin embargo, aprovechando la eliminación de los componentes que constituyen la parte no cristalina y celulósica de la fibra, es posible obtener las fibras elementales a base de celulosa, lo que constituye una importante alternativa para el desarrollo de composites.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Agencia Española de Cooperación Internacional (AECI) por el apoyo financiero brindado al desarrollo de un proyecto de investigación conjunto en el tema de fibras naturales colombianas, del cual hace parte este trabajo.

REFERENCIAS

BOS, H., VAN DEN OEVER, M and PETER, O. (2002). Tensile and compresive properties of flax fibres for natural fibre reinforced composites. *Journal of Materials Science*. 37 pp. 1683-1692.

EICHHORN, S., BAILLIE, C., ZAFEIROPOULOS, N., MWAIKAMBO, L., ANSELL, P., DUFRESNE, A., ENTWISTLE, K., HERRERA, P., ESCAMILLA, G., GROOM, L., HUGHES, M., HILL, C., RIALS, T. and WILD, P. (2001). Review. Current international research into cellulosic fibers and composites. *Journal of Materials Science*. 36 pp. 2107-2131.

FENGEL, D. and WEGENER, G. (1984). *Wood. Chemistry, Ultrastructure, Reactions.* Walter de Gruyter. Berlin.

GAÑÁN, P. and MONDRAGON, I. (2002). Surface modification of fique fiber. Effect on their physico-mechanical properties. *Polymer Composites* 23 pp. 383-394.

KATAOKA, Y. and KONDO, T. (1998). FT-IR Microscopic analysis of changing cellulose crystalline structure during wood cell wall formation. *Macromolecules* 31 pp. 760-764.

RAY, D. and SARKAR, B. (2001). Characterization of alkali-treated jute fibers for physical and mechanical properties, *Journal of Applied Polymer Science* 80 pp. 1013-1020. ZULUAGA, R., RIOS, A., GAVIRIA, A., CASAS, A., RAMIREZ, M., KERGUELEN, H. y GAÑÁN, P. (2003). Aprovechamiento de los residuos fibrosos de la agroindustria bananera. *8^a Jornadas de Investigación, 5-7 de Mayo 2003*. Universidad Pontificia Bolivariana, Medellín-Colombia.

Análisis comparativo de las propiedades mecánicas de materiales compuestos obtenidos a partir de tecnologías textiles tridimensionales (3D "weaving" y 3D "braiding") mediante cálculos por elementos finitos a nivel micromecánico

A. Chiminelli

Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España J. M. Bielsa, L. Castejón, R. Guzmán, N. Tolosana Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

En el presente artículo se analiza en forma comparativa el comportamiento elástico de materiales compuestos reforzados con dos tecnologías textiles diferentes: 3D weaving y 3D braiding. Dicho análisis se basa en sendos modelos de Elementos Finitos a nivel micromecánico, en los que quedan patentes las diferencias entre las arquitecturas textiles resultantes de la aplicación de ambas tecnologías.

1. INTRODUCCIÓN

La utilización de materiales compuestos Ha aumentado en los últimos años en forma considerable en una enorme variedad de aplicaciones; en sectores como el de la aeronáutica, la automoción y los transportes en general, se ha encontrado que estos sistemas brindan el mejor compromiso coste / rendimiento. Los materiales compuestos combinan alta rigidez y resistencia con baja densidad, poseen alta energía de absorción específica, un excelente comportamiento frente a fatiga y son altamente resistentes a la corrosión.

Desde el punto de vista mecánico, uno de los mayores problemas que presentan los laminados de materiales compuestos es el de sus pobres propiedades en la dirección del espesor, dando origen al fenómeno conocido como delaminación. Este puede presentarse en aquellos casos en donde las componentes de tensiones fuera del plano sean importantes, por ejemplo cuando existen cargas puntuales o de impacto, cuando se presentan concentradores de tensiones, en problemas de crash o donde aparezcan efectos dinámicos, o simplemente cuando el espesor del laminado sea importante.

Las preformas textiles tridimensionales surgen como un sistema de refuerzo diseñado para eliminar los problemas de la delaminación incorporando fibras en la dirección del espesor. Este refuerzo transversal dentro del material hace que el material compuesto presente además una alta resistencia al impacto y a la fatiga.



Fig. 1 - Preformas textiles 3D Weaving y 3D Braiding.

Desde el punto de vista del proceso de fabricación de materiales compuestos, las preformas textiles presentan una mayor integridad, lo cual se verá reflejado finalmente en la calidad de las piezas. Sin embargo, son más difíciles de adaptar a formas complejas, por lo que su aplicación en estos casos se ve algo restringida. La impregnación de este tipo de tejidos es más sencilla que la de los refuerzos 2D convencionales, debido a las hebras en la dirección del espesor "abren" la preforma facilitando el flujo dentro del refuerzo. En procesos industriales como el de transferencia de resina (RTM) esto representa una ventaja importante.

Las características mecánicas de los materiales compuestos reforzados con preformas textiles, al igual que para los compuestos convencionales, pueden definirse principalmente a través de las curvas tensión-deformación (según las direcciones de interés), el análisis de modos de fallo y la relación de estos con la degradación de las propiedades de material. Estos parámetros pueden analizarse de forma experimental o mediante estudios micromecánicos analíticos o numéricos. Siempre que sea posible es recomendable la realización de ensayos mecánicos experimentales, que constituyen la forma más precisa de caracterizar el material a través de un adecuado análisis estadístico de los resultados. Sin embargo, existen algunos casos en los que la realización de este tipo de estudios es prácticamente imposible, ya sea debido a la complejidad o al coste del mismo, como podría ser la estimación de las propiedades mecánicos, y en particular los modelos numéricos como el de los elementos finitos, son un método de análisis alternativo que aplicado adecuadamente pueden brindar una enorme cantidad de información y alcanzar un alto grado de aproximación a las propiedades del material real.

En el presente trabajo se presenta un análisis completo de las propiedades mecánicas elásticas de dos tipos de refuerzos tridimencionales de fibra de vidrio diferentes (3D Weaving y 3D Braiding) mediante la utilización de sendos modelos micromecánicos. Este tipo de modelos resulta particularmente útil además de como herramienta de caracterización mecánica, para su aplicación posterior mediante el método de homogenización para el estudio de modelos globales que sería imposible tratar desde una descripción a nivel microscópico.

Finalmente, en los estudios micromecánicos siempre es importante tener valores experimentales de referencia como parámetros de validación del modelo utilizado. En nuestro caso, se han tomado como referencia experimental los valores de los módulos elásticos en el plano obtenidos de ensayos de tracción.

2. DESCRIPCIÓN DE LOS SISTEMAS MATERIALES

2.1 Matriz

La resina considerada como matriz para los materiales compuestos reforzados con ambos tipos de preformas textiles fue una resina epoxi/vinylester (Derakane 8084, DOW). Esta resina fue la utilizada para los ensayos experimentales y también define las propiedades de la matriz en los modelos FE.

Las propiedades de dicha resina luego de la polimerización se detallan en la Tabla 1. y vienen dadas en la hoja de especificación del producto.

| Derakane 8084 (epoxi/vinilester resin) | | | |
|----------------------------------------|------------------------------|--|--|
| Curing Agent Mixture | 2%MEKP - 1.8% OcCo - 0.1%DMA | | |
| Elastic Modulus (Gpa) | 3.1 | | |
| Tensile Strength (Mpa) | 80 | | |
| Strain at failure (%) | 8 | | |
| Possion coefficient | 0.3 | | |
| Specific gravity (gr/cm^3) | 1.3 | | |

Tabla1 - Propiedades de la resina epoxi/viniléster.

Por otro lado, las características de las preformas textiles estudiadas son las siguientes:

2.2 Preforma 3D weaving

El tejido este fabricado a partir de fibras de vidrio E convencional con dos capas de hebras en sentido *warp* y tres capas en sentido *fill*, las hebras en la dirección Z son la que unen todas las capas (Figura 2.).



Figura 2. Fotografía del tejido 3D weaving estudiado.

Las características de la preforma se sintetizan en la Tabla 2.

| 3 Weave E-54 | | | | |
|-----------------------------------------|---------|---------|---------|--|
| Parameters | Warp | Fill | ZYam | |
| Fiber Type | E-Glass | E-Glass | E-Glass | |
| Fiber Weight (%) | 50.3 | 48.8 | 0.9 | |
| N° of Yarns Layers | 2 | 3 | - | |
| Areal weight (Kgr/m ²) 1.83 | | | | |

Tabla 2. Descripción de la preforma 3D weaving.

2.3 Preforma 3D Braiding

El material 3D braiding, por su parte, está formado también por hebras de vidrioE, constando de 3 capas de hebras en el sentido *standing*, y el resto hebras en el sentido *braiding* orientadas a 20°, entrelazando completamente esas tres capas.



Figura 3. Fotografía del tejido 3D braiding estudiado.

La caracterización porcentual de fibra en el material es la siguiente, atendiendo a la geometría textil:

- Hebras longitudinales, Vf=17.57%
- Hebras biaxiales, Vf=17.37%.
- Volumen de fibra total del material compuesto Vf=35.7%

2.4 Fibra

Finalmente, las propiedades mecánicas del vidrio E utilizadas para la modelización se detallan en la Tabla 4.

| Glass Fiber Type E | | | | |
|----------------------------|------|--|--|--|
| Elastic Modulus (Gpa) | 72.5 | | | |
| Tensile Strength (Mpa) | 3450 | | | |
| Strain Failure (%) | 4.88 | | | |
| Poisson coefficient | 0.22 | | | |
| Specific gravity (gr/cm^3) | 2.58 | | | |

Tabla 4 - Propiedades típicas del vidrio E.

Estas propiedades corresponden a una única fibra, que puede considerarse como isótropa. Las hebras definidas en los modelos micromecánicos podrán considerarse como un haz de estas fibras unidas por una cantidad de resina pequeña. De esta manera, éstas se pueden tratar como un material compuesto unidireccional con una alta fracción volumétrica de refuerzo.

3. DEFINICIÓN DE LOS MODELOS DE ELEMENTOS FINITOS UTILIZADOS

3.1 Descripción General

Modelo para 3D Weaving.

En este modelo tanto la resina como el refuerzo fueron discretizados utilizando elementos solidos de 4,6 y 8 nodos. El análisis se llevó a cabo utilizando ABAQUS/Standard. La respuesta mecánica se puede obtener analizando un volumen representativo del material que contenga la celda unidad del refuerzo. La elección de la celda unidad debe realizarse asegurando que la misma contiene suficiente número de heterogeneidades de modo que las propiedades que se obtengan no dependan del tamaño de la misma. Por esta razón es que en primer lugar se realizó un estudio de sensibilidad y convergencia de diferentes celdas unitarias con diferentes mallados hasta encontrar un modelo adecuado en cuanto a coste computacional.

El modelo esta compuesto por 12368 elementos y 13149 nodos. Los elementos fueron divididos en cuatro grupos de acuerdo con el material modelado: *warp, fill, zeta* y matriz. La fracción volumétrica de refuerzo en el modelo fue 0.45, 0.23 para las hebras fill, 0.21 para las hebras warp y 0.01 para las hebras en Z. Estas fracciones no se corresponden exactamente con las del tejido real modelado (ver apartado anterior), esto es consecuencia de la dificultad durante la etapa de mallado de alcanzar fracciones volumétricas finales predefinidas. De todas formas puede considerarse que el grado de aproximación es suficientemente bueno.



Fig. 4 - Mallado de la preforma 3D weaving y la matriz de resina.

Como dijimos anteriormente, las hebras pueden considerarse como un material compuesto unidireccional con una alta fracción volumétrica de fibras, observaciones microscópicas muestran que este valor puede estimarse en 0.8. Luego, el volumen real de fibras de refuerzo en el modelo será el producto de esta fracción volumétrica y la fracción volumétrica de las hebras en el modelo. Esto da un valor de 0.36.

Modelo para 3D Braiding.

En el caso del modelo 3D braiding, por su parte, se ha relizado una discretización tanto de matriz (que se considera isótropa), como de las hebras (consideradas transversalmente isótropas) mediante elementos cuadráticos de 10 nodos, constando de de 110.000 elementos y 160.000 nodos.

Del mismo modo, las hebras se consideran como un material unidireccional de alto porcentaje en volumen de fibra (80%), siendo el volumen de fibra final alcanzado en el modelo de 35,7%, correspondiendo la mitad de este volumen a las hebras *standing*, y la otra mitad a las hebras *braiding*.

Las siguientes figuras muestran en detalle la discretización tanto de matriz, como de hebras longitudinales y transversales.



Discretización de matriz



Discretización de las hebras longitudinales



Discretización de las hebras biaxiales Fig. 5 – Mallado de la preforma 3D braiding.

Definición de propiedades

La definición de las propiedades de la resina en el modelo se realizó en base a las propiedades de la resina polimerizada según se especificó en la Tabla 1. El modelo utilizado fue elasto-plaático e isotrópico y estaría definido por una curva tensión-deformación como la que se muestra en la Figura 4.



Fig. 6 - Curva tensión-deformación para la resina considerada.

Las propiedades de las hebras de fibra de vidrio se definieron partiendo de las propiedades del vidrio E detalladas anteriormente y aplicando el modelo de Abolinsh. Este modelo estima las constantes ingenieriles de un material compuesto unidireccional planteando los modelos de regla de mezclas corregidos de modo de no permitir la separación de las fases. Las expresiones propuestas por este modelo son:

$$Exx = Vf \cdot Ef_{L} + Vm \cdot Em$$

$$Eyy = Ezz = \frac{n[[+(n-1)Vf]Em}{[Vf+n \cdot Vm] \cdot [1+(n-1)Vf] - (n \cdot \upsilon_{m} - \upsilon_{\mu})^{2} Vf \cdot Vm}$$

$$Gxy = Gxz = Gm \frac{m(1+Vf) + Vm}{m \cdot Vm + (1+Vf)}$$

$$\upsilon_{xy} = \upsilon_{xz} = Vf \cdot \upsilon_{\mu} + Vm \cdot \upsilon_{m}$$

$$\upsilon_{yz} = \frac{[\upsilon_{fT}Vf + n \cdot \upsilon_{m}Vm] \cdot [1+(n-1) \cdot Vf] + (n \cdot \upsilon_{m} - \upsilon_{fT})^{2} Vf \cdot Vm}{[Vf+n \cdot Vm] \cdot [1+(n-1) \cdot Vf] - (n \cdot \upsilon_{fT} - \upsilon_{m})^{2} Vf \cdot Vm}$$

$$Gyz = \frac{Eyz}{2 \cdot (1+\upsilon_{yz})}$$

$$n = \frac{Ef_{T}}{Em}$$

$$m = \frac{Gf_{L}}{Gm}$$
(1)

donde los subíndices f y m indican matriz y fibra, y los subíndices L y T indican direcciones longitudinal y transversal respectivamente.

Las propiedades elásticas que resultan de aplicar este modelo se muestran en la Tabla 5.

| Exx (Gpa) | 58.62 |
|-----------|-------|
| Eyy (Gpa) | 14.25 |
| Ezz (Gpa) | 14.25 |
| Gxy (Gpa) | 7.9 |
| Gxz (Gpa) | 7.9 |
| Gyz (Gpa) | 5.2 |
| nuxy | 0.23 |
| nuxz | 0.23 |
| nuyz | 0.37 |

Tabla 5 - Propiedades obtenidas para las hebras aplicando el modelo de Abolinsh.

Tests realizados sobre los modelos

Los casos de carga aplicados sobre los modelos para determinar las propiedades en las distintas direcciones consisten en forzar un desplazamiento sobre uno de los laterales mientras en el otro se restringe el desplazamiento sólo en esa dirección. Los resultados se obtienen evaluando reacciones y desplazamientos.



Fig. 7 - Esquema de los tests sobre los FEMs.

4. RESULTADOS

4.1 Weaving 3D

Las propiedades elásticas calculadas del composite en todas direcciones se detallan en la siguiente tabla:

| Exx (Gpa) | 17.9 |
|-----------|------|
| Eyy (Gpa) | 18.4 |
| Ezz (Gpa) | 6.8 |
| Gxy (Gpa) | 2.4 |
| Gxz (Gpa) | 1.9 |
| Gyz (Gpa) | 1.95 |
| nuxy | 0.12 |
| nuxz | 0.37 |
| nuyz | 0.39 |

Tabla 6 - Constantes elásticas obtenidas a través del modelo.

En las siguientes figuras se muestran los mapas de tensiones que se obtienen de los tests virtuales sobre realizados sobre el modelo.

En primer lugar, se puede apreciar que las fibras de refuerzo en Z tienen un aporte considerable debido a su orientación en el módulo elástico en la dirección 1, cosa que no sucede en la dirección 2. En el caso de tracción en la dirección 2, la zona de solape entre las fibras Z y *Fill* es un punto de concentración de tensiones, este efecto podría ser de gran influencia en el comportamiento a rotura del material. Los valores obtenidos ajustan con los valores experimentales en el plano con una correlación de más del 90 %.


Fig. 9 – Análisis elástico de la celda unidad.

4.2 Braiding 3D

Las siguientes figuras muestran los resultados obtenidos en el análisis, dentro del régimen elástico, del material compuesto correspondiente a una configuración 3D braiding $[0^{\circ}_{50\%}]$, ±20°_{50%}], con un porcentaje en volumen de fibra del 35,7%. Dado que se trata de un análisis de rigidez, no es necesario modelizar degradación de las hebras.



140



Fig. 10 – Análisis elástico de la celda unidad.

La siguiente tabla muestra los valores obtenidos numéricamente para las constantes elásticas del material compuesto:

| 3D Braiding [0° _{50%} , ±20° _{50%}] vidrioE/epoxi (Vf=35,7%) | | | |
|---------------------------------------------------------------------------------|--------|--|--|
| Ex [GPa] | 20.195 | | |
| Ey [GPa] | 7.882 | | |
| Ez [GPa] | 5.887 | | |
| Gxy [GPa] | 3.597 | | |
| Nuxy | 0.384 | | |
| Nuxz | 0.272 | | |
| Nuyz | 0.320 | | |

Tabla 7 – Constantes elásticas del material 3D Braiding [0°50%, ±20°50%].

Por otra parte, existen valores elásticos obtenidos experimentalmente para este tipo de material, obteniéndose unas correlaciones que fluctúan entre un 95% y un 85% para todas las constantes elásticas en el plano.

5. CONCLUSIONES

El módulo elástico en la dirección axial del tejido 3D braiding es mayor a los módulos en el plano (en ambas direcciones) en el tejido 3D weaving. Esto es debido principalmente a que en el primer caso, la cantidad de refuerzo en la dirección axial es mayor que en cualquiera de las direcciones del plano del segundo caso. Sin embargo, en la dirección transversal el 3D braiding presenta un módulo considerablemente inferior a los correspondientes valores en el plano de 3D weaving.

Por otro lado, el tejido de 3D braiding presenta un mejor comportamiento a cortadura que el 3D weaving, resultado que era de esperar considerando que el primero incorpora fibras en las direcciones +/- 20° que son determinantes para ese caso de carga.

Respecto al módulo elástico fuera del plano, el tejido 3D weaving mejora ligeramente el obtenido con 3D braiding al contar con fibras alineadas en la dirección Z transversal al espesor.

Finalmente, el método de los elementos finitos ha demostrado ser una poderosa herramienta de caracterización mecánica aplicada a materiales compuestos a nivel micromecánico. La excelente correlación con los resultados experimentales sirve como criterio de validación de ambos modelos.

REFERENCIAS

A. MIRAVETE, Composite Materials, 2000.

A. MIRAVETE, *3-D textile reinforcements in composite materials*, Woodhead Publishing Limited, 1999.

A.E. BOGDANOVICH AND C.M. PASTORE, *Mechanics of Textile and Laminated Composites*, Chapman and Hall, 1996.

JAMES SINGLETARY AND CHRISTOPHER PASTORE, *Finite Element Modeling of 3-D Braided Carbon Fiber/Urethane Elastomer Tubes*, 3Tex-Fiber Architects Paper.

J. WHITCOMB, K. SRIRENGAN AND C. CHAPMAN, *Evaluation of homogenization for global/local stress analysis of textile composites*, Composite Structures 31, Elsevier, 1995.

Engineered Materials Handbook, Volume 1, Composites, ASM International, 1987. ABAQUS/Explicit, User's Manual, Version 5.7.

S. TSAI AND A. MIRAVETE, *Design and Analysis of Composite Materials*, Reverté, 1987.

R. CLEMENTE, L. CASTEJON, A. MIRAVETE, *Energy Absorption of 2D Triaxial Braided Composite Structures*, Proceedings of 30th International SAMPE Technical Conference, pages 420-431, San Antonio (TX), October 20-24, 1998.

M.A. JIMENEZ, A. MIRAVETE, E. LARRODE, D. REVUELTA, *Effect of Trigger Geometry on Energy Absorption in Composite Profiles*, Proceedings of ICCST/2, 9-11 June, Durban, South Africa, 1998.

R. CLEMENTE, M. A. JIMENEZ, E. LARRODE, A. MIRAVETE, J. CUARTERO, *Micromechanical Analysis of 2D Braided Composites and its Application to a Car Frame Beam*, Proceedings of 31st ISATA, 2-5 June, Dusseldorf, Germany, 1998.

R.K. LUO, E.R. GREEN, C.J. MORRISON, *Impact damage analysis of composites plates*, International Journal of Impact Engineering 22, 1999.

M. H. MOHAMED, A. E. BOGDANOVICH, L. C. DICKINSON, J. N. SINGLETARY AND R. B. LIENHART, *A New Generation of 3D Woven Fabric Preforms and Composites*, 3Tex, Inc, 2001.

CASTEJON, L., BIELSA, J.M., LARRODE, E., MIRAVETE, A., (2000). *Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers*. ISATA 2000, June 2000, Dublín, Irlanda.

BIELSA, J.M., MIRAVETE, A. (2002). *Tecnologías textiles tridimensionales*. Aplimatec 2002, Valencia, España.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). *Micro-mechanical and macro-mechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials*. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

COX, B., FLANAGAN, G. (1997). *Handbook of analytical methods for textile composites*. NASA Contractor Report 4750.

ADANUR, S., TIANYI, L. (1998). *3D Modelling of textile composite preforms*. Composites Part B, 29B, 787-793. Elsevier Science Ltd.

CHEN, L., TAO, X. M., CHOY, C.L. (1999). *On the microstructure of three-dimensional braided preforms*. Composites Science and Technology 59, 391-404.

SUN, W., LIN, F., HU, X (2001). *Computer aided design and modelling of composite unit cells*. Composites Science and Technology 61, 289-299.

Modelización 3D de "Non-Crimp Fabrics" mediante elementos finitos

M. Flores, F. París, E. Graciani

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Universidad de Sevilla, España

RESUMEN

La aparición de nuevas topologías de materiales compuestos, como los "Non-Crimp Fabrics" (NCF) ha hecho necesario el estudio del comportamiento particular de este tipo de composites, analizando la influencia que ciertos parámetros característicos de su geometría tienen sobre las propiedades ingenieriles (rigidez, resistencia, peso, etc) de los NCF.

El objetivo de este estudio consiste en analizar, mediante el uso de un modelo tridimensional de elementos finitos, el comportamiento mecánico de un volumen elemental representativo (RVE) de un laminado 0/90 de NCF. El modelo creado tiene parte de su geometría en forma parametrizada, aprovechando para ello las capacidades del programa comercial FEM ANSYS. Esta característica proporciona una herramienta rápida y eficiente para estudiar los efectos que la variación de determinados parámetros geométricos tiene en las propiedades mecánicas del modelo.

1. INTRODUCCIÓN

El interés mostrado recientemente, por la industria aerospacial y del transporte, en nuevas tipologías de materiales compuestos como los tejidos tridimensionales, cosidos ó los Non-Crimp Fabrics (NCF) ha generado la necesidad de realizar análisis detallados y concretos del comportamiento mecánico de estos tipos de composite, superando las meras generalizaciones del comportamiento de los prepregs (Kamiya et al., 1999). Todas éstas nuevas tipologías están basadas en preformas de fibra que son impregnadas con resina mediante procesos como el RTM (Resin Transfer Moulding), RFI (Resin Film Infusion) ó RIFT (Resin Infusion Flexible Tooling). Las dos mayores ventajas para el uso de los NCF son un mejor comportamiento en las propiedades en la dirección del espesor (rigidez y resistencia sin un significativo deterioro de las propiedades en el plano) además de un menor coste de fabricación comparado al de las estructuras en material compuesto más tradicional debido al uso de tecnologías derivadas de la industria textil.

En éste artículo se procederá a explicar el proceso de modelado tridimensional de Non-Crimp Fabrics usando el Método de los Elementos Finitos (MEF) bajo la herramienta ANSYS, analizando la respuesta de un determinado volumen elemental representativo (RVE) frente a cargas de compresión. Los resultados obtenidos de este estudio del NCF, como material heterogéneo a nivel mesomecánico, podrían ser, con posterioridad, aplicados sobre un modelo global y homogéneo a nivel macromecánico de una estructura fabricada con NCF.



En la figura 1 se puede observar la estructura básica de fabricación de un NCF, donde los mazos de fibra seca son dispuestos según una orientación y secuencia dada antes de ser cosidos entre sí y finalmente pasar а ser impregnados la resina por mediante uno de los métodos anteriormente reseñados (RTM, RFI ó RIFT).

Fig. 1 - Estructura de un NCF (Drapier y Wisnom, 1998)

El modelo a nivel meso tridimensional serviría para:

- Estimar la rigidez y resistencia de los RVE considerados
- Ver la influencia que tendrían los diferentes parámetros característicos de los NCF en su comportamiento mecánico
- Analizar los mecanismos de fallo para poder reforzar la estructura interna en la forma adecuada.

2. EL MODELO

La idea bajo la que se va a crear el modelo está inspirada en las conclusiones de Wisnom (1993) donde el autor establece que cuando un material compuesto con una cierta curvatura interna de sus elementos es sometido a compresión se inducen en él tensiones de cortadura debido a la diferencia entre la dirección de aplicación de la carga y la de los elementos encargados de resistirla. Las tensiones de cortadura generadas producirían una mayor desviación de los mazos induciendo más tensiones y desembocando, para un valor de la carga crítico, en un proceso inestable que conduciría al fallo del composite (mecanismo de fallo del composite, Wisnom (1993) sugiere una serie de parámetros que deben ser tomados en cuenta, como por ejemplo la influencia de la ondulación de los haces de fibras en las propiedades mecánicas del composite tanto antes de la aplicación de la carga como durante ésta, así como la relación no lineal existente entre las tensiones y deformaciones tangenciales, ya que es la rigidez a cortadura de los haces de fibras la más

importante frente a la inestabilidad que va a ser estudiada. Es por ello, que el modelo presentado en este artículo debe cumplir una serie de características, cuya posible influencia en los resultados será ponderada a la finalización del proyecto dentro del cual se desarrolla este estudio.



En la figura 2 aparece una microfotografía de la estructura interna de un NCF donde aparecen mazos a 0° (los más claros), las secciones de los mazos a 90° (de color pardo) y la resina intersticial (de color negro), situada entre mazos ó incluso entre láminas pudiendo ser éstas zonas susceptibles de fallo

Fig. 2 - Microestructura de un NCF (de Miller, 1996)

Se puede apreciar además en la figura 2, cómo a pesar de que este tipo de material compuesto tiene, originalmente, todas sus fibras dispuestas sin ondulación, al introducirse la resina en el laminado durante su fabricación se producen desplazamientos relativos de los mazos, en los que los haces de una lámina tienden a apoyarse de forma recta, sobre los de las láminas circundantes, curvándose al encontrarse con apoyos de resina entre mazos mucho menos rígidos que el propio haz. La disminución en las propiedades dentro del plano que se ha hallado de forma experimental tendría aquí su explicación, siendo por tanto imprescindible incluir éste efecto en el modelo dispuesto.

Si nos atenemos a sus propiedades mecánicas, se pueden considerar dos tipos de elementos definidos sobre el modelo, elementos mazo y elementos resina. Los elementos mazo estarían dispuestos según el volumen generado al trasladar una sección en forma de óvalo por una línea que es recta en aquellas partes en las que se encuentra sobre ó bajo elementos tipo mazo y es curva (definiendo de este modo el ángulo máximo de ondulación de los haces) cuando se encuentra rodeada por elementos resina, los cuales ocuparían el resto del espacio hasta formar el cubo que define el RVE. La curva de ondulación sobre la que los elementos haces de fibras son extruidos ha sido definida de tal forma que se verifica que su tangente es continua en todos los puntos cambiando su carácter de cóncava a convexa y viceversa durante la ondulación.

Para proceder al modelado de la influencia de la ondulación de los haces en el comportamiento de los NCF, las propiedades mecánicas ortótropas de los elementos que componen los haces han sido referidas a unos ejes propios de los elementos (ejes locales),

definidos según sus nodos y que siguen la curvatura de los haces de fibras, tanto en posición indeformada como deformada, pudiéndose por tanto, analizar la degradación de las propiedades en el plano de los elementos cuyas propiedades estén desalineadas con la carga, elementos con una rigidez menor y donde el fallo por inestabilidad será más probable.



En la figura 3 se puede observar el modelo FE sobre ANSYS de un laminado [0°/90°]s de un NCF donde los elementos que corresponden a los haces de fibras a 0° con la carga aplicada tienen un color pardo frente al más oscuro de los elementos a 90° y al tono medio de los elementos que representan la resina intersticiales.

Fig. 3 – Modelo FE de un laminado [0°/90°]_S

El tipo de elemento empleado en el modelo de MEF ha sido en forma de cubo sólido lineal con ocho nodos por elemento (cinco en su forma degenerada de tetraedro) y con tres grados de traslación por nodo (UX, UY, UZ) donde en ejes globales X correspondería a la dirección horizontal, Y a la dirección vertical y Z a la profundidad.

Dentro del elemento mazo de fibras se considera la dirección 1 local como la dirección longitudinal de las fibras mientras que las direcciones 2 y 3 locales están contenida s dentro del plano de isotropía transversal de la fibra formando un triedro ortogonal con 1.



El modelo tridimensional está caracteri-zado por la ondulación de los mazos de fibras en las dos direcciones del espacio (X y Z) por lo que, en contraposición con otros modelos bidimensionales (e.g. Drapier V Wisnom, 1998) donde sólo una de las direcciones tomada era en consideración, es capaz de analizar la influencia conjunta que las variaciones de ángulos de los haces de fibras tienen en el comportamiento de los NCF.

Fig. 4 - Modelo FE de un laminado [0°/90°]_S (sin resina para una mejor visualización)

Los valores de las propiedades mecánicas aplicados en el estudio están basados en un material compuesto T300/914 con una fracción volumétrica de 0.55, análogo al usado por Drapier y Wisnom (1998):

| Mazo de fibras | Resina |
|--------------------------------------|-------------|
| $E_{11} = 129GPa$ | E = 4.5 GPa |
| $E_{22} = E_{33} = 9.77 \text{ GPa}$ | $v_m = 0.4$ |
| $v_{12} = v_{13} = 0.32$ | |
| $v_{23} = 0.45$ | |

Tabla 1 - Propiedades mecánicas de los constituyentes

La no linealidad de la curva de tensiones-deformaciones tangenciales se ha introducido en los elementos de tipo haz de fibras a través de la propiedad ANISO de ANSYS por la cual un elemento posee la capacidad de comportarse de forma lineal para ciertas propiedades y no lineal para otras. En este caso se han tomado como lineales los comportamientos asociados a E_{11} , E_{33} y G_{23} bien porque realmente lo son (E_{11} y E_{33}) ó porque no están, a priori, implicadas en el mecanismo de fallo (G_{23}). La relación entre τ_{12} y γ_{12} a través de G_{12} se ha tomado como no lineal por su papel significativo en el mecanismo de fallo del NCF a compresión.



Para la inclusión de propiedades no lineales se ha hecho uso de la curva de τ_{12} vs. γ_{12} que aparece en la figura 5 donde para el material compuesto elegido (T300/914) y dependiendo del contenido en fibras del composite se obtendría un comportamiento a cortadura u otro. También aparece la curva obtenida del ensayo a cortadura de la resina 914.

Fig. 5 - Relación entre τ_{12} y γ_{12} (de Drapier y Wisnom, 1998)

Las condiciones de contorno que se han aplicado al modelo han sido impuestas con la intención de garantizar la compatibilidad de desplazamientos en los límites del RVE. Así, en tres de las caras laterales del modelo se establecieron condiciones de contorno de simetría (impidiendo el desplazamiento en dirección perpendicular a las caras), mientras en

el cuarto perfil se imponía un cierto desplazamiento UX, provocando la carga de compresión en el RVE. Además de esto, en la cara superior e inferior del modelo se han acoplado los desplazamientos UX y UY para que los desplazamientos verticales y horizontales del modelo sean compatibles.

3. **RESULTADOS**

Se han estudiado dos configuraciones distintas de NCF, frente a inestabilidad de segundo orden y en régimen de grandes deformaciones, con cargas de compresión en dirección global X: primero un laminado simétrico $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{s}$ y después otro antisimétrico $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{Q}$. Se han analizado las tensiones normales en la dirección de la carga σ_{11} así como la tensión tangencial τ_{12} responsable a priori del fallo por inestabilidad a cortadura. Dada la simetría del modelo, sólo es necesario analizar un cuarto del RVE original para optimizar el tiempo de cálculo.

El desplazamiento impuesto es del orden de los 10 μ m (siendo equivalente a un ~1 % de deformaciones) y su aplicación se produce en forma de función rampa, es decir, de forma lineal y progresiva hasta que se obtiene la inestabilidad. Para cada uno de los estados intermedios para los que el programa es capaz de cumplir las ecuaciones de equilibrio interno se generan resultados parciales cuya evolución puede ser representada para analizar mejor su variación con la carga de compresión.



En la figura 6 se observa que los resultados para σ_{11} son conforme a lo esperado con una relación entre las tensiones máximas en los mazos a 0° (dirección de la carga) y el resto de elementos del orden de la relación entre las rigidez de los haces a 0° y el módulo de Young de la resina y elementos orientados perpendicularmente a la dirección de la carga.

Fig. 6 – Mapa tensional σ_{11} (caso $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{s}$)



Fig. 7 – Mapa tensional τ_{12} (caso $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{S}$)

En la figura 7 los resultados muestran cómo los máximos y mínimos de las tensiones tangenciales sobre los elementos mazo se producen sobre los elementos del haz de fibras más solicitados y donde el ángulo de la ondulación es máximo. Es en estos elementos donde podría suponerse que se empezaría a propagar el fallo que acabaría inestabilizando a todo el RVE.



Fig. 8 – Mapa tensional σ_{11} (caso $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{Q}$)

En la figura 8 se observa cómo en el caso de laminado antisimétrico [0°/90°]₀ la inestabilidad se produce con unos valores de tensiones de compresión σ_{11} meno-res que en el caso simétrico. Este resultado estaría de acuerdo a las conclusiones reflejadas por Woo y Withcomb (1997) que relacionan la rigidez de los laminados con su carácter simétricos ó antisimétrico.



Fig. 9 – Mapa tensional τ_{12} (caso $[0^{\circ}/90^{\circ}]_{O}$)

En la figura 9 los resultados de las tensiones τ_{12} sobre el RVE vuelven a solicitar más los elementos sometidos a una mayor desviación angular respecto a la dirección de la carga aplicada. Sería en esta sección del mazo donde la aparición de daños y posterior crecimiento de grietas a través de la interfase fibra-matriz sería más plausible.

4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo tridimensional en elementos finitos sobre dos tipos de laminados (simétrico y antisimétrico) de Non-Crimp Fabrics (NCF). Aspectos muy importantes para el modelado de estos tipos de materiales compuestos como la variación de las propiedades de los haces de fibras con la ondulación de éstos así como la no linealidad de la relación entre las tensiones y deformaciones tangenciales han sido tomados en cuenta.

Otros aspectos para posteriores estudios sobre la misma estructura básica de NCF pasaría por analizar la ocurrencia de la inestabilidad así como conjugar distintos valores geométricos característicos del RVE y propiedades materiales de éste, analizando su influencia en el modo de fallo del laminado.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer el apoyo recibido por parte de la Unión Europea a través del programa FALCOM "Failure, Performance and Processing Prediction for Enhanced Design with Non-Crimp-Fabrics Composite" con número de contrato G4RD-CT-00694 (V Proyecto Marco) dentro del cual este trabajo ha sido llevado a cabo.

REFERENCIAS

DRAPIER, S. y WISNOM, M.R. (1998). Finite element investigations of the compressive strength of non-crimp fabrics-based composites. *Composites Science and Technology* 59, pp. 1287-1297.

KAMIYA, R., CHEESEMAN, B. A., POPPER, P. Y CHOU, T. (1999). Some recent advances in the fabrication and design of three-dimensional textile performs: a review. *Composites Science and Composite* 60, pp. 33-47.

MILLER, A.J. (1996). The effect of microstructural parameters on the mechanical properties of non-crimp fabric composites. M. Phil thesis, Cranfield University, School of Industrial and Manufacturing Science.

WISNOM, M.R. (1993). Analysis of shear instability in compression due to fibre waviness. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 12(11), pp. 1171-1189.

WOO, K. y WITHCOMB, J. D. (1997). Effect of fiber tow misalignment on the

engineering properties of plain weave composites. *Composite Structures* 37 (3/4), pp. 343-355.

Análisis micromecánico del comportamiento de materiales compuestos de fibra de vidrio fabricados mediante 3D "braiding" triaxial. Análisis de sensibilidad según variacion del ángulo biaxial de las hebras.

J. M. Bielsa, N. Tolosana, A. Alonso, D. Ranz Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España A. Chiminelli Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

RESUMEN

En el presente artículo se presenta el estudio realizado a nivel micromecánico de materiales compuestos vidrio/epoxi fabricados mediante 3D braiding. Dicho análisis consiste en obtener las constantes elásticas propias de un material compuesto ortótropo, partiendo de las propiedades mecánicas de sus componentes (fibra y resina) por separado, mediante modelos de Elementos Finitos cuya geometría sigue la arquitectura textil propia del material estudiado. Dada la especial configuración geométrica del 3D braiding, se presentará además un análisis de sensibilidad para diferentes valores del ángulo biaxial $(\pm \alpha^{\circ})$ de las hebras (ver figura 1).

1. INTRODUCCIÓN

1.1 Preformas textiles tridimensionales

Ya desde mitad del siglo XX, los materiales compuestos laminados (o convencionales según se podría definir) vienen experimentando una creciente aplicación en la mayoría de los sectores industriales: aeronáutica, automoción, energía y aplicaciones marinas. Sus elevadas propiedades mecánicas frente a los materiales metálicos: rigidez y resistencia específicas, alta capacidad de absorción de energía específica y resistencia a fatiga; han permitido su cada vez mayor introducción en todos los sectores de la industria.

Sin embargo, estos materiales compuestos laminados presentan una serie de limitaciones que los sitúa en relativa desventaja frente a los materiales metálicos ligeros. Prestaciones como la tolerancia al daño, resistencia interlaminar, y resistencia al impacto quedan por debajo de lo deseable, debido a la no existencia de fibras en la dirección del espesor del laminado. Como solución a este problema, existen nuevas tecnologías que permiten conformar una distribución tridimensional de las fibras dentro de la preforma textil, dando

lugar a materiales compuestos avanzados, capaces de ofrecer resistencia a esfuerzos mecánicos multidireccionales y su aplicación a piezas de mayor compromiso estructural.

Estas nuevas tecnologías textiles permiten que cada hebra o conjunto de fibras sencillas adquiera una determinada orientación espacial, con un mayor o menor entrecruzamiento con el resto de hebras. Cada técnica textil (3D braiding, 3D weaving, stitching) tiene como resultado una determinada organización microestructural, que determina la geometría, distribución y entrecruzamiento de las fibras y, por tanto, el comportamiento mecánico de la preforma a nivel macroestructural.

1.2 Braiding 3D: Análisis micromecánico

De las tecnologías textiles descritas anteriormente, es el 3D braiding la que será objeto de análisis a nivel micromecánico en el presente artículo. En general, el 3D braiding permite la producción de preformas de simetría axial de manera automatizada, logrando una distribución de hebras compleja, a la vez que caracterizada por cierta flexibilidad, al poder controlarse el ángulo biaxial ($\pm \alpha^{\circ}$) de las mismas. La siguiente figura muestra el grado de entrecruzamiento de hebras que se puede llegar a alcanzar con esta técnica textil.



Fig. 1 – Entrecruzamiento de hebras en una preforma 3D braiding.

Como ya se ha dicho, y no soslayando las propiedades mecánicas de sus materiales constituyentes, es la arquitectura textil de las hebras la que definirá el comportamiento mecánico a nivel macroestructural del material. El análisis de sensibilidad que se realizará para diferentes ángulos biaxiales, mostrará la influencia de dicha arquitectura sobre los valores de las constantes elásticas del material.

El análisis micromecánico mediante Elementos Finitos permite entonces, la caracterización macroestructural de las propiedades mecánicas del material compuesto a partir de las propiedades mecánicas de fibra y resina. Este proceso se realiza modelando la arquitectura textil en un volumen lo suficientemente pequeño (celda unidad), que permita un posterior estudio de una estructura macroscópica hecha del mismo material, y discretizada mediante elementos homogéneos del mismo tamaño, garantizando la repetitibilidad de la geometría textil a lo largo del material compuesto. Este paso del análisis local a la caracterización global se conoce como homogeneización.

2. DESCRIPCIÓN DE LOS MATERIALES

2.1 Propiedades mecánicas de los materiales constituyentes: fibra y resina.

El material objeto del presente estudio está formado por matriz epoxi, reforzada mediante un tejido 3D braiding triaxial de vidrio. La siguiente tabla muestra los valores de las propiedades mecánicas de la resina epoxi una vez consolidado el composite:

| Resina Epoxi | |
|--------------------------------|-----|
| Módulo elástico [GPa] | 3.5 |
| Coeficiente de Poisson | 0.3 |
| Densidad (gr/cm ³) | 1.3 |

Tabla 1 – Constantes elásticas de la matriz epoxi.

Por otro lado, las fibra empleada es vidrio E, cuyos valores tabulados de propiedades mecánicas se detallan a continuación:

| Vidrio E | |
|--------------------------------|------|
| Módulo elástico [GPa] | 72.5 |
| Coeficiente de Poisson | 0.22 |
| Densidad (gr/cm ³) | 2.58 |

Tabla 2 – Constantes elásticas de la fibra de vidrioE.

Desde el punto de vista analítico, ambos materiales se consideran como isótropos. Ello deberá ser tenido en cuenta a la hora de obtener el resto de propiedades analíticamente (hebras), y numéricamente (celda unidad).

2.2 Propiedades mecánicas de las hebras. Modelo analítico de Abolinsh.

La modelización de la matriz en sí se realiza como se ha descrito anteriormente, es decir, como un material isótropo definido únicamente por sus dos constantes elásticas independientes. Las hebras, sin embargo, deben modelizarse como un material transversalmente isótropo compuesto por fibra unidireccional en un alto porcentaje en volumen (90%), cuyo comportamiento elástico debe ser modelizado analíticamente. De todos los modelos analíticos posibles (Reuss, Voigt, Hill...), se ha comprobado previamente mediante correlaciones analítico-numérico-experimentales, que el modelo de Abolinsh es el que con más precisión predice los valores de las constantes elásticas de las hebras unidireccionales.

Las expresiones que permiten la predicción de las constantes elásticas de las hebras como transversalmente isótropas, según el modelo analítico de Abolinsh, son las siguientes:

$$Exx = Vf \cdot Ef_{L} + Vm \cdot Em$$

$$Eyy = Ezz = \frac{n[1 + (n-1)Vf]Em}{[Vf + n \cdot Vm] \cdot [1 + (n-1)Vf] - (n \cdot \upsilon_{m} - \upsilon_{fL})^{2} Vf \cdot Vm}$$

$$Gxy = Gxz = Gm \frac{m(1 + Vf) + Vm}{m \cdot Vm + (1 + Vf)}$$

$$\upsilon_{xy} = \upsilon_{xz} = Vf \cdot \upsilon_{fL} + Vm \cdot \upsilon_{m}$$

$$\upsilon_{yz} = \frac{[\upsilon_{fT}Vf + n \cdot \upsilon_{m}Vm] \cdot [1 + (n-1) \cdot Vf] + (n \cdot \upsilon_{m} - \upsilon_{fT})^{2} Vf \cdot Vm}{[Vf + n \cdot Vm] \cdot [1 + (n-1) \cdot Vf] - (n \cdot \upsilon_{fT} - \upsilon_{m})^{2} Vf \cdot Vm}$$

$$Gyz = \frac{Eyz}{2 \cdot (1 + \upsilon_{yz})}$$

$$n = \frac{Ef_{T}}{Em}$$

$$m = \frac{Gf_{L}}{Gm}$$
(1)

| donde: | Exx: | Módulo elástico en la dirección 1 del material, |
|--------|------------|---------------------------------------------------------------|
| | Eyy: | Módulo elástico en la dirección 2del material, |
| | Ezz: | Módulo elástico en la dirección 3 del material, |
| | Gxy: | Módulo de cortadura en el plano 12, |
| | Gxz: | Módulo de cortadura en plano 13, |
| | Gyz: | Módulo de cortadura en plano 23, |
| | <i>f</i> : | Subíndice correspondiente a las prop. elásticas de la fibra, |
| | m: | Subíndice correspondiente a las prop. elásticas de la matriz. |

| La | siguiente | tabla | muestra | los | valores | elásticos | de | las | hebras | como | material |
|------|------------|----------|-----------|--------|-----------|---------------|------|-------|--------|------|----------|
| tran | sversalmen | te isótr | opo, segú | n el r | nodelo ar | nalítico de A | Abol | insh: | | | |

| Hebras vidrio UD (Vf=90%) | | | |
|---------------------------|-------|--|--|
| Exx [GPa] | 65.6 | | |
| Eyy=Ezz [GPa] | 25.9 | | |
| Gxy=Gxz [GPa] | 13.75 | | |
| Gyz [GPa] | 9.65 | | |
| nuxy=nuxz | 0.23 | | |
| nuyz | 0.34 | | |

Tabla 3 – Constantes elásticas de las hebras según el modelo de Abolinsh.

Se debe subrayar que el porcentaje en volumen de fibra de las hebras influirá sobre el volumen en fibra total del composite. Esto debe ser tenido en cuenta, no sólo en la creación del modelo, sino también en la interpretación de resultados y en los posibles subsiguientes procesos de normalización. de propiedades mecánicas.

3. DESCRIPCIÓN DEL MODELO MICROMECÁNICO

3.1 Arquitectura textil.

Como ya se ha dicho anteriormente, un factor muy influyente en las propiedades mecánicas del material compuesto lo constituye su arquitectura textil. En este caso, para modelizar la geometría textil del 3D braiding, se debe partir de los parámetros de la máquina, dada la elevada complejidad que supone el establecer con precisión las trayectorias tridimensionales de las hebras dentro de la preforma.



Fig. 2 – Máquina de 3D braiding.

En breves palabras, la preformas de 3D braiding se obtienen a partir del movimiento de unos carros portahebras en un plano horizontal. Es pues necesario desarrollar en el espacio las trayectorias descritas en ese plano por los carros, para obtener la estructura tridimensional de la preforma.



Fig. 3 – Trayectorias bidimensionales en una maquina de 3D braiding.

Habíamos dicho que el proceso de fabricación de preformas permite cierta flexibilidad, ya que se puede controlar en ángulo biaxial ($\pm \alpha^{\circ}$) de las hebras. Dicho ángulo se controla a través del denominado *pitch lenght*, o *longitud de paso*, que viene a ser un medida de la longitud de preforma "extruida", por cada paso completado por el movimiento de los carros portahebras en la máquina. En nuestro caso, se modela la arquitectura textil de una máquina experimental de 3D braiding de 8 pasos (un carro portahebras tarda 8 pasos en regresar a su posición original), cuyos parámetros más importantes deberán ser tenidos en cuenta a la hora de realizar el modelo de Elementos Finitos:

hc, es el pitch lenght o longitud extruída en cada paso,
±α°, es el ángulo biaxial externo de la preforma, *d*, es la dimensión característica de la máquina (distancia

entre carros).

Todos estos parámetros se tienen en cuenta, dando como resultado es una geometría textil como la mostrada en la siguiente figura:



Fig. 4 – Geometría textil modelizada de una preforma de 3D braiding.

3.2 Modelos de Elementos Finitos.

Como hemos dicho, los parámetros de la máquina de 3D braiding influyen de manera decisiva en la arquitectura textil de la preforma, es por ello que se ha implementado una subrutina de preproceso que permite obtener automáticamente modelos de Elementos Finitos, basándose no sólo en los parámetros de la máquina, sino también en la geometría y dimensiones de las hebras. Ello nos permitirá obtener modelos en los en ángulo biaxial sea la principal variable comparativa, ajustándose lo máximo posible a la arquitectura real de las preformas.

Por otra parte, el tamaño de la celda unidad se ajusta mediante dos criterios: i) los parámetros y recorrido de las hebras en la máquina; ii) estudio de la repetitibilidad superficial de la preforma. La combinación de ambos criterios permite garantizar la repetitibilidad global de la arquitectura textil, dando como resultado un proceso de homogeneización consistente. La siguiente figura muestra el ajuste del tamaño de dicha celda unidad.



Fig. 5 – Celda unidad de 3D braiding.

En el presente artículo se van a presentar los análisis micromecánicos correspondientes a

dos configuraciones 3D braiding diferentes según la variación de su ángulo biaxial: 20° y 30°. La siguiente figura muestra los modelos de Elementos Finitos obtenidos con este propósito:



Fig. 6 – Modelos de Elementos Finitos 3D braiding.

Dichos modelos corresponden a una discretización mediante elementos cuadráticos de 10 nodos, constando en promedio de 110.000 elementos y 160.000 nodos. La caracterización porcentual en fibra de dichos modelos es la siguiente, atendiendo a la geometría textil:

- Hebras longitudinales, Vf=17.57%
- Hebras biaxiales, Vf=17.37%.
- Volúmen de fibra total del material compuesto Vf=35.7%

Las siguientes figuras muestran en detalle la discretización tanto de matriz, como de hebras longitudinales y transversales.



Discretización de matriz



Discretización de las hebras longitudinales



Discretización de las hebras biaxiales Fig. 7 – Modelos de Elementos Finitos 3D braiding con ángulo de 20°.

3.3 Homogenización.

Una vez ajustadas la geometría textil y el tamaño de la celda unidad, se deben definir las condiciones de contorno y casos de carga que darán lugar a la obtención de las constantes elásticas (homogeneización) del material. En principio, la homogenización se realizará siguiendo una versión simplificada del método de Kawabata et al, obteniendo las tensiones medias volumétricas, y sin necesidad de aplicar condiciones de periodicidad.

De este modo, las constantes elásticas se obtienen aplicando en cada dirección del espacio dos casos de carga tipo. Dichos casos se detallan a continuación:





$$<\sigma>=\frac{1}{V}\sum_{e=1}^{Ne} <\sigma^e>V^e$$
 (2)

donde:

 $<\sigma>:$ es la tensión media en la celda unidad, V: es el volumen de la celda unidad, $<\sigma^e>:$ es la tensión media en elemento e, V^e: es el volumen del elemento e.

$$G_{12}^{*} = \frac{\langle \sigma_{12} \rangle}{\langle \gamma_{12} \rangle} = \frac{\langle \sigma_{12} \rangle}{\begin{pmatrix} U_{0} \\ / Y \end{pmatrix}},$$
(3)

donde:

 $<\sigma_{12}>$: es la tensión de cortadura media en la celda unidad,

 $<\gamma_{12}>$: es la deformación de cortadura.

Fig. 8 – Casos de carga tipo en homogeneización.

4. RESULTADOS

4.1 Obtención de las constantes elásticas para un ángulo biaxial externo de 20°.

Las siguientes figuras muestran los resultados obtenidos en el análisis, dentro del régimen elástico, del material compuesto correspondiente a una configuración 3D braiding $[0^{\circ}_{50\%}]$, $\pm 20^{\circ}_{50\%}]$, con un porcentaje en volumen de fibra del 35,7%. Dado que se trata de un análisis de rigidez, no es necesario modelizar degradación de las hebras.



Fig. 9 – Análisis elásticos de la celda unidad.

Como se puede ver en el análisis elástico, es en el caso de tracción en X donde trabajan principalmente las hebras longitudinales. En los demás, el reparto de tensiones en más equitativo.

La siguiente tabla muestra los valores obtenidos numéricamente para las constantes elásticas del material compuesto:

| 3D Braiding [0°50%, ±20°50%] vidrioE/epoxi (Vf=35,7%) | | | |
|-------------------------------------------------------|--------|--|--|
| Ex [GPa] | 20.195 | | |
| Ey [GPa] | 7.882 | | |
| Ez [GPa] | 5.887 | | |
| Gxy [GPa] | 3.597 | | |
| nuxy | 0.384 | | |
| nuxz | 0.272 | | |
| nuyz | 0.320 | | |

Tabla 4 – Constantes elásticas del material compuesto 3D Braiding [0°50%, ±20°50%].

Por otra parte, existen valores elásticos obtenidos experimentalmente para este tipo de material, obteniéndose unas correlaciones que fluctúan entre un 95% y un 85% para todas las constantes elásticas.

4.2 Obtención de las constantes elásticas para un ángulo biaxial externo de 30°.

Para el caso de la configuración 3D braiding $[0^{\circ}_{50\%}, \pm 30^{\circ}_{50\%}]$, con un porcentaje en volumen de fibra del 35,7%, se realiza el análisis elástico siguiendo el mismo procedimiento que en el caso anterior, obteniéndose los valores elásticos de que se detallan en la tabla 5.



Fig. 9 – Análisis elástico de la celda unidad (Tracción en la dirección X).

| 3D Braiding [0° _{50%} , ±30° _{50%}] vidrioE/epoxi (Vf=35,7%) | | | |
|---------------------------------------------------------------------------------|--------|--|--|
| Ex [GPa] | 15.216 | | |
| Ey [GPa] | 9.82 | | |
| Ez [GPa] | 7.06 | | |
| Gxy [GPa] | 4.421 | | |
| nuxy | 0.3553 | | |
| nuxz | 0.251 | | |
| nuyz | 0.344 | | |

Tabla 5 – Constantes elásticas del material compuesto 3D Braiding [0°50%, ±30°50%].

5. CONCLUSIONES

El análisis micromecánico mediante Elementos Finitos constituye una poderosa herramienta para la determinación de las constantes elásticas de materiales compuestos avanzados. En este caso, dada la complejidad de la tecnología 3D braiding, se ha implementado un modelo paramétrico con en el que es posible la obtención de modelos MEF a partir de variables propias de la máquina de braiding, ajustándose la geometría de éstos a la arquitectura textil real. Por otra parte, las correlaciones numérico experimentales que se obtienen alcanzan valores muy fiables.

La siguiente tabla muestra un resumen de las propiedades mecánicas obtenidas numéricamente:

| | $\pm \alpha^{o} = 20^{o}$ | ±α°=30° |
|-----------|---------------------------|---------|
| Ex [GPa] | 20.195 | 15.216 |
| Ey [GPa] | 7.882 | 9.82 |
| Ez [GPa] | 5.887 | 7.06 |
| Gxy [GPa] | 3.597 | 4.421 |
| nuxy | 0.384 | 0.3553 |
| nuxz | 0.272 | 0.251 |
| nuyz | 0.320 | 0.344 |

Tabla 6 – Resumen de constantes elásticas obtenidas numéricamente.

El análisis de sensibilidad resulta en una mejora de las propiedades mecánicas transversales (y fuera de plano), con el aumento del ángulo biaxial, en detrimento de la rigidez axial. Ello se debe al aumento de la efectividad del alineamiento de la fibra de la fibra tanto el la dirección transversal, como en la fuera de plano, con el aumento del ángulo biaxial. Por otra parte, el módulo elástico a cortadura también aumenta al aproximarse las hebras biaxiales a la dirección 12 (45°), caso ideal en el que se obtendría el mayor valor del módulo de cortadura.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

CASTEJON, L., BIELSA, J.M., LARRODE, E., MIRAVETE, A., (2000). *Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers*. ISATA 2000, June 2000, Irlanda.

BIELSA, J.M., MIRAVETE, A. (2002). *Tecnologías textiles tridimensionales*. Aplimatec 2002, Valencia, España.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). *Micro-mechanical and macro-mechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials*. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). *Mechanics of Textile and Laminated Composites*. Chapman & Hall, London.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

COX, B., FLANAGAN, G. (1997). *Handbook of analytical methods for textile composites*. NASA Contractor Report 4750.

ADANUR, S., TIANYI, L. (1998). *3D Modelling of textile composite preforms*. Composites Part B, 29B, 787-793. Elsevier Science Ltd.

CHEN, L., TAO, X. M., CHOY, C.L. (1999). On the microstructure of three-dimensional braided preforms. Composites Science and Technology 59, 391-404.

SUN, W., LIN, F., HU, X (2001). *Computer aided design and modelling of composite unit cells*. Composites Science and Technology 61, 289-299.

Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados realizados con fibra de carbono. Análisis numérico-experimental

E. Bernal, J. Cuartero, D. Ranz, M. Van Rijn, C. Nuez, A. Alonso

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

En este artículo se presentan los resultados de un estudio experimental sobre el comportamiento frente a choque de diversas geometrías realizadas en braiding de carbono, así como algunos de los avances más recientes en la simulación de estructuras de materiales compuestos sometidas a cargas de aplastamiento axial. Las principales características del análisis numérico realizado comprenden la adopción de un modelo de daño anisótropo y el empleo de una técnica novedosa que permite modelar la progresión del frente de grieta.

1. INTRODUCCIÓN

El uso de los materiales compuestos para la fabricación de dispositivos absorbedores de energía ha experimentado en los últimos años un importante desarrollo gracias al uso de las nuevas tecnologías textiles, de entre las cuales el braiding-2D suscita un claro interés debido a sus prestaciones mecánicas y de procesabilidad. Hasta el momento se han publicado numerosos resultados experimentales sobre el comportamiento ante cargas de aplastamiento axial de este tipo de materiales, la inmensa mayoría de ellas sobre probetas cilíndricas, en tanto que su simulación y análisis mediante técnicas numéricas requiere todavía mayores avances.

En este artículo se presentan los resultados experimentales obtenidos en términos de energía específica absorbida y curvas fuerza-desplazamiento para probetas tanto cilíndricas como cónicas confeccionadas con braiding 2D de carbono triaxial y resina epoxi, así como los resultados de su simulación mediante elementos finitos. Se detallan así mismo las principales características del análisis realizado: ecuaciones constitutivas, modelo de daño del material y una novedosa técnica de modelado del frente de grieta.

2. ESTUDIO EXPERIMENTAL

En el curso del estudio experimental se emplearon dos tipos de probetas: cilíndricas y cónicas a las que se sometió al impacto de una masa de 200 Kg y una velocidad de 10 m/s en las dependencias de la empresa automovilística VOLVO. La figura 1 muestra la geometría de ambos tipos de probetas.



Fig. 1 – Geometría de las probetas ensayadas

2.2 Resultados

Las siguientes figuras muestran las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas en los ensayos



Fig. 2 - Curva fuerza-desplazamiento. Probeta cilíndrica



Fig. 3 – Curva fuerza-desplazamiento. Probeta cónica

3. SIMULACIÓN MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

3.1 Modelo de daño

Debido a la falta de homogeneidad y anisotropía de los materiales compuestos, su comportamiento ante cargas de impacto resulta extremadamente complejo y cualquier aproximación empleada hasta la fecha dista en gran medida de ser satisfactoria. Dada la escala del problema analizado en este trabajo, probetas macroscópicas, y la de los mecanismos de fallo presentes: microscópica, al mismo nivel que los materiales constituyentes fibra y matriz, el enfoque de la mecánica del daño junto con la simplificación de suponer un material homogéneo equivalente constituye en la actualidad la solución más eficiente para abordar este tipo de problemas.

El modelo de daño aquí empleado se basa en el trabajo desarrollado por Ladeveze en el campo del daño anisótropo. En esta teoría se consideran dos variables escalares independientes, asociada cada una de ellas a un aspecto diferente del daño global:

- D_s actúa sobre las componentes del tensor desviador de tensiones.

- D_n actúa sobre la tensión hidrostática.

En la formulación original, se emplea el concepto de densidad de energía complementaria, w_e^* , que en el caso de elasticidad anisótropa se define en ausencia de daño como

$$w_e^* = \frac{1}{2} S_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} \tag{1}$$

Donde, *S*: tensor de flexibilidad

 σ , tensor de tensiones

Empleando las definiciones de tensión hidrostática σ_H y tensor desviador de tensiones σ^P , la ecuación 1 puede rescribirse como

$$w_e^* = \frac{1}{2} S_{ijkl} \sigma_{ij}^D \sigma_{kl}^D + \frac{1}{2} S_{ijkl} \sigma_H^2 \delta_{ij} \delta_{kl}$$
(2)

Considerando que el daño se produce en todas las direcciones, se obtiene

$$w_{e}^{*} = \frac{1}{2} \frac{S_{ijkl}}{(1 - D_{s})} \sigma_{ij}^{D} \sigma_{kl}^{D} + \frac{1}{2} \frac{S_{ijkl}}{(1 - D_{n})} \sigma_{H}^{2} \delta_{ij} \delta_{kl}$$
(3)

Finalmente, las componentes del tensor desviador de deformación y la deformación hidrostática resultante se expresan como

$$\begin{cases} \varepsilon_{ij}^{D} = \frac{\partial w_{e}^{*}}{\partial \sigma_{ij}^{D}} \\ \varepsilon_{H} = \frac{\partial w_{e}^{*}}{\partial \sigma_{H}} \end{cases}$$

$$\tag{4}$$

3.2 Modelado del frente de grieta

En el aplastamiento de materiales compuestos ante cargas axiales de impacto se ha identificado la aparición de una zona decisiva en el comportamiento observado; se trata de una región dañada, denominada en este artículo frente de grieta que se extiende una longitud característica en dirección del impacto. Su principal efecto es una disminución de las propiedades nominales del material en esa región, favoreciendo así un fallo progresivo de la estructura. Este fenómeno ha sido incorporado en las simulaciones llevadas a cabo, mediante la asignación selectiva de valores de las propiedades elásticas y resistentes a cada elemento según su posición respecto a la placa de impacto a lo largo del análisis, tal como representa la figura 4.



Fig. 4 – Progresión del frente de grieta

3.3 Aplicación a geometrías cónicas

El uso de elementos sólidos tridimensionales en el análisis de materiales ortótropos conlleva frente al empleo de elementos tipo lámina, además de un mayor coste computacional, una dificultad adicional consistente en orientar correctamente cada uno de los elementos. Con el fin de solventar esta dificultad de índole práctica, se recurre a un proceso de transformación de coordenadas tal como se indica a continuación, que permite

aligerar en gran medida la labor de preproceso.

En la figura 5 se muestra un cono, y sobre un punto material genérico de su superficie, los ejes coordenados resultantes de haber empleado para su orientación un sistema de coordenadas cilíndrico alineado con su eje central. Como se observa en el detalle, las direcciones principales del material 123, obtenidas mediante una sencilla permutación sobre el convenio habitual, se hallan giradas un ángulo θ respecto al eje 2. De este modo, el problema se reduce a obtener la matriz de rigidez del material en el sistema coordenado *XYZ* a partir de la matriz de rigidez expresada en el sistema coincidente con las direcciones principales del material *123*.



Fig. 5 – Convenio y transformación de coordenadas en el caso de geometrías cónicas

La ley generalizada de Hooke para un material ortótropo en sus ejes principales, recogida en la ecuación 5, al experimentar un giro θ respecto al eje 2, adquiere la forma característica de un material monoclínico representada en la ecuación 6.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \end{bmatrix}_{123} = \begin{bmatrix} \mathbf{C}_{11} & \mathbf{C}_{12} & \mathbf{C}_{13} & & & \\ \mathbf{C}_{12} & \mathbf{C}_{22} & \mathbf{C}_{23} & & & \\ \mathbf{C}_{13} & \mathbf{C}_{23} & \mathbf{C}_{33} & & & \\ & & \mathbf{C}_{44} & & \\ & & & \mathbf{C}_{55} & \\ & & & \mathbf{C}_{66} \end{bmatrix}_{123} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} & & \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{bmatrix}_{123}$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \end{bmatrix}_{XYZ} = \begin{bmatrix} \mathbf{C}_{11} & \mathbf{C}_{12} & \mathbf{C}_{13} & & \mathbf{2C}_{16} \\ \mathbf{C}_{12} & \mathbf{C}_{22} & \mathbf{C}_{23} & & \mathbf{2C}_{26} \\ \mathbf{C}_{13} & \mathbf{C}_{23} & \mathbf{C}_{33} & & \mathbf{2C}_{36} \\ & & & \mathbf{2C}_{44} & \mathbf{2C}_{45} & \\ & & & & \mathbf{2C}_{45} & \mathbf{2C}_{55} & \\ \mathbf{C}_{16} & \mathbf{C}_{26} & \mathbf{C}_{36} & & & \mathbf{2C}_{66} \end{bmatrix}_{XYZ} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{bmatrix}_{XYZ}$$

Donde los nuevos términos de la matriz de rigidez se definen como:

$$C'_{11} = C_{11}\cos^4\theta + 2C_{13}\cos^2\theta + C_{33}\sin^4\theta + 4C_{66}\cos^2\theta\sin^2\theta$$
(7.1)

$$C_{12}' = C_{12}\cos^2\theta + C_{23}\sin^2\theta \tag{7.2}$$

$$C'_{13} = C_{11} \cos^2 \theta \sin^2 \theta + C_{13} (\cos^4 \theta + \sin^4 \theta) + C_{33} \cos^2 \theta \sin^2 \theta - (7.3) - 4C_{66} \cos^2 \theta \sin^2 \theta$$

$$C_{16}' = C_{11}\cos^3\theta\sin\theta + C_{13}\left(\cos\theta\sin^3\theta - \cos^3\theta\sin\theta\right) - C_{33}\cos\theta\sin^3\theta + (7.4) + 2C_{66}\left(\cos\theta\sin^3\theta - \cos^3\theta\sin\theta\right)$$

$$C_{22}' = C_{22} \tag{7.5}$$

$$C_{23}' = C_{12}\sin^2\theta + C_{23}\cos^2\theta \tag{7.6}$$

$$C'_{26} = C_{12}\cos\theta\sin\theta - C_{23}\cos\theta\sin\theta \tag{7.7}$$

$$C'_{33} = C_{11}\sin^4\theta + 2C_{13}\cos^2\theta\sin^2\theta + C_{33}\cos^4 + 4C_{66}\cos^2\theta\sin^2\theta$$
(7.8)

$$C'_{36} = C_{11}\cos\theta\sin^3\theta + C_{13}\left(\cos^3\theta\sin\theta - \cos\theta\sin^3\theta\right) - C_{33}\cos^3\theta\sin\theta + (7.9) + 2C_{66}\left(\cos^3\theta\sin\theta - \cos\theta\sin^3\theta\right)$$

$$C'_{44} = C_{44} \cos^2 \theta + C_{55} \sin^2 \theta \tag{7.10}$$

$$C'_{45} = C_{44}\cos\theta\sin\theta - C_{55}\cos\theta\sin\theta \tag{7.11}$$

$$C_{55}' = C_{55} \cos^2 \theta + C_{44} \sin^2 \theta \tag{7.12}$$

$$C'_{66} = C_{11}\cos^2\theta\sin^2\theta - 2C_{13}\cos^2\theta\sin^2\theta + C_{33}\cos^3\theta\sin\theta +$$
(7.13)

 $+2C_{66}\left(\cos^4\theta+\sin^4\theta-2\cos^2\theta\sin^2\theta\right)$

3.4 Resultados obtenidos

Las siguientes figuras muestran la deformada en diferentes instantes del análisis para cada una de las probetas.





Fig. 6 – Deformada en diferentes instantes de la simulación para una probeta tubular



Fig. 7 – Deformada en diferentes instantes de la simulación para una probeta cónica

A continuación se muestran las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas en ambos análisis.



Fig. 8 – Curva fuerza-desplazamiento para la probeta cilíndrica obtenida mediante E.F.



Fig. 8 – Curva fuerza-desplazamiento para la probeta cónica obtenida mediante E.F.

4. CONCLUSIONES

Se han presentado resultados experimentales y numéricos del comportamiento frente a choque de probetas cilíndricas y cónicas realizadas con materiales trenzados de fibra de carbono, obteniéndose en ambos casos una buena correlación. Se ha empleado en la simulación mediante elementos finitos un modelo de daño anisótropo basado en el uso de invariantes de deformación y daño desacoplado sobre la tensión hidrostática y el tensor desviador de tensiones, así como una técnica de modelado de progresión del frente de grieta en el proceso de aplastamiento axial con el fin de reproducir el comportamiento observado experimentalmente.

La siguiente tabla recoge los principales resultados obtenidos.

| | Probetas c | ilíndricas | Probetas cónicas | | | |
|--------------------|--------------|------------|------------------|------------|--|--|
| | Experimental | Simulación | Experimental | Simulación | | |
| Carga sostenida | 70 KN | 70 KN | 60 KN | 50 KN | | |
| Energía específica | 33.5 J/g | 35 J/g | 44.2 J/g | 38 J/g | | |
| | | 14 1 | • • • | | | |

Tabla 1 – Resumen comparativo de los resultados experimentales y numéricos

REFERENCIAS

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. Micro-mechanical and macromechanical analyses of 3-D textile reinforced organic matrix composite materials. *Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling.* 28, 30 September 1998. Cambridge.

HULL, D. (1998). Energy Absorbing Composite Structures Scientific and Technical Review. *University of Wales*, No. 3, pp. 23-30.

MASTERS, J.E., FOYE R.L., PASTORE, C.M. and GOWAYED, Y.A. (1993). Mechanical properties of triaxial Braided Composites. *Journal of composites Technology* & *Research*, JCTRER Vol 15, No 2.

LEMAITRE, J. (1990). *A Course on Damage Mechanics*. Springer Verlag, Berlin. BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). Mechanics of Textile and Laminated Composites. Chapman & Hall, London.

Nanotubos de carbono en materiales compuestos

M^a T. Martínez

Instituto de Carboquímica, CSIC, de Zaragoza

RESUMEN

Los Nanotubos de Carbono, descubiertos la pasada década, poseen propiedades eléctricas y mecánicas extraordinarias y están siendo ampliamente utilizados en diversos campos de la Ciencia. Esta ponencia presenta una visión de su estructura, propiedades y algunas de las aplicaciones que se están investigando en el campo de materiales compuestos. Asimismo, se discuten los principales problemas que deben ser superados para que sus potenciales aplicaciones puedan ser desarrolladas

1. ESTRUCTURA DE LOS NANOTUBOS DE CARBONO

Los nanotubos de carbono (CNTs) están constituidos por redes hexagonales de carbono curvadas y cerradas formando tubos de carbono nanométrico. El tamaño nanométrico de los CNTs junto con las propiedades químicas de los átomos de carbono empaquetados a lo largo de sus paredes formando una estructura de panal son responsables de una serie de propiedades fascinantes que explican el interés que han despertado en numerosos campos de la Ciencia.

La estructura de los CNTs presenta cierta similitud con la del grafito, está constituida por una extensa red de átomos de carbono dispuestos en hexágonos. El enlace es fundamentalmente sp^2 , con cierto carácter sp^3 en regiones de máxima curvatura. Hay dos grandes grupos de CNTs; los de capa única denominados en la bibliografía SWNTs del inglés *Single Wall nanotubes* y los de capa múltiple denominados MWNTs del inglés *multi wall nanotubes*. Los CNTs tienen una impresionante lista de propiedades. Se comportan como conductores o metálicos dependiendo de su geometría, pueden conducir la electricidad mejor que el cobre, transmiten calor mejor que el diamante y se encuentran entre los materiales más fuertes que se conocen. Los MWNTs fueron descubiertos por el japonés Iijima (1991), están constituidos por NTs de capa única dispuestos en forma concéntrica y pueden llegar a tener entre 2 y 50 capas con diámetros internos entre 2 y 10 nm y diámetros externos entre 15 y 30 nm. Posteriormente en 1993, fueron descubiertos los NTs de capa única simultáneamente por dos grupos, el del Iijima de NEC Corporation y Betune investigador de IBM (Jamieson, 2000). El diámetro de los SWNTs oscila entre 0.6 y 2.2 nm con longitudes del orden de 1 micrómetro, aunque actualmente se han conseguido haces de 10-20 cm de longitud y 0,3-0,5 mm diámetro (Zhu, 2002).

Hay dos posibles estructuras de SWNTs altamente simétricas que son los nanotubos *armchair* y *zig-zag*. La orientación viene especificada por un vector *n,m* que indica el número de pasos a lo largo de las dos direcciones componentes del vector unidad. Los componentes del vector definen el diámetro del tubo y su simetría o helicidad o ángulo quiral. Los *armchair* tienen una notación (n n) y su eje es paralelo al enlace C–C, los zig-zag con notación (n, 0) tienen el eje perpendicular al eje C- C, Figura 1. Los *armchair* son metálicos y los zig-zag semiconductores. Sin embargo, la mayor parte de los nanotubos de capa única no tienen esta alta simetría sino que son helicoidales, son conocidos como quirales, siendo metálicos cuando n–m es 3 o múltiplo de 3 y semiconductores en caso contrario.



Fig. 1 – Esquema de la red hexagonal de grafito y representación de las posibles estructuras de nanotubos de capa única

2. PROPIEDADES

La composición, el tamaño y la geometría de los CNTs engendran una complejidad electrónica única. El grafito es un material muy especial, pertenece al grupo restringido de los semimetales, en los CNTs, este comportamiento semimetálico, unido al comportamiento quántico en cuanto a niveles de energía y longitudes de onda electrónicas que es el que gobierna a escala nanométrica, confieren a los NTs un carácter especial. De todas las posibles longitudes de ondas electrónicas o estados cuánticos posibles en una lámina plana de grafito cuando se enrolla para formar un CNT, sólo estarán permitidos unos pocos que dependen del diámetro y la helicidad del tubo. Hay una serie de CNTs que combina el diámetro y quiralidad adecuada para incluir el nivel de Fermi entre el conjunto de estados permitidos son los CNTs metálicos que constituyen 1/3 del total. Los otros 2/3 restantes son semiconductores, es decir, que necesitan una aportación de energía para que los electrones pasen de los estados de valencia a los de conducción.

En los CNTs metálicos el intervalo de energía, entre la banda de valencia y la de conducción es cero eV mientras que en los semiconductores oscila entre 0.4 y 1 eV correspondientes a diámetros entre 0.6 y 1.6 nm.

Los Nts metálicos tienen una conductividad seis órdenes de magnitud superior a la del cobre, muestran conducción balística y superconductividad a temperaturas por debajo de 0.55 K. Otro aspecto a destacar es la emisión de electrones, emiten a 0,11 eV mientras que los mejores emisores de electrones utilizados en la actualidad emiten en un rango entre 0,6 y 0,3 eV

El diámetro medio de los CNTs de capa única oscila entre 1,2–1,4 nm, aunque se han encontrado CNTs de 0,6 nm y 2,2 nm como valores extremos. Son extraordinariamente ligeros, su densidad es de 1,33–1,40 g/cm². Su conductividad térmica, otra de sus interesantes propiedades, es del orden de 2000 W/m/k.

Otras de las propiedades destacables, son su resistencia mecánica y elasticidad, sin embargo, no existe unanimidad en los valores. Estudios recientes indican que los CNTs poseen modulo de tensión y resistencia mecánica que oscila entre 1TPa a 270 GPa y 11-200 GPa respectivamente, (Lau, 2002). Cálculos del módulo elástico de CNTs libres de defectos basados en las propiedades del grafito llegan a valores de 1060 GPa, (Lau, 2002). Otras estimaciones basadas en microscopía de fuerzas atómicas, AFM, utilizando un SWNT de una longitud de 1 micra como cantilever a una frecuencia de 12 MHz (Ruof y Lorents, 1995) han llegado a valores de resistencia mecánica de 20 GPa para un SWNT de un espesor de pared y diámetro de 0,34 y 1 nm. Yu et al.(2000) han medido también mediante AFM la resistencia mecánica y módulo elástico de los CNTs dando valores en un rango de 11-63 GPa y 270-950 GPa respectivamente.

Yacobson y col. (1996) y Ru (2000, 2001) han utilizada un modelo elástico continuo para estudiar el comportamiento en el doblado de los CNTs bajo cargas de compresión no axiales. Concluyeron que los NTs tienen alta elasticidad con gran capacidad de recuperación y pueden soportar una gran tensión sin mostrar fragilidad o reagrupamiento atómico. Estas propiedades mecánicas serían de poco valor si no se pudieran incorporar en una matriz. Es conocido que los CNTs y nanofibras no pueden ser utilizados solos sin un medio de soporte para formar materiales compuestos.

3. MATERIALES COMPUESTOS

Las potenciales aplicaciones de los CNTs se basan en sus propiedades, de gran interés en campos que van desde los materiales compuestos a el almacenamiento de Energía, Física, Electrónica, Química y Biología molecular.
En el campo de materiales compuestos, el interés de los CNTs radica además de en sus propiedades eléctricas en que son sistemas ligeros, huecos y porosos que tienen alta resistencia mecánica interesantes para el reforzamiento estructural de materiales y formación de "composites" de bajo peso, alta resistencia a la tracción y enorme elasticidad.

En base a sus **propiedades mecánicas**, se están preparando composites tanto poliméricos como cerámicos para aplicaciones tales como piezas para automóviles ligeros o vehículos espaciales y para materiales de construcción capaces de soportar altas tensiones o vibraciones. Asimismo, su habilidad para colapsar bajo presión se esta estudiando para su posible aplicación para materiales anti-golpes.

En 1998, Lourie y colobaradores empezaron a investigar el doblado y colapso de materiales compuestos nanotubos de carbono/resinas epoxi. Encontraron que el encogimiento de una matriz epoxi durante el curado generaba una alta compresión en los NTs embebidos en la matriz y mostraron imágenes de TEM de las espirales y lazos de CNTs formados debido a la compresión generada. Posteriormente, Schaedler (1998) y Allaoui (2002) han encontrado que la adición de pequeñas cantidades de CNTs a resinas epoxi conduce a importantes mejoras en la resistencia mecánica y el modulo de Young.

La utilización de CNTs con materiales cerámicos o metales ha sido menor. Se han preparado materiales compuestos de CNTs con sílice y alúmina (Zhan, 2003). Algunos autores (Siegel, 2001) han encontrado una mejora de la resistencia a la ruptura de un 24 % con la adición de un 10 % en volumen de MWNTs. Sin embargo, en otros casos (Zhan, 2003) el reforzamiento del material de partida fue solo marginal y se están realizando estudios del mecanismo de reforzamiento y de la adherencia de los CNTs con la matriz, (Seeger 2003).

Otra de las aplicaciones de los materiales compuestos de CNTs es su incorporación en matrices poliméricas para mejoramiento de las **propiedades eléctricas**. Se están utilizando materiales compuestos de CNTs y polímetros conjugados como poli(3-octiltiofeno), P3OT, (Kimakys, 2002, 2003) o poli(m-fenilvinileno-co-2, 5-dioctil oxi-p-fenilvinileno) (PmPV) (Curran, 1998) para dispositivos fotovoltaicos. Basados en este tipo de materiales compuestos, se han construido diodos emisores orgánicos, (LEDs) con densidades de corriente más bajas y mejor estabilidad térmica que los dispositivos basados en el polímero solo y células fotovoltaicas con eficiencia quántica relativamente alta (1,8% a 2,9-3,2 eV) (Ago, 1999).

Asimismo, materiales compuestos de CNTs y polímeros tales como poly (vinilideno fluoruro/polivinil pirrolidona) PVdF/PVP y polivinil alcohol PVA se están utilizando para apantallamiento de señales electromagnéticas (Kim, 2002, Jin, 2002). El objetivo es mejorar las propiedades plásticas junto la eficacia de apantallamiento.

Con polipirrol, PPy, los CNTs se han utilizado en la preparación de electrodos para Supercondensadores. La utilización de materiales compuestos de MWNTs y polipirrol da lugar a capacidades de carga varias veces mayor que cuando se usan cualquiera de los dos componentes por separado siendo la velocidad de respuesta un orden de magnitud mayor (Hughes, 2002).

Otra de las aplicaciones más prometedoras de las CNTs es su utilización como emisores de electrones, en este campo, se han utilizado CNTs con polímeros como PPy (Jin, 2002) o P3OT (Alexandrou, 2002). Con poliolefinas como Polipropileno, PP, uno de los materiales termoplásticos de mayor consumo por su fácil procesabilidad, los CNTs se están utilizando como retardantes de llama. Las poliolefinas son bastante inflamables y se ha demostrado (Kashiwagi, 2002) que la adición de MWNTs mejora la estabilidad térmica del PP y como retardantes de la ignición son al menos tan eficaces como las arcillas o el ácido maleico, utilizados con este fin en estos polímeros.

En electrónica, fundamentalmente en el campo de semiconductores se están usando como aditivos conductores para disipar la electricidad estática. Este efecto disipante se consigue mediante dispersión de los CNTs en la matriz polimérica de tal forma que se produce una interconexión entre los CNTs. Esta interconexión proporciona un camino conductor para que la carga fluya. Los compuestos conductores necesitan una carga fibrilar muy baja menor de un 5% para alcanzar la disipación electrónica comparada con 8-20% para compuestos basados en negro de carbono, (Pötschke, 2002)

La consecución de estos niveles de carga, ofrece muchas ventajas en diferentes aplicaciones, en la industria del automóvil son usados como aditivo conductor para ayudar al pintado electrostático y en las líneas de conducción de combustibles líquidos para evitar la electricidad estática debida al movimiento del combustible. El Nylon 12, generalmente utilizado en las líneas de conducción de gasolina debido a su resistencia química necesita un aditivo conductor para liberar la carga. Se ha demostrado que con la adición de un 5% de CNTs (Baughman 2002) se alcanzan conductividades entre 0,01 y 0,1 S/cm que es suficientes para eliminar la carga electrostática y el riesgo de explosión. La presencia de NTs disipa la carga electrostática en mayor medida que el negro de carbón utilizado previamente.

Otra de sus interesantes aplicaciones es el desarrollo de dispositivos fotónicos debido a su comportamiento óptico no linear que conduce a limitación óptica, (O'Flaherty, 2003). Según Vivien .(2000) los dos mecanismos que llevan a limitación óptica en SWNTs son la dispersión no linear debido a la formación de burbujas inducida térmicamente y la sublimación de CNTs. Sun (2000) llegó a resultados similares utilizando MWNTs y negro de carbono indicando que el mecanismo de limitación óptica en suspensiones de MWNTs es la dispersión no linear.

La materialización de estas aplicaciones plantea una serie de retos como la mejora de la dispersión de los CNTs en la matriz, o la mejora de la adherencia. La investigación de las propiedades interfaciales de enlace entre los NTs y la matriz es de gran importancia para asegurar una buena transferencia de carga bien sea mecánica o eléctrica. En el caso de los MWNTs se podría obtener una buena adherencia entre el tubo externo y la matriz pero no con los tubos internos. Esto, aunque en compresión no supondría ningún problema, en tensión los tubos externos pueden deslizar respecto a los internos.

En relación con la dispersión, Gong (2000) ha publicado que la utilización de un surfactante mejora la dispersión de SWNTs en una resina epoxi que resulta en una mejora notable de las propiedades mecánicas del material compuesto. La separación de los haces en CNTs individuales mediante la utilización de PmPv (Dalton, 2000) y goma arábica (Bandyopadhyaya, 2001) ha sido también utilizada para mejorar la adherencia de los tubos con la matriz. El mojado de los nanotubos, de carácter hidrófobo, por el polímero requerirá modificaciones químicas para alcanzar ciertas especificaciones (por ejemplo, hidrofilidad y/o biocompatibilidad). Asimismo, la solubilización de los CNTs posibilitaría una buena dispersión en la matriz. Se ha demostrado que los NTs pueden hacerse solubles mediante funcionalización no covalente con el polímero poli(m-fenilenovinileno-co-2,5-dioctiloxi-p-fenilenovinileno) (PmPV) como matriz (Coleman, 2000).

Otra alternativa es la utilización de compatibilizantes. Por ejemplo PVDF ayuda en la dispersión de MWCNTs y sirve como pegamento para incrementar la adhesión interfacial entre MWCNTs y PMMA resultando en una mejora en la distribución de los CNTs en la matriz (Jin, 2002).

Todas estas alternativas deben estudiarse en profundidad.

4. CONCLUSIONES

La utilización de CNTs en materiales compuestos abre enormes expectativas como pone de manifiesto el crecimiento exponencial del número de patentes internacionales basadas en la utilización de CNTs registrado en los últimos años (Baughman 2002).

La incorporación de los CNTs a ciertas matrices plantea sin embargo una serie de problemas que no es obvio si van a ser fáciles de superar. La dispersión adecuada de los CNTs en la matriz, la adherencia del CNT a la matriz, el mojado de las superficies de los CNTs, el efecto de los defectos y el de la funcionalización química son aspectos a tener en cuenta cuando se utilizan CNTs en la formación de materiales compuestos.

Otro de los aspectos que debe ser resuelto es que la utilización de CNTs en materiales compuestos requiere volúmenes de producción grandes y producción de CNTs libres de defectos y de mayores longitudes.

REFERENCIAS

AGO, H., PETRITSCH, K., SHAFFER, M.S.P., WINDLE, A.H., FRIEND, R.H. (1999). Composites of Carbon Nanotubes and Conjugated Polymers for Photovoltaic Devices. *Advanced Materials*, 11, pp. 1281-1285.

ALEXANDOU, I (2002). Polymer-nanotube composites: Burying nanotubes improves their field emission properties. *Applied Physics Letters*, 50 (8), pp.1435-1437.

ALLAOUI, A. BAI, S. CHENG H. M.(2002). Mechanical and electrical properties of

MWNT/epoxy composite. Composite Science & Technology, vol. 62, pp. 1993-1998.

BANDYOPADHYAYA, R., NATIV-ROTH, E., REGEV, O. (2002). Stabilization of individual carbon nanotubes in aqueous solutions. *Nano Letters*, 2, 25-28.

BAUGHMAN, R. H., ZAKHIDOV, A. A., DE HEER, W. A. (2002). Carbon Nanotubes. The Route Towards Applications. *Science*, 297, pp.787-792.

COLEMAN, J.N., DALTON, A.B., CURRAN, S., RUBIO, A., DAVEY, A.P., DRURY, A., MCCARTHY, B., AJAYAN, P.M., ROTH, S., BARKLIE, R.C., BLAU. W.J. (2000). Phase separation of Carbon Nanotubes and Turbostratic Graphite using a Functional Organic Polymer. *Advanced Materials*. Vol. 12, pp. 213-216.

CURRAN, S, A. AJAYAN, P. M., BLAU, W. J., CARROL, D. L., COLEMAN, J. N., DALTON, A. B., DAVEY, A. P. (1998). A Composite from Poly(m-phenylenevinylene-*co*-2,5-dioctoxy-p-phenylenevinylene) and Carbon Nanotubes: A Novel Material for Molecular Optoelectronics. *Advanced. Materials*, 10, pp. 1091-1093.

DALTON, A.B., STEPHAN, C., COLEMAN, J.N., MCCARTHY, B., AJAYAN, P.M., LEFRANT, S. (2000). Selective Interaction of a Semi conjugated Organic Polymer with Single-wall Nanotubes. *J. Phys. Chem. B*, 104, pp.10012-10016.

GONG, X.Y., LIU, J., BASKARAN, S., VOISE, R.D., YOUNG, J.S. (2000). Surfactangassisted processing of carbon nanotube/polymer composites. *Chemical Materials*. Vol.12 (4), pp. 1049.

HUGHES, M., SHAFFER, M.S.P., RENOUF, A.C., GEORGE, C.S., CHEN, Z. (2002). Electrochemical Capacitance of Nanocomposite Films Formed by Coating Alligned Arrays of Carbon Nanotubes with Polypyrrole. *Advanced Materials*, 14 (5) pp.382-385.

IIJIMA, S. (1991). Helical microtubules of graphitic carbon. *Nature*, 354, pp. 56-58.

JAMIESON, V. (2000). Carbon Nanotubes roll on. *Physics World*, 6, pp. 29-58.

JIN, Y.W., JUNG, J.E., PRK, Y.J., CHOI, J.H. (2002). Triode-type field emission array using carbon nanotubes and a conducting polymer composite prepared by electrochemical polymerization. *Journal of Applied Physics*, 9(2). pp. 1065-1068.

JIN, Z., PRAMODA, K.P., GOH, S.H., XU, G. (2002). Poly(vinylidene fluoride)- assisted melt- blending of multi-walled carbon nanotube/poly(methyl metacrilate) composites. *Materials Research Bulletin*, 37, pp. 271-278.

KASHIWAGI, T., GRULKE, E., HILDING, J., HARRIS, R., AWAD, W., DOUGLAS, J. (2002). Thermal Degradation and Flammability Properties of Poly(propylene)/Carbon Nanotube Composites. *Macromolecules Rapid Communication*, 22, pp. 761-765.

KIM, W.S., SONG, H.S., LEE, B.O., KWON, K.H., LIM, Y.S., KIM, M.S. (2002) Electrical Properties of PVdF/PVP Composite Filled with Carbon Nanotubes Prepared by Floating Catalyst Method. *Macromolecular Research* 10 (5), pp.253-258.

KYMAKIS, E., (2002). Single-wall carbon nanotube/conjugated polymer photovoltaic devices. *Applied Physics Letters*, 80 (1), pp.112-114.

KYMAKIS, E., (2002). Single-walled carbon nanotube-polymer composites: electrical, optical and structural investigation. *Synthetic Metals*, 127, pp. 59-62.

KYMAKIS, E. (2003). High open-circuit voltage photovoltaic devices from carbonnanotub-polymer composites. *Journal of Applied Physics*, 93(3), pp.1764-1768.

LAU, K.T., HUI, D. (2002). The revolutionary creation of new advanced materials-carbon nanotube composites. *Composites, Part B*, 33, pp. 263-277.

LOURIE, O., COX, D.M., WAGNER, H.D. (1998). Buckling and collapse of embedded carbon nanotubes. *Physical Review Letters*, 81, 1638-1641.

O'FLAHERTY, (2003). Nonlinear Optical Response of Multiwalled Carbon-Nanotube Dispersión. *Journal of the Optical Society of American. B*, 20(1), pp. 49-58.

PÖTSCHKE, P., FORNES, T.D. (2002). Rheological Behaviour of Multiwalled Carbon Nanotube/Polycarbonate Composites. *Polymer*, 43, pp. 3247-3255.

RU, C.Q. (2000). Effective bending stiffness of carbon nanotubes. *Physical Review. B*, 62, pp. 9973-9976.

RU, C.Q. (2001). Degraded axial buckling strain of multiwalled carbon nanotubes due to interlayer slip. *Journal of Applied Physics*, 89, 3426-3433.

RUOFF, R.S., LORENTS, D.C. (1995). Mechanical and thermal properties of carbon nanotubes. *Carbon*, 33, 925-930.

SEEGER, T., (2003). Evolution of multiwalled carbon-nanotube /SiO₂ composites via laser treatment. *Nanotechnology*, 14, pp. 184-187.

SCHAEDLER, L.S. GIANNARIS, S.C. AJAYAN, P.M. (1998). Load Transfer in carbon nanotube epoxy composites. *Applied Physics Letters*, vol. 73, pp. 3842, 3844.

SUN, X., XIONG, Y.N., CHEN, P.,. (2000). Investigation of an Optical Limiting Mechanism in Multiwalled Carbon Nanotubes. *Applied Optics*, 39, pp. 1998-2001.

VIVIEN, L., (2000). Pulse Duration and Wavelenght Effects on the Optical Limiting Behaviour of Carbon Nanotube Suspensions. *Optical Letter*, 26, pp.223-225.

YACOBSON, B. I., BRABEC, C. J., (1996). Nanomechanics of carbon tubes: instabilities beyond linera response. *Physical Review Letters*, 76, pp. 2511-2514.

YU, M.F., LOURIE; O., RUOFF, R.S. (2000). Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile strength. *Carbon*, 287, pp. 637-639.

ZHA; G. D., KUNTZ, J. D. (2003). Single-wall carbon nanotubes as attractive toughening agents in alumina-based nanocomposites. *Nature Materials*, 2,pp. 38-31.

ZHU, H.W., XU, C.L., WU, D.H., WEI, B.Q., AJAYAN, P.M. (2002). Direct Synthesis of Long Single-Walled Carbon Nanotubes Strands. *Science*, 296, pp. 884-886.

Aspectos cinético-termodinámicos relacionados con la generación de nanoestructuras en matrices epoxi modificadas con copolímeros de bloques

M. Larrañaga, G. Kortaberria, N. Gabilondo, I. Mondragón

Departamento de Ingeniería Química y Medio Ambiente, Universidad Pais Vasco, España

RESUMEN

En los últimos años se están investigando una gran variedad de métodos para la generación de materiales nanoestructurados y el control de su formación. Los copolímeros de bloque han recibido una considerable atención, tanto experimental (Hillmyer, 1996; Spontak, 1999, Alexandridis, 1999) como teóricamente (Leibler, 1980; Matsen, 1999; Matsen, 2000). En este trabajo se presentan los resultados obtenidos en el caso de la modificación de matrices termoestables epoxi modificadas con copolímeros tribloque PEO/PEO. La generación de nanoestructuras es función no sólo de los bloques constitutivos de los copolímeros sino también de diversos aspectos físico-químicos implicados en el proceso de curado de la resina epoxi. Así, analizando tanto la variación de las condiciones de curado como las masas moleculares y proporciones relativas de los bloques en las morfologías resultantes, se han estudiado los aspectos cinéticos y termodinámicos que influyen en la obtención de las diferentes estructuras. El sistema modificado con un copolímero de Mw=3400 (0.33:1) se separa macroscópicamente, mientras que en el caso de un copolímero de Mw=2900 (0.8:1) la separación es nanoscópica para ciclos de curado de baja temperatura. Por último para un copolímero de Mw=13300 (3:1) la separación es nanoscópica para ciclos de curado de baja y alta temperatura. Por tanto, la influencia de la relación entre los bloques del copolímero es mayor que la de la masa molecular, estando la separación nanoscópica más favorecida termodinámicamente a mayor porcentaje de PEO.

Se han analizado por varias técnicas (análisis dinamo-mecánico, microscopía de fuerzas atómicas, calorimetría diferencial de barrido, microscopia óptica y otras) las características diferenciales de las nano- o microestructuras generadas.

1. INTRODUCCIÓN

El control de la estructura y la morfología a escala nanométrica esta alcanzado una gran importancia en numerosas tecnologías desde campos como biomateriales hasta sistemas de información. Este trabajo de investigación se ha orientado a estudiar la modificación de materiales termoestables con copolímeros anfifilicos (Lipic, 1998; Mondragon, 2000; Dean, 2001). Dichos modificadores se han elegido por su capacidad de generar estructuras ordenadas a escala nanométrica. En un sistema de mezcla termoestable/copolímero, las condiciones de curado son de crucial importancia para la obtención de nanomateriales. No menos importante es la relación entre los bloques constituyentes del copolímero.

2. EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

La resina epoxi usada ha sido DER-332, una resina epoxi de tipo diglicidil éter de Bisfenol-A suministrada por Dow Chemical, con un peso equivalente epoxi de 175 g/eq y una relación de hidróxil/epoxi cercana a 0,03. El agente de curado es diamino difenil metano (DDM), suministrado por Ciba, con un peso equivalente amina de 49,5 g/eq. Como agentes de modificación se han utilizado varios copolímeros anfifilicos tribloque, Polióxido de Etileno-Polióxido de Propileno-Polióxido de Etileno (PEO-PPO-PEO), los cuales se diferencian en su masa molecular y relación entre bloques (Mw=2900 g/mol 0.8:1 líquido, Mw=3400 g/mol 0.33:1 líquido, Mw=13300 3:1 sólido), así como un homopolímero, Polióxido de Etileno Mw=8000 g/mol, sólido. La relación amina-epoxi para el sistema DGEBA/DDM es en todos los casos 1.

2.2 Preparación de Muestras

Las muestras han sido preparadas siguiendo este orden. Primero, se ha añadido el modificador a la DGEBA a 80°C y con agitación para mezclar los dos componentes. Después se ha añadido el DDM a la misma temperatura con una continua agitación durante 5 min hasta obtener una mezcla homogénea.

Se han realizado placas utilizando para ello dos ciclos de curado; 80°C 6h, 190°C 2h; ó 140°C 3h, 190°C 2h.

Las técnicas utilizadas han sido: análisis dinamo-mecánico (DMA), microscopía de fuerzas atómicas (AFM), calorimetría diferencial de barrido (DSC) y microscopía óptica (TOM).

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Inicialmente, en la figura 1 se presentan morfologías obtenidas de la modificación del sistema DGEBA/DDM con un 20 % de PPO a dos temperaturas diferentes de curado, observadas por microscopía óptica. La separación de fases en ambos casos es macroscópica y las partículas obtenidas son de gran tamaño debido a la imcompatibilidad que el crecimiento de cadena provoca entre la DGEBA y el PPO.

A su vez, las figuras 2, 3 y 4 (realizadas por AFM) muestran a las mismas temperaturas de curado diferentes tipos de morfologías obtenidas de la modificación del sistema DGEBA/DDM con un 20 % de copolímeros PEO-PPO-PEO de varias masas moleculares y relación entre bloques PEO/PPO.



Fig. 1 - Matrices epoxi modificadas con un 20 % de PPO de Mw= 2000 : a) curado a 80°C, b) curado a 140°C. Postcurado a 190°C.



Fig. 2 - Matrices epoxi modificadas con un 20 % de copolímero tribloque de masa molecular Mw=2900 y relación entre bloques PEO/PPO 0.8:1 : a) curado a 80°C, b) curado a 140°C. Postcurado a 190°C.



Fig. 3 - Matrices epoxi modificadas con un 20 % de copolímero tribloque de Mw=13300 y relación 3:1 : a) curado a 80°C, b) curado a 140°C. Postcurado a 190°C.





La separación de fases se observa para todas las mezclas con copolímero, sin embargo las morfologías resultantes pueden ser nanoestructuras o macroestructuras dependiendo no sólo del ciclo de curado seleccionado sino también, de la relación entre los bloques PEO/PPO. En la figura 2, la influencia del ciclo de curado se observa dando lugar a macrofase al utilizar ciclos de curado de temperaturas altas. En el caso del sistema modificado con el copolímero Mw=13300 y relación3:1 en ambos ciclos de curado la separación es nanoscópica, figura 3. Debido al elevado porcentaje de PEO en el modificador, la macroseparación se retrasa ocurriendo antes la gelificación del sistema. El retraso viene dado por el alto nivel de afinidad del bloque PEO con la matriz epoxi. Por el contrario, el sistema modificado con el copolímero Mw=3400 y relación 0.33:1, figura 4, debido a una mayor proporción de bloque incompatible, PPO, muestra macroseparación pese a su menor masa molecular. Por lo tanto, el estudio morfológico revela una mayor influencia de la masa molecular.

Con el fin de justificar las morfologías obtenidas, se han predeterminado los parámetros de interacción de los sistemas modificados con copolímeros. El ajuste de las temperaturas de punto de nube se ha realizado aplicando un modelo termodinámico basado en la ecuación de Flory-Huggins, en el cual se considera la polidispersidad de cada componente de la mezcla. En la figura 4 se representa la conversión del punto crítico frente la temperatura. Tal y como se observa, el sistema modificado con el copolímero Mw=2900 y relación 0.8:1 no se separa macroscópicamente a 80°C debido a que gelifica antes de que pueda macrosepararse, obteniéndose nanoestructuras (Mondragon, 1999). Sin embargo, en el caso del copolímero Mw=3400 y relación 0.33:1, tanto a 80°C como 140°C la conversión de macroseparación es mas baja que la de gelificación, obteniéndose macrodominios.



Fig. 5 - Conversión del punto crítico frente a la temperatura para el sistema modificado con los copolímeros Mw=2900, 0.8:1 y Mw=3400, 0.33:1.

Así mismo se ha comprobado que la cinética de curado esta muy influenciada por la relación entre los bloques PEO/PPO. En la figura 5 se observa, tal y como cabría esperar, que el sistema que mas retrasa la reacción de curado es el modificado con el copolímero Mw=13300 y relación 3:1. Sin embargo el sistema que menos retrasa la reacción de curado no es el de Mw=2900 y relación 0.8:1 sino el sistema modificado con el copolímero de Mw=3400 y relación 0.33:1. Este hecho pone de manifiesto una vez mas la mayor influencia de la relación entre bloques del copolímero frente a la masa molecular.



Fig. 6 - Curvas de conversión para matrices epoxi modificadas a T=140°C con varios PEO-PPO-PEO. a)·20 % PEO-PPO-PEO, b) 30 %.

Paralelamente el estudio cinético ha revelado que la cantidad de copolímero de bloque retrasa la cinética de curado, figura 5.



Fig. 7 - Curvas de conversión para matrices epoxi modificadas con varios porcentajes del copolímero PEO-PPO-PEO Mw=2900 0.8:1 a T=140°C.

Por último, las diferentes estructuras obtenidas se han analizado mediante ensayos dinámico-mecánicos, figuras 7 y 8. Se observa la gran influencia del modificador utilizado. En el caso de sistema modificado con un material que permanece miscible después del curado, la Tg del sistema disminuye considerablemente con respecto al sistema DGEBA/DDM. Todos los sistemas modificados con los copolímeros presentan una Tg mayor que el sistema modificado con PEO, sistema miscible (Zheng, 1995; Horng, 1998), confirmando así la separación de fases de todas las mezclas. No obstante dependiendo de sí las morfologías obtenidas son macro o nanoetructuradas, la Tg del sistema se desplaza a mayores o menores temperaturas, respectivamente.

Asimismo, la forma de la relajación α corrobora también lo anteriormente mencionado. Cuando el sistema está macroseparado, ésta se presenta estrecha, mientras que en sistemas separados nanoscópicamente la relajación α es ancha.



Fig. 8 - Comportamiento dinámico-mecánico de matrices epoxi modificadas con un 20 % de varios copolímeros tribloque y homopolímeros, PEO y PPO, curados a 80°C (postcurado a 190°C).



Fig. 9 - Comportamiento dinámico-mecánico de matrices epoxi modificadas con un 20 % de varios copolímeros tribloque y homopolímero, PEO y PPO, curados a 140°C (postcurado a 190°C).

Por otro lado, para el sistema modificado con el copolímero Mw=3400, la Tg del sistema es elevada en los dos ciclos de curado, similar al del sistema modificado con PPO, las muestras están macroseparadas. El copolímero Mw=13300 por el contrario, muestra Tg-s bajas, nanoseparación, en concordancia con los resultados obtenidos por AFM, la relación entre los bloque PEO/PPO tiene mayor influencia que la masa molecular. La presencia del copolímero Mw=2900 hace que la Tg del sistema se desplace a temperaturas más cercanas

a la Tg de la matriz o a la del sistema modificado con PEO, dependiendo de si la temperatura de curado elegida es elevada o baja respectivamente Una vez más, se confirma, así la influencia del ciclo de curado.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer al Ministerio de Ciencia y Tecnología por su financiación en los proyectos MAT0656-1998 y MAT0693-2000 que han permitido desarrollar este trabajo.

REFERENCIAS

HILLMYER, M.A. BATES, F.S. ALMDAL, K., MORTENSEN, K. RYAN, A.J. Y FAIRCLOUGH, J.P.A. (1996). Science. 271, pp. 976-978

SPONTAK, R.J. Y ALEXANDRIDIS, P. (1999). Current Opinion in Colloid and Interface Science. 4, pp.140-146.

ALEXANDRIDIS, P. Y SPONTAK, R.J. (1999). Current Opinion in Colloid and Interface Science. 4, pp.130-139.

LEIBLER, L. (1980). Macromolecules.13, pp. 1602-1617.

MATSEN, M.W. (1999). Journal of Chemical. Physics. 111, pp. 7139-7146.

MATSEN, M.W. (2000). Journal of Chemical. Physics. 113, pp. 5539-5544.

LIPIC, P.M. BATES, F.B. Y HILLMYER, M.A. (1998). Journal of American Chemical Society. 120, pp. 8963-8970.

MIJOVIC, J. SHEN, M. SY, J.W. Y MONDRAGON I. (2000). Macromolecules. 33, pp.5235-5244.

DEAN, J.M. LIPIC, P.M.GRUBBS, R.B. COOK, R.F. Y BATES, F.S. (2001). Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics. 39, pp. 2996-3010.

REMIRO, P.M. RICCARDI, C.C. CORCUERA, C.C. Y MONDRAGON I. (1999). Journal of Applied Polymer Science, 74, pp. 772-780.

ZHENG, S. ZHANG, N. LUO, X. y Ma, D. (1995). Polymer. 36, pp. 3609-3613.

HORNG, T.J. Y WOO, E.M. (1998). Die Angewandte Makromolekulare. 260, pp 31-39.

Nano-materiales compuestos cerámico-polímero: influencia de las condiciones de fabricación en las propiedades mecánicas

J. M^a. Gómez de Salazar, A. Soria, S. Pedrero, M. I. Barrena. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Complutense de Madrid, España

RESUMEN

Esta investigación se centra en el estudio de las condiciones de fabricación de un nanocomposite cerámico – polímero.

Los materiales de partida son un material cerámico reciclado y una resina termoestable comercial que han sido mezclados con diferentes proporciones y compactados mecánicamente. El proceso de curado de la resina se ha realizado a temperatura ambiente.

El material compuesto ha sido caracterizado microestructuralmente mediante Microscopía Electrónica de Barrido. La caracterización mecánica se ha llevado a cabo mediante la realización de ensayos de flexión y compresión.

La utilización de material cerámico reciclado se justifica por su bajo coste, altas resistencia a compresión, al desgaste y a su elevada temperatura de uso. Para la fabricación de estos materiales compuestos fueron utilizadas grandes cantidades de material cerámico con objeto de abaratar el producto final. La consecución de este objetivo se encuentra en contraposición a la facilidad de fabricación.

Debido a la baja tenacidad y mal comportamiento a tracción intrínseco del material cerámico utilizado, se ha ajustado el contenido en material polimérico para la consecución de un material compuesto de propiedades mecánicas aceptables que permitan la aplicación ingenieril del mismo.

La influencia de la naturaleza de la interfase cerámico – polímero en las propiedades mecánicas de estos nanocomposites determinó el desarrollo de un proceso de fabricación que garantizará un grado de cohesión optimizado.

1. INTRODUCCIÓN

En estos últimos años, y como consecuencia de la mentalización a nivel mundial de la sociedad sobre el impacto medioambiental de los materiales poliméricos referente a formulaciones y procesos de fabricación, se están desarrollando nuevos materiales y procesos más respetuosos con el medio ambiente. Todo ello realizándose de la mano de la utilización en el medio económico sostenible en el cual nos encontramos inmersos, de materiales reciclados, o de aquellos que desde un punto de vista de la conservación de la naturaleza, no resulten ser nocivos. Considerando los aspectos anteriormente comentados, están siendo utilizadas cargas de las matrices tanto naturales de tipo inorgánico (sílice, caliza, barita), como orgánico (celulosa, fibras de bambú), o de tipo residuo industrial o urbano (metales, escorias, polvos de cantera, cenizas volantes, etc.) (Shito, 2002; Ioelovich 2002).

Los nanocomposites cerámico – polímero proporcionan una nueva flexibilidad en el diseño de materiales avanzados. El punto crítico de la fabricación de nanocomposites radica en el estudio de la superficie de la interfase química matriz/refuerzo (Gonsalves, 1997).

La dispersión de nanoparticulas en materiales poliméricos incrementa la resistencia a tracción, el módulo de Young y el límite elástico comparado con los valores obtenidos para el polímero puro (Siegel, 2001; Bharadwaj, 2002).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales de Partida

2.1.1 Material Cerámico

El material cerámico (escoria) utilizado en la fabricación del nanocomposite ha sido obtenido como subproducto de la fabricación de aleaciones de aluminio de segunda fusión y es de naturaleza activa, ya que reacciona violentamente en medio acuoso. Para inhibir esta actividad química, el material cerámico fue sometido a un proceso de inertización patentado (Gómez de Salazar, 2002). El material así obtenido constituirá la fase reforzante en el nanocomposite.

Tanto la escoria de partida, como el producto cerámico final obtenido fueron caracterizados mediante las técnicas de Difracción de Rayos X y Fluorescencia de Rayos X con el fin de determinar e identificar los compuestos o fases que los componen (Tabla 1).

| | Concentración | Concentración | | Concentració | Concentración |
|----------|---------------|---------------|----------|--------------|---------------|
| Elemento | en | en | Elemento | n en | en |
| | escoria (%) | cerámico (%) | | escoria (%) | cerámico (%) |
| Al | 67.70 | 30.50 | Pb | 0.12 | 0.89 |
| Si | 2.97 | 3.64 | Mn | 0.06 | 0.10 |
| Mg | 2.42 | 4.85 | Cr | 0.06 | 0.06 |
| Ca | 1.93 | 2.78 | Zr | 0.02 | 0.20 |
| Fe | 1.21 | 1.76 | Sr | 0.02 | 0.14 |
| Ti | 0.71 | 1.19 | 0 | 18.60 | 45.60 |
| Zn | 0.60 | 1.75 | F | 1.49 | 2.27 |
| К | 0.43 | 0.38 | Cl | 0.50 | 0.17 |
| Na | 0.38 | 1.27 | S | 0.32 | 1.49 |
| Cu | 0.33 | 0.85 | Р | 0.12 | 0.06 |

Tabla 1- Composición de la escoria y del producto cerámico final

2.1.2 Material Polimérico

Como matriz del material compuesto a fabricar, se utilizó un polímero termoestable, en concreto una resina de poliéster insaturado denominada Cronolita 1012, de las casas Chemical Company y Cray Valley Ibérica. Como catalizador de la resina fue utilizado uno constituido por peróxido de Dimetil-etil-cetona en una dosis de un 2% del peso total de resina.

2.2 Proceso de Fabricación del Nanocomposite Cerámico - Polímero

El nanocomposite ha sido fabricado mediante un proceso de mezcla mecánica y compactación en prensa. Las etapas del proceso son:

- Adición en sucesivas y pequeñas cantidades del material cerámico sobre la cantidad total de polímero, y mezcla mecánica de ambos componentes manteniendo el grado de homogeneidad durante el proceso.
- Adición de estireno con el fin de facilitar la mezcla, ya que éste actúa como fluidizante y disolvente.
- Una vez que se han mezclado totalmente las cantidades necesarias de polímero y cerámico, incorporación del catalizador (2% en peso del total de polímero) distribuido homogéneamente a lo largo de toda la mezcla.
- Introducción de dicha mezcla en molde metálico cerrado, al que se aplica presión (8MPa durante 5 horas), para evitar la presencia desfavorable de poros y favorecer el proceso de mojado del material cerámico y la formación de interfases polímero-cerámico de alta calidad, conseguida mediante el contacto físico entre ambos constituyentes.

El proceso de curado de la resina se ha llevado a cabo a temperatura ambiente y no se han utilizado desaireadores con el fin de no encarecer el proceso de manufactura. La etapa de curado se da por finalizada cuando se pierde del orden de un 90% en peso del estireno añadido. El 10% restante queda incorporado a la cadena de la matriz polimérica del nanocomposite.

Siguiendo el procedimiento de fabricación descrito con anterioridad, se obtuvieron nanocomposites con composiciones variables de cerámico, polímero y estireno. En la Tabla 2 se recogen tres de las condiciones de ensayo en las que se han obtenido comportamientos muy diferentes, tanto microestructural como mecánicamente.

| Ensayo | Polímero (% en peso) | Cerámico (% en peso) | Estireno (% en peso) |
|--------|----------------------|----------------------|----------------------|
| А | 20 | 80 | 28 |
| В | 23 | 77 | 25 |
| С | 25 | 75 | 22 |

Tabla 2- Componentes utilizados en la fabricación de nanocomposites

2.3 Caracterización Microestructural

Tanto la microestructura de los nanocomposites fabricados a partir de proporciones variables cerámico – polímero como, las superficies de fracturas obtenidas tras la realización de los ensayos mecánicos, fueron observadas mediante microscopía electrónica de barrido. El equipo utilizado fue un microscopio electrónico marca JEOL modelo JSM-6400 y un procesador de datos INCA.

Las muestras fueron preparadas metalográficamente mediante los procesos convencionales de desbaste y pulido. Dada la naturaleza polimérica de la matriz, las superficies analizadas no fueron previamente atacadas metalográficamente.

2.4 Ensayos Mecánicos

2.4.1 Compresión

Los ensayos de compresión han sido llevados a cabo bajo la norma ASTM D 695-96 en una máquina universal de ensayos y con una velocidad de solicitación de 0.021 mm/s. Estos ensayos fueron realizados sobre todas las condiciones de mezcla realizada. Las dimensiones de las probetas ensayadas fueron 12.7 x 12.7 x 25.4 mm.

2.4.2 Flexión

Los ensayos de flexión a tres puntos han sido realizados bajo la norma ASTM D 790-00 en una máquina universal de ensayos con una velocidad de solicitación de 0.083 mm/s y con una distancia entre apoyos de 100 mm. Igual que en los ensayos de compresión fue

evaluado el comportamiento a flexión de todas las condiciones de mezcla. En este caso las dimensiones de las probetas ensayadas fueron de $10 \times 12 \times 125$ mm.

3. RESULTADOS

3.1 Caracterización Microestructural

La microestructura obtenida en el nanocomposite fabricado bajo la condición A (Figura 1), muestra un tamaño de aglomerados de partículas cerámicas heterogéneas, que se encuentra en el intervalo de 2 a 20 μ m. Dada la falta de continuidad microestructural en el material, se podría deducir que no ha existido un óptimo proceso de mojado entre las fases poliméricas y cerámicas. El grado de porosidad es muy elevado, lo que a priori no garantiza propiedades mecánicas aceptables.

En el caso de la microestructura obtenida con la condición de fabricación B, se observa una reducción en el grado de porosidad respecto a la condición anterior, asociada a un mejor proceso de mojado (Figura 2). Las partículas cerámicas, en consecuencia, ya no se presentan en forma de grandes aglomerados, constituidos internamente por partículas cerámicas originarias y externamente por una capa polimérica envolvente. El tamaño de partícula en este caso está comprendido entre 0,5 y 8 μ m.



Fig. 1- Microestructura del nanocomposite, condición de fabricación A.

Fig. 2- Microestructura del nanocomposite, condición de fabricación B.

En el último caso estudiado (condición de fabricación C), prácticamente ha sido eliminada tanto la porosidad como los aglomerados cerámicos y se ha conseguido una mejora en cuanto a la distribución de partículas y tamaños de las mismas, en el intervalo entre 0,2 y 4 μ m (Figura 3).

Todas estas características y mejoras microestructurales logradas en estos nanocomposites son debidas a una optimización en el proceso de fabricación y consecuentemente, en el proceso de mojado cerámico – polímero.



Fig. 3 - Microestructura del nanocomposite, condición de fabricación C.

3.2 Caracterización Mecánica

| Ensayo | Resistencia Máxima Flexión (MPa) | Resistencia Máxima Compresión (MPa) |
|--------|-------------------------------------|----------------------------------------|
| А | 10 | 48 |
| В | 14 | 61 |
| С | 21 | 97 |

Los resultados obtenidos para todas las condiciones en las que se han fabricado los nanocomposites, tanto en ensayos a flexión como compresión, se recogen en la Tabla 3.

Tabla 3- Propiedades Mecánicas a Compresión y a Flexión de los nanocomposites

La tendencia observada según los resultados obtenidos, indica que cuanto mayor es el porcentaje de cerámico utilizado en la fabricación de los nanocomposites, peor es el proceso de mojado lo que tiene como consecuencia una pérdida en las propiedades mecánicas, tanto a flexión como a compresión. En ninguno de los casos se consiguen obtener resistencias superiores a las que posee el polímero puro (Resistencia a Flexión: 85 MPa, Resistencia a Compresión: 115 MPa), si bien el comportamiento a compresión es del mismo orden, hecho lógico teniendo en cuenta la naturaleza y propiedades del cerámico.

Las muestras una vez ensayadas fueron estudiadas mediante MEB-EDS, con el fin de conocer cuales son los mecanismos de fractura de los materiales compuestos obtenidos. En los casos de las superficies de fractura de los ensayos A y B, los aspectos observados son similares (Figuras 4 y 5, respectivamente). Estas superficies muestran aspectos típicos de fractura frágil coexistiendo con zonas de alto grado de porosidad, como consecuencia de una deficiente eliminación de aire durante el curado del material. En estas zonas de porosidad se comprueba como las partículas del cerámico están parcialmente mojadas por la resina, observándose ésta interconectando las partículas cerámicas, lo que confiere a estas zonas unas malas propiedades de adhesión y por lo tanto de resistencia.



La superficie de fractura que presentan los nanocomposites a flexión en la condición C,

Fig. 4- Superficie de fractura del nanocomposite ensayado a flexión, condición de fabricación A.

Fig. 5- Superficie de fractura del nanocomposite ensayado a flexión, condición de fabricación B.

muestra una superficie totalmente frágil, como consecuencia de un alto grado de efectividad en la transferencia de carga durante el ensayo (Figura 6).



Fig. 6 - Superficie de fractura del nanocomposite ensayado a flexión, condición de fabricación C.

4. CONCLUSIONES

- Se han obtenido nanocomposites con composiciones variables polímero cerámico:
 - Condición A: 20% polímero + 80% cerámico.
 - ➢ Condición B: 23% polímero + 77% cerámico.
 - ➢ Condición C: 25% polímero + 75% cerámico.
- El uso de estireno aumenta la fluidez del polímero, favoreciendo la homogeneidad de la mezcla y disminuyendo la cantidad de aglomerados de partículas cerámicas en el nanocomposite obtenido, en detrimento de sus propiedades mecánicas.

- Es imprescindible la aplicación de presión durante el proceso de curado de la resina para favorecer la formación de interfases cerámico polímero de calidad.
- El cerámico no fue activado superficialmente antes de la realización de las mezclas. Este proceso favorecería la formación de una interfase estable cerámico polímero, lo que aumentaría la adhesión y con ello la resistencia a compresión y flexión de los nanocomposites obtenidos. Sólo se contemplaría la posibilidad de realizar este proceso en el caso en que la relación mejora de propiedades / coste de proceso fuera elevada.

REFERENCIAS

SHITO, T. OKUBO, K. (2002). Development of eco-composites using material as baamboo fibers and their mechanical properties. *Procc. of the HPSC congress,* Sevilla, España.

IOELOVICH, M. FIGOWSKY, O. (2002). Advanced composites: cellulose-ecoplastic. *Procc. of the HPSC congress,* Sevilla, España.

GONSALVES, K. E. CHEN, X. BARATON, M.I. (1997). Mechanistic investigation of the preparation of polymer/ceramic nanocomposites. *NanoStructure Materials 9*, pp. 181-184.

SIEGEL, R.W. CHANG, S.C. ASH, B.J. STONE, J. AJAYAN, P.M. DOREMUS, R.W. SCHADLER, L.S. (2001). Mechanical behavior of polymer and ceramic matrix nanocomposites. *Scripta Mater 44*, pp: 2061-2064.

BHARADWAJ, R.K. MEHRABI, A.R. HAMILTON, C. TRUJILLO, C. MURGA M. FAN, R. CHAVIRA, A. THOMPSON, A.K. (2002). Structure – Property relatioships in cross-linked polyester-clay nanocomposites. *Polymer 43*, pp: 3699-3705.

Síntesis y caracterización de nuevos composites polianilina/nanotubos de carbono

 W. K. Maser, A. M. Benito, M. A. Callejas, T. Seeger, M.T. Martínez Instituto de Carboquímica (C.S.I.C.), Zaragoza, España
J. Schreiber, J. Muszynski, O. Chauvet Institut de Matériaux Jean Rouxel, Nantes, Francia

RESUMEN

Nuevos composites polianilina/nanotubos (PANI/NT) han sido sintetizados por procesos de polimerización in-situ usando dos tipos de materiales: nanotubos de pared múltiple (MWNT, multiwall nanotubes) y nanotubos de pared simple (SWNT, single-wall carbon nanotubes), en concentraciones que van desde 2 a 50 % en peso. Las muestras se caracterizaron por las técnicas de microscopía electrónica de transmisión, difracción de rayos X, espectroscopia Raman y por medidas de conductividad. No se observaron cambios estructurales para ninguno de los dos tipos de nanotubos utilizados, y en el caso del material que contenía SWNT e independientemente de la concentración de SWNT utilizada, no se consiguieron mezclas homogéneas de PANI/SWNT. Sin embargo, en el proceso de polimerización in-situ en el caso de MWNT, y cuando se utilizaron concentraciones por encima de 20 % en peso de nanotubos se obtuvo un material en el que se observaron interacciones electrónicas entre los nanotubos y los anillos quinoide del polímero PANI. Esto condujo a la obtención de propiedades electrónicas mejoradas y por lo tanto a la formación de composites PANI/MWNT genuinos. Por otra parte, las dificultades encontradas en la formación de un composite PANI/SWNT real están relacionadas con la mucho más compleja estructura del material SWNT.

1. INTRODUCCIÓN

Polímeros conjugados dopados son aparentemente una buena elección para obtener materiales conductores en sistemas electrónicos orgánicos. Cuando están fuertemente dopados, estos materiales pueden exhibir propiedades características de los metales, incluso una conductividad eléctrica elevada (Heeger, 1981). Sin embargo, los principales inconvenientes de estos materiales son su insolubilidad y facilidad de oxidación. La polianilina (PANI) es un polímero excepcional entre los polímeros conductores (MacDiarmid, 1985). Es ambientalmente estable y su conductividad puede ser controlada reversiblemente por reacciones de transferencia de carga con el esqueleto conjugado o por protonación del nitrógeno (Chiang, 1986). Asimismo, su amplio rango de propiedades

eléctricas (Epstein, 1995) junto con una elevada estabilidad térmica y al ambiente (Cottevielle, 1998; Wesseling, 1998) hace de PANI un material con elevado potencial de aplicaciones (Skotheim, 1998). Por otra parte, los nanotubos de carbono con sus extraordinarias propiedades electrónicas (Mintmire, 1992) y mecánicas (Overney, 1993) resultan de gran interés para la fabricación de nuevos tipos de materiales avanzados. En este sentido y especialmente los composites de polímeros/nanotubos ofrecen la posibilidad de obtener materiales con propiedades superiores (Coleman; 1998; Blanchet, 2003). Por consiguiente, ambos materiales PANI y nanotubos de carbono son candidatos prometedores para sintetizar composites con características funcionales mejoradas.

En este artículo se reporta la síntesis de un nuevo material polinanilina/nanotubo (PANI/NT) por un proceso de polimerización in situ usando material de nanotubos de pared múltiple o de nanotubos de pared simple en varias concentraciones. El análisis por espectroscopia Raman y las medidas de conductividad revelan que al utilizar MWNT se obtienen materiales compuestos con propiedades electrónicas mejoradas, mientras que con SWNT sólo se obtienen mezclas no homogéneas. Este comportamiento tan diferente puede estar posiblemente relacionado con la estructura más compleja del material SWNT que no permite un proceso de autoensamblado efectivo de los nanotubos en la matriz del polímero PANI.

2. EXPERIMENTAL

La producción de los materiales de nanotubos fue llevada a cabo por la técnica de arco de descarga eléctrica siguiendo los procesos de Iijima (1991) y Journet (1997) para MWNTs y SWNTs, respectivamente. El material de MWNT obtenido contiene nanotubos de pared múltiple rectos junto a nanopartículas grafíticas huecas. El material de SWNT contiene elevadas densidades de nanotubos de pared simple entrecruzados así como nanopartículas catalíticas embebidas en una matriz de carbono amorfo. Las síntesis de los materiales PANI/NT se llevaron a cabo como sigue: El material de nanotubos producido es suspendido en HCl 1M y sonicado para conseguir una mejor dispersión. A continuación se añade una disolución de anilina en HCl 1M a las suspensiones y, seguidamente, se adiciona lentamente una disolución del oxidante (NH₄)₂S₂O₈ en HCl 1M mientras que la suspensión es simultáneamente sonicada a una temperatura de aproximadamente -3° C. Se alcanza un buen grado de polimerización si la suspensión de color negro pasa a ser verde después de unos minutos, entonces se sigue sonicando en un baño de hielo durante dos horas. El material PANI/NT es obtenido por filtrado y lavado de la suspensión con HCl 1M y posteriormente por secado del polvo remanente a vacío durante 24h. Se sintetizaron diferentes materiales PANI/NT usando concentraciones de 10, 20, 30, 50 % en peso de MWNT así como 2, 5, 10, 20, 30, 50 % en peso de SWNT (porcentaje en peso con respecto a la anilina). La caracterización de los materiales formados se realizó mediante microscopía electrónica de transmisión, difracción de rayos X, espectroscopia Raman y medidas de conductividad eléctrica entre 300 y 1.25 K.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Las características estructurales de los materiales PANI/NT fueron analizadas por microscopía electrónica de transmisión (TEM) así como por difracción de rayos X (DRX). En el caso de las muestras de PANI/SWNT, ambos componentes, la matriz polimérica PANI y los haces de SWNTs embebidos en ella, fueron observados mediante estudios con TEM (Figura 1 interior). Por otra parte, el análisis por DRX (Figura 1) permitió conseguir una información estructural de la muestra en "bulk". A bajos ángulos, los difractogramas de los materiales PANI/SWNT muestran una estructura oscilante altamente pronunciada correspondiente a PANI dopada primariamente (sal emeraldina) con grado de oxidación de 0.5 [Pouget, 1991], a mayores ángulos se observa una superposición de los picos típicos para SWNT (también de nanopartículas metálicas) cuyas intensidades aumentan proporcionalmente a los porcentajes en peso de SWNT utilizados. Por consiguiente, tanto TEM como DRX revelan claramente que desde el punto de vista estructural no se ha introducido un orden adicional a los materiales PANI/SWNT sintetizados.



Fig. 1 - DRX de PANI, PANI/SWNT 10, 30 % en peso y de SWNTs. Interior: imágenes TEM de PANI/SWNT 30 % en peso.

En el caso de las muestras PANI/MWNT, ambos componentes, la matriz polimérica PANI y los MWNT rectos embebidos en ella, pueden ser observados por TEM (Figura 2 interior). Las imágenes TEM de las muestras obtenidas a diferentes concentraciones

muestran además que se ha obtenido una dispersión más homogénea de los MWNT a elevados porcentajes. DRX (Figura 2) revela: (a) la estructura oscilante altamente pronunciada a bajos ángulos indicando que el proceso de polimerización ha tenido lugar satisfactoriamente, (b) Superposición de los picos típicos para MWNT a la estructura del PANI. Estos picos también aumentan proporcionalmente con la concentración de MWNT utilizada. Por lo tanto, tampoco en el caso de PANI/MWNT se ha introducido un orden estructural adicional.



Fig. 2 - DRX de PANI, PANI/MWNT 10, 30 % en peso y de MWNTs. Interior: imágenes TEM de PANI/MWNT 30 % en peso.

Aunque los dos tipos de materiales de nanotubos muestran en principio comportamientos similares se encuentran algunas diferencias entre ellos. En los SWNT para concentraciones mayores de 5 % en peso el proceso de polimerización es dificultoso y se observa la formación de aglomerados de material de SWNT de tamaño milimétrico dispersos irregularmente, lo que da como resultado unos materiales PANI/SWNT extremadamente no homogéneos. Y es aquí, especialmente la presencia de carbono amorfo en el material SWNT, la que bloquea estéricamente la polimerización. Para solucionar este problema se redujo previamente la cantidad de carbono amorfo por oxidación al aire a 350°C del material de SWNT. Únicamente este material pretratado permitió la síntesis con éxito de los materiales PANI/SWNT para concentraciones mayores de 5 % en peso y hasta 50 % en peso de SWNT.

La caracterización por espectroscopía Raman (no mostrada aquí) de los materiales sintetizados PANI/SWNT subraya asimismo la presencia de aglomerados y la no

homogeneidad de las muestras. Mientras que en algunas zonas de las muestras los picos característicos de Raman para SWNT dominan, en otras zonas sólo se observa la contribución de los de PANI. Parece claro que los SWNT no se dispersan homogéneamente en la matriz polimérica y que los materiales PANI/SWNT se comportan más como mezclas no homogéneas que como un composite real.

La dependencia de la resistividad eléctrica con la temperatura en los materiales PANI/SWNT (Figura 3) revelan un comportamiento T1/4 tipo "hopping". Esto sugiere que los efectos de tamaño de grano debido a la presencia de aglomerados juegan un

papel importante (nota: Blanchet (2003) observó un comportamiento en la conductividad que puede ser descrito por percolación y sugiere la formación de redes tridimensionales de SWNT en la matriz PANI. Sin embargo, la aproximación de síntesis no se corresponde con la descrita aquí). Por lo tanto no se puede obtener información sobre la interacción específica de SWNT y PANI. Todas las medidas muestran consistentemente que usando SWNT solo se han formado materiales PANI/SWNT no homogéneos. La presencia De carbono amorfo, haces de SWNT entre-



cruzados, así como de nanopartículas metálicas en los materiales de SWNT utilizados dificultan la obtención de una dispersión homogénea de los SWNT en la matriz polimérica, lo que da como resultado la formación de pequeños aglomerados. Con el fin de obtener materiales compuestos PANI/SWNT reales, se debería mejorar drásticamente la dispersión de los materiales de SWNT.

Papel importante (nota: Blanchet (2003) observó un comportamiento en la conductividad que puede ser descrito por percolación y sugiere la formación de redes tridimensionales de SWNT en la matriz PANI. Sin embargo, la aproximación de síntesis no se corresponde con la descrita aquí). Por lo tanto no se puede obtener información sobre la interacción específica de SWNT y PANI. Todas las medidas muestran consistentemente que usando SWNT solo se han formado materiales PANI/SWNT no homogéneos. La presencia de carbono amorfo, haces de SWNT entrecruzados, así como de nanopartículas metálicas en los materiales de SWNT utilizados dificultan la obtención de una dispersión homogénea de los SWNT en la matriz polimérica, lo que da como resultado la formación de pequeños aglomerados. Con el fin de obtener materiales compuestos PANI/SWNT reales, se debería mejorar drásticamente la dispersión de los materiales de SWNT.

Por otra parte, los materiales de MWNT muestran una mejor dispersión en la matriz polimérica, lo que da como resultado materiales bastante homogéneos, especialmente a concentraciones elevadas de MWNT.

Contrariamente a los materiales PANI/SWNT, los espectros de Raman de los materiales PANI/MWNT (Figura 4) muestran un comportamiento más homogéneo en toda la muestra. Sin embargo, la observación más importante en las muestras PANI/MWNT es que el comportamiento electrónico de los composites en el rango de concentración entre 20 y 50 % varia significativamente del de cada uno de sus componentes. Se observa un remarcable descenso de la intensidad de la banda a 1485 cm⁻¹ del PANI con respecto a la banda 1161 cm⁻¹. Esta banda a 1485 cm⁻¹ ha sido asignada a una deformación en el plano del enlace C-C del anillo quinoide del PANI dopado [Cochet, 2000]. Por lo tanto, este descenso pronunciado evidencia la existencia de una interacción selectiva de sitio entre el anillo quinoide del polímero dopado y los nanotubos como consecuencia del proceso de polimerización in-situ y esto influye claramente en las propiedades de transporte, como puede verse en Figura 5.



Fig. 4 - Espectros Raman de a) PANI, bd) PANI/MWNT 20, 30, 50 % y e) MWNTs

Fig. 5 - Resistividad eléctrica de PANI/MWNT. a) PANI, b-e) in-situ PANI/MWNT 50, 30, 20, 10 %, f) ex -situ PANI/MWNT 30%, g) ex -situ PMMA 30 %, h) MWNTs

Para los materiales PANI/MWNT con alto porcentaje de nanotubos obtenidos por polimerización "in situ" se constatan los siguientes hechos: (i) la resistividad a temperatura ambiente disminuye en un orden de magnitud comparada con la del PANI puro (incluso para la muestra de 10 %). (ii) La resistividad a baja temperatura es mucho menor que la mostrada por ambos componentes PANI y MWNT. (iii) La conductividad de PANI y de MWNT aumenta durante el proceso de polimerización in-situ (comparada con la del material producida ex-situ). Esto sugiere que la polimerización in-situ por encima de un umbral de concentración favorece claramente la transferencia de carga entre PANI y

MWNT lo que resulta en un material que es más conductor que cada uno de los materiales de partida por separado. La saturación es alcanzada para concentraciones de MWNT mayores de 30 % en peso. Concluyendo, en el caso de MWNT se ha sintetizado con éxito un composite PANI/MWNT real con propiedades electrónicas mejoradas.

4. CONCLUSIONES

El uso de material de SWNT da como resultado una síntesis de mezclas PANI/SWNT no homogéneas. La formación de dispersiones homogéneas entre SWNT y la matriz PANI es impedida por la presencia de carbono amorfo y nanotubos entrecruzados así como de las nanopartículas metálicas presentes en el material de partida. Por otra parte, cuando se usa material MWNT, se ha demostrado la formación de un composite PANI/MWNT genuino. Aquí el proceso de síntesis por polimerización in-situ conduce a interacciones selectivas de sitio entre el anillo quinoide del PANI y los MWNT. Estas interacciones facilitan los procesos de transferencia de carga entre los dos componentes y se obtienen unas propiedades electrónicas mejoradas.

Se hace evidente que la estructura global de los materiales de nanotubos juega un papel crítico en la formación de composites reales. Por consiguiente, la eliminación de los productos no-deseables en las muestras de nanotubos es un punto crucial para establecer procesos de autoensamplado que permitan interacciones selectivas de sitio. La disponibilidad de materiales de nanotubos puros y/o solubles puede conducir a posteriores mejoras (Georgakilas, 2002).

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo fue patrocinado por el programa RTN de la CE, con el contrato NANOCOMP (HPRN-CT-2000-00037).

REFERENCIAS

BLANCHET, G.B. (2003). Polyaniline nanotube composites: A high-resolution printable conductor. *Appl. Phys. Lett.* 82(8), pp. 1290-1292.

CHIANG, J.C. (1986). Polyaniline: protonic acid doping of the emeraldine form to the metallic regime: *Synth. Met.* 13, pp. 193-205.

COCHET, M (2000). Theoretical and experimental vibrational study of emeraldine in salt form: *J.Raman Spectrosc.* 31, pp. 1041-1049.

COLEMAN, J.N. (1998). Percolation-dominated conductivity in a conjugated-polymercarbon-nanotube composite. *Phys. Rev. B* 58, pp. R7492-R7495.

COTTEVIELLE, D (1999). Industrial applications of polyaniline: Synth. Met. 101, pp. 703-704.

EPSTEIN, A.J. (1995). Polyaniline: from solitons to polymer metal, from chemical curiosity to technology: *Synth. Met.* 69, pp. 179-182.

GEORGAKILAS, V (2002). Organic functionalization of carbon nanotubes: J. Am. Chem. Soc. 124, pp. 760-761

HEEGER, A.J. (1981). Transport, magnetic and structural studies of polyaniline: *Mol. Cryst. Liq. Cryst.* 77, pp 1-24

IIJIMA, S. (1991). Helical microtubules of graphitic carbon: Nature 354, pp. 56-58.

JOURNET, C. (1997). Large-scale production of single walled carbon nanotubes by the electric-arc technique: *Nature* 388, pp. 756-758.

MACDIARMID, A.G. (1985). Spectroscopic characterization of some polyanilines: *Springer Series Solid State Sci.* 63, pp. 218-222.

MARTÍNEZ, M^a. T. (2000). Microwave single walled carbon nanotubes purification: *Chem. Comun.* 9, pp. 1000-1001.

MINTMIRE, J.W. (1992). Are fullerene tubules metallic?: *Phys. Rev. Lett.* 68, pp. 631-634.

OVERNEY, G. (1993). Structural rigidity and low frequency vibration modes of long carbon nanotubes *Z. Phys.* D 27, pp. 93-96.

POUGET, J. (1991). X-ray structure of polyaniline: Macromolecules 24, pp. 779-789

SKOTHEIM, T.A. (1998). *Handbook of Conducting Polymers*, 2nd ed., Marcel Dekker, New York, pp. 823-961.

WESSLING, B. (1998). Dispersion as the link between basic research and commercial applications of conducting polymers (polyaniline): *Synth. Met.* 93, pp. 143.

C. Merino, G. Ruiz, P. Soto

Grupo Antolín Ingeniería, S.A., Burgos, España

A. Melgar

Departamento Ingeniería Energética y Fluidomecánica, Universidad de Valladolid, España

E. M. Martín

CIDAUT, Parque Tecnológico de Boecillo, España

J. M. Gómez de Salazar

Departamento Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Complutense de Madrid, España

RESUMEN

Las nanofibras de carbono son filamentos submicrométricos de estructura altamente grafitica crecidos en fase vapor que se sitúan entre los nanotubos de carbono y las fibras de carbono comerciales, si bien el límite entre nanofibras de carbono y nanotubos multicapa no está claramente definido. Las nanofibras de carbono presentan un diámetro comprendido entre 50 y 500 nm y una longitud entre 50 y 100 micrómetros. Debido a su innovador proceso de producción en continuo basado en la pirólisis de gases hidrocarburos en presencia de catalizadores metálicos, las nanofibras de carbono pueden ser fabricadas a escala industrial y comercializadas a precios incluso inferiores que los de las fibras de carbono. Las nanofibras de carbono, debido a su estructura altamente grafitica, a sus características morfológicas y a sus excepcionales propiedades mecánicas y de transporte eléctrico y térmico, tienen un potencial excelente como material ingenieril. En el presente trabajo se introduce el material y sus propiedades, así como los métodos de caracterización y el proceso de producción.

1. INTRODUCCIÓN

Las técnicas de producción de nanofibras de carbono están siendo investigadas de forma intensiva desde hace más de treinta años (Hammer, 1974; Endo, 1985; Yates, 1986), si bien su tecnología data de 1889, cuando Hugues y Chambers patentaron en EE.UU. la fabricación de filamentos de carbono utilizando como gases precursores hidrógeno y metano en un crisol de hierro. Las investigaciones llevadas a cabo en los años setenta permitieron proponer diferentes modelos de crecimiento de las nanofibras de carbono

sobre partículas catalíticas metálicas. Baker (1972) estudió el crecimiento de los filamentos de carbono por microscopía electrónica en atmósfera controlada a partir de la pirólisis de acetileno sobre partículas de níquel. Como conclusión de estos trabajos propuso un modelo de crecimiento basado en la difusión de carbono a través de las partículas catalíticas (Figura 1). El proceso de crecimiento de los filamentos se detiene cuando la partícula catalítica es envenenada, es decir, cuando es recubierta por un exceso de carbono.



Fig. 1 - Modelo de crecimiento de filamentos de carbono sobre partículas catalíticas metálicas propuesto por Baker (1972)

Oberlin (1976) llevó a cabo una serie de excelentes estudios sobre el crecimiento de filamentos de carbono sobre partículas catalíticas metálicas por microscopía electrónica de transmisión. De esta forma propuso un modelo de crecimiento basado en la difusión de carbono alrededor de la superficie de las partículas catalíticas, en lugar de a su través, hasta que la superficie de las partículas es envenenada por un exceso de carbono (Figura 2). Explicó también que la deposición pirolítica de carbono es responsable del engrosamiento de los filamentos, y que dicho proceso de engrosamiento es concomitante con el proceso de crecimiento llega a su término tiene lugar un proceso de engrosamiento pirolítico que es responsable de un aumento continuado en diámetro de los filamentos de carbono previamente crecidos.



Fig. 2 - Modelo de crecimiento y engrosamiento de filamentos de carbono sobre partículas catalíticas metálicas propuesto por Oberlin (1976)

En los años ochenta varios grupos de investigación trabajaron sobre estas cuestiones, y quedaron establecidos dos modelos de crecimiento de filamentos de carbono sobre

partículas catalíticas metálicas a partir de hidrógeno y gases hidrocarburos a temperaturas de unos 1000°C. Tibbetts (1987) propuso un modelo de crecimiento vapor-sólido (VS) similar al de Baker. En este modelo de crecimiento se considera que la partícula catalítica permanece en estado sólido y que el proceso de crecimiento es debido a un gradiente en concentración de carbono en el interior del catalizador. Benissard y Gadelle (1988a, 1988b, 1989) propusieron el hecho de que tiene lugar un cambio de estado físico de la partícula catalítica. Este modelo de crecimiento fue designado como vapor-líquido-sólido (VLS).

En la actualidad solamente dos empresas estadounidenses y dos japonesas han aprovechado el conocimiento generado sobre esta tecnología para conseguir una capacidad industrial de producción de nanofibras de carbono (varias decenas de toneladas al año). Grupo Antolín Ingeniería, S.A. es la primera empresa europea implicada en la producción industrial de nanofibras de carbono con una capacidad de producción en 2002 de media tonelada, y con expectativas de producción de varias toneladas en 2004.

2. PROCESO DE PRODUCCIÓN

En la figura 3 se muestra el primer horno desarrollado por Grupo Antolín Ingeniería para la producción masiva en continuo de nanofibras de carbono. El horno dispone de nueve zonas de calentamiento de 500 mm de longitud cada una. El diámetro interior del horno es de 400 mm, y la temperatura de trabajo 1100°C. Se dispone de un sistema especialmente diseñado para calentar el gas en una longitud de horno lo suficientemente corta, así como de una serie de controladores de caudal másico de gas y de una bomba de dosificación de líquidos.



Fig. 3 - Esquema del horno desarrollado por Grupo Antolín Ingeniería para la producción industrial en continuo de nanofibras de carbono.

La producción de nanofibras de carbono de forma masiva y en continuo a partir de la descomposición de gases hidrocarburos requiere del desarrollo de métodos apropiados para la introducción en el horno de la cantidad deseada de partículas metálicas que catalicen el crecimiento de las nanofibras. Grupo Antolín Ingeniería ha desarrollado dos métodos: (1) Los productos catalíticos son vaporizados previamente y posteriormente arrastrados por un gas inerte al interior del horno. (2) Los catalizadores son disueltos en un disolvente apropiado, y la disolución introducida en el horno.

Se pueden utilizar diferentes compuestos químicos como fuente de partículas metálicas catalíticas para la producción en continuo de nanofibras de carbono: compuestos inorgánicos y organometálicos – acetatos, nitratos, sulfatos, óxidos, titanatos, acetilacetonatos, cloruros, carbonilos, metalocenos y oxalatos. Las partículas catalíticas adecuadas para la producción de nanofibras de carbono son metales de transición con número atómico entre 21 y 30 (Sc, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn), entre 39 y 48 (Y, Zr, Nb, Mo, Tc, Ru, Rh, Pd, Ag, Cd), o entre 73 y 78 (Ta, W, Re, Os, Ir, Pt). También es posible usar Al, Sn, Ce y Sb. Las partículas catalíticas más adecuadas debido a su actividad catalítica son Fe, Co y Ni (Arakawa, 1986; Porter, 1985).

Han sido obtenidos resultados excelentes usando combinaciones binarias de catalizadores (Arakawa, 1986; Sun, 2000; Komatsu, 1989). Los resultados experimentales obtenidos con combinaciones binarias son clasificados en la tabla 1. También se han observado efectos beneficiosos desde el punto de vista de la calidad y de la cantidad de la nanofibra producida con el uso de combinaciones ternarias y cuaternarias de catalizadores (Sun, 2000).

| | Mo | Cr | Pt | Sn | Mn | Ce | Al | Zn | Cu | Y | Co | Ni | Fe |
|----|----|-------|----|----|----|----|----|-----|-------|-------|----|-------|-------|
| Fe | •• | •••• | • | • | • | • | •• | | • | •• | •• | ••••• | х |
| Ni | •• | ••••• | | | | | •• | •• | ••• | ••••• | •• | × | ••••• |
| Co | | ••• | | | | | •• | ••• | ••••• | • | × | •• | •• |

| Tabla 1 - Combinaciones | binarias | de catalizadores | metálicos | para la | producción de |
|-------------------------|----------|------------------|-----------|---------|---------------|
| nanofibras de carbono | | | | | |

3. PROPIEDADES DE LAS NANOFIBRAS DE CARBONO

Con el objetivo de optimizar el proceso de producción es llevada a cabo una caracterización rutinaria de la producción de nanofibras de carbono utilizando diferentes métodos de caracterización. Las propiedades de las nanofibras de carbono producidas actualmente por Grupo Antolín Ingeniería son resumidas en la tabla 2. La figura 4 muestra micrografías de las nanofibras de carbono producidas. La relación de aspecto de este material es significativamente alta, y por tanto es de esperar un incremento importante en

las propiedades mecánicas de los materiales compuestos fabricados con nanofibras de carbono como refuerzo.

Las nanofibras de carbono fabricadas por Grupo Antolín Ingeniería presentan un diámetro comprendido típicamente entre 50 y 500 nm, con un valor medio de aproximadamente 200 nm (figura 5), y una longitud de hasta 80-100 micras. Como puede ser observado en la tabla 2, las nanofibras de carbono se caracterizan por sus excelentes propiedades de conductividad eléctrica y térmica, además de por los valores de resistencia a la tracción y módulo elástico. El grado de orden estructural ha sido caracterizado por espectroscopía Raman, y es definido como la relación de intensidad de los picos medidos a 1360 cm⁻¹ y a 1580 cm⁻¹ (Tunistra, 1970). La resistividad eléctrica de las nanofibras de carbono ha sido medida aplicando una presión de 50 bares para compactar el material y midiendo la diferencia de potencial para una intensidad de corriente determinada por el método de los cuatro puntos (Espinola, 1986).

La calidad de las nanofibras de carbono como material de refuerzo en materiales compuestos, así como la capacidad de impartir conductividades eléctrica y térmica en matrices aislantes, es presumiblemente inferior a la de los nanotubos de carbono. Sin embargo, la capacidad mundial de producción de nanofibras de carbono es superior en varios órdenes de magnitud a la capacidad de producción de nanotubos de carbono (figura 6). Este hecho es incluso más relevante si se considera el precio de venta del material. Para el caso de las nanofibras de carbono es reportado un precio final de 55 dólares por kilo (Tibbetts, 2001), siendo el objetivo de trabajo conseguir precios inferiores a 5 dólares por kilo. Sin embargo, en el caso de los nanotubos de carbono los precios reportados son muy superiores, del orden de 50 dólares por gramo (Brauer, 2002).

A partir de estas consideraciones, y a pesar de la necesidad de renunciar a cierto nivel de calidad de producto cuando se fabrican nanofibras de carbono de forma masiva en lugar de nanotubos de carbono, Grupo Antolín Ingeniería considera mucho más atractiva desde un punto de vista industrial la investigación en el campo de la aplicación en materiales compuestos de las nanofibras de carbono que la de los nanotubos de carbono, por disponibilidad del material y por precio.

Es necesario recalcar que, a pesar de que Europa es líder en el campo de la tecnología de los nanotubos de carbono, en Europa no se ha desarrollado la tecnología de producción de nanofibras de carbono, siendo Grupo Antolín la primera empresa europea que se involucra en el desarrollo e industrialización de este material. La fabricación de nanofibras de carbono está basada en procesos desarrollados hace treinta años, sin embargo en Europa no se realizaron a tiempo las fuertes inversiones necesarias para alcanzar una producción en la escala de toneladas año, al contrario de lo ocurrido en Estados Unidos y en Japón. En la figura 7 (Baughman, 2002) se hace una comparación por países de las patentes publicadas

sobre nanofibras y nanotubos de carbono. Se puede observar que Europa está claramente en una posición de desventaja con respecto a Japón y a Estados Unidos en el desarrollo esta tecnología. Este hecho le da aun más valor a la acción investigadora y de desarrollo de Grupo Antolín en el campo de las nanofibras de carbono.

| Propiedad caracterizada | Unidades | Valor obtenido |
|----------------------------------|-------------------|------------------|
| Diámetro | nm | 50 - 400 |
| Longitud | μm | > 80 |
| Densidad real | g/cm ³ | 1.94 – 1.97 |
| Densidad aparente | g/cm ³ | ~ 0.025 |
| Area superficial específica | m ² /g | 5 - 10 |
| Resistencia a tracción (teórico) | GPa | 2.7 |
| Módulo de Young (teórico) | GPa | 230 |
| Grado de orden estructural | % | 25 |
| Resistividad eléctrica | Ω·m | $\sim 1.10^{-3}$ |

Tabla 2 – Propiedades de las nanofibras de carbono producidas por Grupo Antolín



Fig. 4 - Micrografías de las nanofibras de carbono producidas por Grupo Antolín



Fig. 5 - Distribución de diámetros de las nanofibras de carbono



Fig. 6 - Producción anual estimada de nanofibras y nanotubos de carbono en 2002



Fig. 7 - Comparación con respecto al país de origen del porcentaje de patentes publicadas relacionadas con nanofibras y nanotubos de carbono (Baughman, 2002).

REFERENCIAS

ARAKAWA K., US Patent 4,572,813 (1986).

BAKER R.T.K., BARBER M.A., FEATES F.S., HARRIS P.S., WHITE R. J., Journal of Catalysis 26, 51 (1972).

BAUGHMAN R.H., Science 297, 787 (2002).

BENISSARD F., GADELLE P., COULON M., BONNETAIN L., Carbon 26, 61 (1988).

BENISSARD F., GADELLE P., COULON M., BONNETAIN L., Carbon 26, 425 (1988).

BENISSARD F., GADELLE P., COULON M., BONNETAIN L., Carbon 27, 585 (1989).

BRAUER S., Ceramic Industry Online Exclusive, "Emerging oportunities for carbon nanotubes"

ENDO M., SHIKATA M., Ohyo Butsuri 54, 507 (1985).

ESPINOLA A., MOURENTE P., ROEDEL M., RIBEIRO A., Carbon 24, 337 (1986). HAMMER G.P., US Patent 3,816,609 (1974).
HUGHES T.V., CHAMBERS C.R., US Patent 405,480 (1889).

KOMATSU Y., NAKAMURA K., US Patent 4,816, 289 (1989).

OBERLIN A., ENDO M., KOYAMA T., Journal of Crystal Growth 32, 335 (1976).

PORTER R.A., REED L.E., US Patent 4,518,575 (1985).

SUN X.D., WO Patent 00/58211 (2000).

TIBBETTS G.G., Carbon Filaments and Nanotubes: Common Origins, Different Applications?, Ed. L.P. Biró, C.A. Bernardo, G.G. Tibbetts, Ph. Lambin, NATO Science Series, Vol. 372, pg. 1-9, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (2001).

TIBBETTS G.G., DEVOUR M.G., RODDA E.J., Carbon 25, 376 (1987).

TUINSTRA F., KOENIG J.L., J. Chim. Phys. 53, 1126 (1970).

YATES D.J.C., BAKER R.T., US Patent 4,565,683 (1986).

Desarrollo de nanofibras de carbono. Parte 2: posibles aplicaciones y acciones futuras.

C. Merino, G. Ruiz, P. Soto

Grupo Antolín Ingeniería, S.A., Burgos, España

A. Melgar

Departamento Ingeniería Energética y Fluidomecánica, Universidad de Valladolid, España

I. Gobernado, N. Villarreal

CIDAUT, Parque Tecnológico de Boecillo, España

J. M. Gómez de Salazar

Departamento Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Complutense de Madrid, España

RESUMEN

Durante los últimos treinta años se ha dedicado un gran esfuerzo investigador al desarrollo de la tecnología de las nanofibras de carbono crecidas a partir de la descomposición de hidrocarburos gaseosos a alta temperatura en presencia de partículas catalíticas metálicas. Las primeras investigaciones fueron enfocadas al estudio de los mecanismos de crecimiento de las nanofibras y al escalado de los procesos de producción. Posteriormente se han orientado los trabajos en el desarrollo de aplicaciones y en la búsqueda de mercados aprovechando las excelentes propiedades mecánicas, eléctricas y térmicas de este material. En los últimos años las investigaciones se han acelerado mucho debido a que se ha percibido claramente la posibilidad de producir nanofibras de carbono a precios asequibles. El proceso de producción de nanofibras de carbono de Grupo Antolín Ingeniería es un proceso continuo con un rendimiento alto. Esto unido con el hecho de que la fuente de carbono del proceso de producción de las nanofibras puede ser muy económica permite afirmar que es posible producir cantidades de nanofibras de carbono a escala industrial y a bajo costo. En el presente trabajo se introducen las principales aplicaciones en las que se está investigando para introducir las nanofibras de carbono en distintos mercados, así como las acciones futuras necesarias para adecuar el material a tales aplicaciones.

1. APLICACIONES

Existen una serie de aplicaciones para las cuales la tecnología presente de las nanofibras de carbono no necesita de un desarrollo adicional. El único requerimiento añadido del material una vez producido es un proceso de limpieza, ya que sobre las nanofibras se deposita un recubrimiento muy fino de compuestos policíclicos aromáticos condensados

durante el proceso de producción al producirse un enfriamiento del gas que acompaña a las nanofibras en el sistema de recogida de producto.

Tales aplicaciones son principalmente las relacionadas con la introducción de las nanofibras de carbono en matrices poliméricas debido a la capacidad de las nanofibras de impartir propiedades térmicas y eléctricas, a la actuación de las nanofibras como moderadoras del coeficiente de expansión térmica, y a la capacidad de reforzar una determinada matriz. En la tabla 1 se resumen las principales propiedades conseguidas y mejoradas en materiales compuestos de matriz polimérica utilizando nanofibras de carbono, así como los sectores industriales que podrían estar interesados en el desarrollo de dichos materiales compuestos. Existen otra serie de aplicaciones, relacionadas principalmente con el sector del almacenamiento de energía, que requieren de procesos posteriores más complejos para adecuar las nanofibras de carbono a los requerimientos necesarios.

| PROPIEDADES DE NANOCOMPOSITES | SECTOR INDUSTRIAL |
|------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|
| Incremento de rigidez a baja densidad. | Automóvil, aeronáutico, doméstico, deportivo, |
| | defensa, marina |
| Incremento de resistencia a tracción a baja densidad | Automóvil, aeronáutico, doméstico, deportivo, |
| | defensa, marina |
| Incremento de la temperatura de distorsión térmica a baja | Automóvil, aeronáutico, doméstico, |
| densidad | electrónico, industria de componentes de |
| | procesos industriales |
| Estabilidad dimensional a cargas bajas | Automóvil, aeronáutico, eléctrico |
| Apantallamiento electromagnético con cargas, | Eléctrico, automóvil, aeronáutico, defensa, |
| densidades y precio bajos | telecomunicaciones |
| Reciclabilidad mejorada (cargas bajas, sin fibra de vidrio | Todos |
| ni carbonatos) | |
| Miniaturización (micromoldeado) | Eléctrico, médico, defensa, equipos de |
| | precisión. |
| Materiales con propiedades de transporte térmico | Eléctrico, doméstico, piezas sometidas a |
| diferentes a las de los materiales convencionales | rozamiento |
| Resistencia al desgaste | Transporte, maquinaria industrial |
| Absorción de ondas de radar | Defensa, turbinas de energía eólica |
| Propiedades eléctricas a cargas bajas (pintado | Automóvil, aeronáutico, doméstico, |
| electrostático, disipación de cargas estáticas) | electrónico |
| Mejora de la calidad superficial en comparación con | Automóvil, marina, doméstico, muebles |
| polímeros tradicionales | |
| Mejora de la eficiencia en RTM | Aeronáutica, energía eólica, defensa |
| Reducción del desgaste de equipos de procesado | Procesadores de polímeros |

 Tabla 1 – Propiedades de materiales compuestos de matriz polimérica obtenidas o susceptibles de ser mejoradas mediante el uso de nanofibras de carbono

1.1 Aditivo para conferir conductividad eléctrica en materiales poliméricos

Las nanofibras de carbono tienen la capacidad de establecer redes conductoras altamente eficaces a bajas concentraciones en matrices poliméricas. Además, las muestras fabricadas con matrices poliméricas cargadas con nanofibras de carbono presentan acabados superficiales de calidad superior a las muestras fabricadas con cargas conductoras alternativas, tales como las fibras de carbono convencionales, las fibras metálicas o el negro de carbono. De esta forma es posible fabricar piezas reciclables con capacidad de conducir o disipar cargas eléctricas para aplicaciones tales como depósitos de combustible, piezas de plástico pintables por el método electrostático, polímeros con capacidad de apantallamiento electromagnético etc.

Debido a sus propiedades características y a su alto grado de enmarañamiento, las nanofibras de carbono también pueden ser utilizadas para impartir conductividad eléctrica en adhesivos y pinturas sin que tenga lugar un aumento significativo de la viscosidad y sin perder procesabilidad en el sistema polimérico. Además, las nanofibras de carbono también imparten capacidad anticorrosiva y lubricante, incluso a altas temperaturas. Los compuestos poliméricos con bajo contenido en nanofibras de carbono tienen prácticamente la misma procesabilidad que las matrices sin carga, siendo posible producir piezas con propiedades mecánicas similares, incluyendo la resistencia a impacto, que el material original. Por otra parte, a diferencia de las fibras micrométricas convencionales, las nanofibras de carbono son menos orientables en la dirección del flujo durante el llenado del molde. Por tanto, las propiedades de las piezas moldeadas tienden a ser isótropas.

El grado de conductividad eléctrica alcanzado al cargar una determinada matriz con nanofibras de carbono depende de las propiedades morfológicas y estructurales de las nanofibras de carbono, del porcentaje de carga utilizado y del tipo de procesado requerido para fabricar el material compuesto, así como en cierta medida de las características propias de la resina de la matriz. En la figura 1 son ilustrados algunos de estos efectos (Taransen, 2000). Las dos curvas con resistividad más baja se corresponden a materiales compuestos con contenido en nanofibras de carbono grafitizadas a 3000°C. Las curvas intermedias se corresponden a materiales con nanofibras que han sido sometidas a posteriores procesos de limpieza o de funcionalización de la superfície. Es posible apreciar un aumento de conductividad eléctrica de dos a tres órdenes de magnitud cuando las nanofibras son sometidas a un proceso de grafitización. La curva con resistividades más altas se corresponde a materiales compuestos con nanofibras de carbono que han sido sometidas a un proceso de tratamiento superfícial que ha dañado en cierta medida su estructura, viéndose este hecho reflejado en un aumento de la resistividad eléctrica de las propias nanofibras, y por consiguiente del material compuesto.

Existe una gran dependencia entre el grado de conductividad eléctrica alcanzado y el método de procesado del material compuesto. De esta forma, utilizando métodos que

degradan menos las nanofibras durante el procesado se pueden conseguir con nanofibras sin tratar térmicamente en procesos de grafitización niveles de conductividad eléctrica similares a los alcanzados con nanofibras grafitizadas, como puede apreciarse en el punto denotado como "clean*" en la figura 1.



Fig. 1 – Resistividad eléctrica en función de la carga y del tipo de nanofibras de carbono utilizado para matrices termoplásticas (Tarasen, 2000)

Existen tres aplicaciones principales relacionadas con las propiedades de conductividad eléctrica de los materiales compuestos de matriz polimérica con contenido en nanofibras de carbono:

- 1) La primera de ellas es la disipación de electricidad estática. Estas aplicaciones están relacionadas con casos en los en que es necesario evitar eventuales descargas eléctricas, como por ejemplo en líneas de combustible o en equipos electrónicos sensibles. Los valores de conductividad eléctrica requeridos para estas aplicaciones ($\rho \sim 10^{10}$ ohm-cm) son fácilmente alcanzables incluso para niveles de carga de nanofibras de carbono extremadamente bajos (3-4%).
- 2) La segunda de las aplicaciones es el pintado electrostático de paneles, por ejemplo, para la industria del automóvil. Para que la superficie sea pintable por este método se debe alcanzar una resistividad eléctrica en el rango de $10^4 10^6$ ohm-cm. Esta resistividad puede alcanzarse para un determinado tanto por ciento de carga de nanofibras de carbono como puede ser apreciado en la figura 1. Hay que recalcar en este punto que, a diferencia de cuando se utiliza otro tipo de aditivo o carga en las

piezas plásticas, con las nanofibras de carbono se pueden conseguir acabados superficiales clase A.

3) La tercera aplicación es el apantallamiento de radiación electromagnética. Para satisfacer los requerimientos necesarios para esta aplicación es necesario alcanzar una resistividad eléctrica del orden de 1 ohm-cm o inferior. En la actualidad se está experimentando un rápido incremento en el desarrollo de materiales avanzados para aplicaciones de apantallamiento electromagnético. En estas aplicaciones se requiere que las fibras conductoras actúen como un absorbente/dispersante de la radiación electromagnética de longitud de onda en el rango de las microondas y de radar. Las nanofibras de carbono presentan una combinación de propiedades particularmente ventajosas para esta aplicación ya que tienen una conductividad eléctrica no tan alta como la de los metales, lo cual es ideal para la absorción electromagnética. Además, la teoría indica que el hecho de que las partículas presenten una relación de aspecto alta es beneficioso desde el punto de vista de la extinción de la radiación. Asimismo, las dimensiones de las nanofibras de carbono son también beneficiosas, ya que la radiación interacciona más fuertemente con estructuras físicas que son comparables en tamaño con su longitud de onda (Lake, 2001).

1.2 Aditivo para mejorar las propiedades mecánicas de matrices poliméricas y problemas relacionados con el coeficiente de expansión térmica

Existe un gran mercado potencial para las nanofibras de carbono en el refuerzo de matrices poliméricas, como indica la gran variedad de aplicaciones de materiales compuestos poliméricos con refuerzo de fibra de vidrio. Por ejemplo, en la mayoría las aplicaciones bajo capó de la industria del automóvil las piezas de plástico son fabricadas con poliamida cargada con fibra de vidrio, como por ejemplo, partes del radiador, los conductos del aire acondicionado, etc. Una ventaja adicional de las nanofibras de carbono en este tipo de aplicaciones es su bajo coeficiente de expansión térmica, ya que en el caso de la fibra de vidrio su coeficiente de expansión térmica es superior a la del polímero matriz. Esta propiedad puede reducir problemas de alabeo, deformación y roturas de piezas asociadas a problemas de coeficiente de expansión térmica. Por tanto, el uso de las nanofibras de carbono es beneficioso para la fabricación de micropiezas de equipos de precisión.

Otra aplicación prometedora de las nanofibras de carbono es su utilización junto con fibra de vidrio en piezas moldeadas por SMC para acortar los ciclos de curado y para permitir el pintado de las mismas sin necesidad de la aplicación de un imprimidor. También se ha trabajado en la sustitución parcial de negro de carbono y de componentes inorgánicos en neumáticos, consiguiéndose un incremento en la resistencia al desgaste de los mismos. Este hecho es acompañado además por un aumento beneficioso en la conductividad eléctrica del neumático y por la disminución de pérdidas de energía debidas a histéresis, manteniendo la tracción del neumático, la resistencia y la rigidez.

El aprovechamiento óptimo de las propiedades mecánicas de las nanofibras de carbono en matrices poliméricas requiere del desarrollo de una transferencia de carga adecuada de la matriz a las nanofibras. Para conseguir este objetivo es necesario modificar la superficie de las mismas para conseguir por una parte un cierto efecto de anclaje mecánico, y por otra parte una adhesión de carácter químico entre los dos componentes del material compuesto. En la figura 2 se muestra, a modo de ejemplo, la influencia del estado superficial de las nanofibras de carbono en la resistencia a la tracción del material compuesto utilizando polipropileno como matriz.



Fig. 2 – Dependencia de la resistencia a la tracción (MPa) de materiales compuestos de polipropileno en función de las propiedades de la superficie de las nanofibras de carbono utilizadas (Taransen, 2000).

1.3 Utilización en dispositivos electroquímicos de almacenamiento de energía

La nueva generación de baterías de ion litio, recargables y de alta energía, están siendo objeto de una gran actividad investigadora en la actualidad. Estos sistemas de almacenamiento de energía requieren de un material para el ánodo que presente conductividad eléctrica, una superficie específica alta, y la capacidad para intercalar iones de litio fácilmente y de forma reversible. Las nanofibras de carbono son un candidato perfecto para esta aplicación (Abe 1999), siendo ésta la principal aplicación que está siendo desarrollada en Japón para este material, debido a su alta conductividad eléctrica, a su pequeño diámetro y a su estructura grafítica altamente ordenada. Asimismo, las nanofibras de carbono también pueden ser utilizadas en el cátodo de las baterías para incrementar la conductividad eléctrica de los óxidos metálicos empleados.

Otra aplicación para las nanofibras de carbono es su utilización en los denominados supercapacitores o ultracapacitores (Niu, 2001). Los supercapacitores son sistemas que almacenan energía debida al campo eléctrico creado entre dos placas opuestamente cargadas. La cantidad de energía que el supercapacitor puede almacenar aumenta con el aumento de superficie de las placas conductoras, con la disminución de la distancia entre placas, y con el aumento de la constante dieléctrica del material aislante intermedio. Los supercapacitores electroquímicos son diferentes a los capacitores electroquímicos tradicionales, los cuales almacenan energía por la separación de cargas a través de una lámina fina de aislante. La alta densidad de energía que se consigue en los supercapacitores es derivada del uso de electrodos porosos para crear una superficie efectiva de placa muy grande, así como de la energía almacenada en la doble capa. Esta doble capa es creada de forma natural entre la intercara sólido-electrolito cuando se aplica un voltaje y tiene un espesor de solamente 1 nm, formando por tanto una separación efectiva de placas extremadamente pequeña. Debido a su alta capacitancia, los supercapacitores son de elevado interés para el desarrollo de vehículos eléctricos híbridos, ya que pueden suplementar las baterías usadas en estos vehículos cuando son necesarios picos de potencia para aceleraciones rápidas. La solución de esta problemática de las aceleraciones es el principal escollo con que se enfrentan las compañías involucradas en el desarrollo de vehículos eléctricos para la viabilidad de la comercialización de los mismos. La fabricación apropiada de supercapacitores requiere del uso de electrodos basados en materiales de carbono con una superficie específica alta y accesible, con una conductividad eléctrica alta y con alta porosidad. Las nanofibras de carbono son un buen candidato para este tipo de aplicación.

1.4 Aplicaciones futuras

Existe otro tipo de aplicaciones potenciales para las nanofibras de carbono muy atractivas por el alto volumen de mercado o por su carácter innovador, si bien la utilización de las mismas en este tipo de aplicaciones requiere de un abaratamiento del proceso de producción del material y/o de procesos posteriores de tratamiento superficial específicos.

Las aplicaciones de los materiales compuestos en la construcción suponen una parte muy significativa del mercado de los mismos, y dicha relevancia se considera que irá incrementando en los próximos años. El mercado para el cemento mejorado es especialmente importante para las estructuras de alto coste, donde el ciclo de vida del material es importante. Las nanofibras de carbono tienen ventajas particulares en este tipo de matrices debido a que sus dimensiones le permiten su inclusión en el procesado del mismo, y debido a su alto grado de enmarañamiento y formación de agregados, los cuales pueden evitar la propagación de microgrietas. Otra de las propiedades que hacen atractivas las nanofibras de carga y por sus propiedades anticorrosivas. Así, en Estados Unidos ha sido propuesta su utilización para sistemas de guiado en autopistas basados en

cementos conductores. La viabilidad de la utilización de las nanofibras de carbono para este tipo de aplicaciones requiere de avances en el proceso de fabricación de las mismas de forma que puedan ser vendidas a precios sensiblemente inferiores a los actuales.

Otra posible aplicación de las nanofibras de carbono que está generando una gran controversia es su capacidad para almacenar hidrógeno y metano. La viabilidad de esta aplicación supondría una auténtica revolución en la industria del transporte. Para esta aplicación es necesario que el material presente una relación alta de superficie frente a volumen, así como de un control exquisito de sus propiedades estructurales. El pequeño diámetro de las nanofibras de carbono y la posibilidad de modificar su estructura variando los parámetros de fabricación del material llevan a que parte de la comunidad científica sea optimista con respecto a esta aplicación, si bien el estudio del control exacto de la estructura de las nanofibras en función de los parámetros de fabricación es una tarea muy ambiciosa.

Algunos investigadores han demostrado que las nanofibras de carbono pueden ser utilizadas como soporte de catalizadores (Chung, 2001). La utilización de nanofibras de carbono para este tipo de aplicación abriría un campo bastísimo para su comercialización. Sin embargo, para lograr este objetivo es necesario abaratar el proceso de producción y modificar considerablemente el estado superficial de las nanofibras para conseguir una dispersión adecuada de los catalizadores sobre las nanofibras de carbono.

2. ACCIONES FUTURAS

Como ya ha sido comentado anteriormente al describir las aplicaciones, las acciones que son necesarias emprender a corto plazo para la introducción en el mercado de las nanofíbras de carbono son básicamente dos:

- (1) Optimización del proceso de producción de las nanofibras de carbono. El objetivo en este caso es doble. Por una parte se requiere un precio final inferior al actual y por otra es necesario el controlar de forma más exacta las propiedades estructurales del material producido. El objetivo que Grupo Antolín se ha fijado a corto plazo como precio de venta de las nanofibras de carbono, sin considerar tratamientos superficiales, es de 20 €/kg.
- (2) Desarrollo de tratamientos superficiales específicos para cada aplicación. Es importante señalar que cada aplicación requiere de un determinado tipo de tratamiento superficial. Así, por ejemplo, la activación de la superficie de las nanofibras para su utilización como soporte de catalizadores es completamente diferente a la funcionalización superficial necesaria para la aplicación de las mismas como refuerzo en matrices poliméricas.

REFERENCIAS

ABE H., MURAI T., ZAGHIB K., Journal of Power Sources 77, 110-115 (1999).

CHUNG D.D.L., Carbon Filaments and Nanotubes: Common Origins, Different Applications?, Ed. L.P. Biró, C.A. Bernardo, G.G. Tibbetts, Ph. Lambin, NATO Science Series, Vol. 372, pg. 275-287, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (2001).

LAKE M.L., Carbon Filaments and Nanotubes: Common Origins, Different Applications?,

Ed. L.P. Biró, C.A. Bernardo, G.G. Tibbetts, Ph. Lambin, NATO Science Series, Vol. 372, pg. 331-341, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (2001).

NIU C-M., US Patent 6,205,016 (2001).

TARASEN W.L., Comunicación privada (2000).

Desarrollo de transistores mediante filamentos de nanotubos de carbono

A. Madroñero

CENIM, Madrid, España

RESUMEN

Se sabe que un nanotubo de carbono pueden trabajar como un semiconductor de tipo-p o de tipo-n y que este carácter puede ser controlado por simple dopado.

En este estudio una fibra del carbono crecida a partir de hidrocarburos gaseosos, y que por su proceso de formación presenta una conducción de tipo-p, se puede convertir en un dispositivo electrónico mediante un proceso electroquímico que requiere dos pasos solamente. El primer paso consiste en una oxidación anódica que convierte la capa cortical en un semiconductor de tipo-n. El segundo es una brominación que produce la conversión de la piel de la fibra en un material tipo-p. Como una consecuencia, el triple filamento final funcionará como un transistor p-n-p.

Este dispositivo electrónico puede usarse como sensor químico ó mecánico, o como reforzante para composites inteligentes.

1. INTRODUCCIÓN

Desde que Iijima descubrió los nanotubos de carbono multi-pared (MWNT) entre el carbon-hollín producido en un arco eléctrico, los nanotubos han acaparado la atención de los investigadores. En la literatura científica se muestran con profusión estudios relativos a su estructura y propiedades y a la comprobación de sus aplicaciones.

Los campos de aplicación más significativos son utilizarlos como elementos de refuerzo de materiales compuestos y para hacer dispositivos electrónicos. Su potencial como elementos de refuerzo es debido al hecho de que un nanotubo de carbono CNT llega a tener un módulo de Young de 1.2 TPa y una resistencia a la tracción de aproximadamente cien veces superior a la del acero, por lo que puede tolerar tensiones más elevadas antes de llegar a la rotura.

Las tan singulares propiedades eléctricas de nanotubos son debidas al hecho que, en función de sus índices (m,n), un nanotubo puede conducir la corriente eléctrica como un metal, como un semiconductor o como un semiconductor de pequeño salto de banda.

Estas capacidades pueden propiciar el desarrollo de la nanotecnología, hasta ahora contenida por lo costoso del proceso de producción de los nanotubos.

Un nanotubo puede trabajar como un hilo de conductor cuántico. Su comportamiento como semiconductor del p-tipo depende principalmente del diámetro. Es de sobra conocido que algunas impurezas, como el oxígeno, tienen una influencia muy marcada en la proporción de portadores de carga. Debido a esto, resultó ser posible hacer un transistor con un solo nanotubo, una vez que el problema de la realización de los contactos eléctricos fué resuelto. Debido a ello, Martell et al. (1998) consiguieron convertir a un nanotubo en un transistor de efecto campo. Del mismo modo, Tans et al. (1998) lograron un transistor del tipo planar.

Esta dualidad de los MWNT, como un elemento de refuerzo mecánico y como un dispositivo electrónico, permitirá usar a los nanotubos para producir piezas de materiales compuestos inteligentes.

2. NANOTUBOS DE GRAN TAMAÑO PRODUCIDOS MEDIANTE DEPOSICIÓN QUÍMICA CATALIZADA A PARTIR DE ATMOSFERA DE GAS CARBONOSO

Los nanotubos de carbono han sido conocidos desde hace mucho tiempo. En los primeros trabajos su producción fue descrita como una descomposición de acetileno. A partir de una atmósfera de nitrógeno o hidrógeno con 10% C_2H_2 , se obtuvieron CNT con un diámetro 20 - 30 nm.

Mas tarde se observó, la producción inintencionada de CNT de 30 - 60 nm de grueso formados durante el calentamiento de tubos de acero inoxidable recorridos por una corriente de gas natural. Debido a dicho calentamiento del acero, tenía lugar una precipitación del tipo $(Fe,Cr)_{23}C_6$. Estos precipitados así formados in situ, actuaban posteriormente como semillas para la formación de nanotubos de carbono. La diferencia en el grosor de las microfibrilas producidas en ambos casos era debida principalmente a la diferente naturaleza y tamaño de las semillas activas que funcionaban como catalizadores.

La técnica de la producción alcanzó pronto la madurez y los nano/micro filamentos de carbono fueron denominados VGCF (Vapour Grown Carbon Fibres). Sus propiedades mecánicas y eléctricas estuvieron siempre disponibles en la literatura. Hay hoy día casi una docena de fabricantes de VGCF y su costo, una vez que se alcancen altos volúmenes de producción, será similar al de la fibra de vidrio tipo E.

Se acepta hoy que los nanotubos (0-200 nm de grueso), las nanofibras (400-500 nm), las fibrilas submicra (0.05 - 0.1 μ m) y las VGCF (0.1 μ m - 20 μ m) pertenecen a la misma familia de productos filamentarios del carbono obtenidos a partir de los hidrocarburos gaseosos. Su espesor es el parámetro diferenciador principal.

Con vistas a la posibilidad de fabricar dispositivos electrónicos, el uso de VGCF es claramente ventajoso debido a que si ellos se producen por crecimiento sobre un substrato fijo, pueden alcanzar una longitud de hasta 20 - 40 centímetros. El manejo de estos filamentos es muy fácil y conseguir en ellos un contacto eléctrico válido es bastante simple. Por contra, lograr los contactos eléctricos en un pequeño nanotubo no es tarea fácil y su insatisfactoria calidad puede ser una fuente de errores.

3. PROPIEDADES DE TRANSPORTE CONTROLADAS POR ADITIVOS

El efecto anteriormente mencionado del oxígeno en los nanotubos, en su comportamiento como semiconductor, es sólo un caso particular de las posibilidades del dopado químico para convertir a los CNT en dispositivos electrónicos.

Lee el al. (1997) observaron que dopando SWNT con portadores de electrón (Br2, I2) o con especies donantes (K, Cs) se puede llegar a reducir en órdenes de magnitud la resistividad eléctrica de los SWNT. Ello era debido al aumento en el promedio de huecos o portadores de electrón en los nanotubos. Por la adición de K, un donador de electrón, en la superficie de un nanotubo, su carácter de semiconductor de tipo-p se transformaba en de tipo-n.

Estos resultados son similares a otros anteriores referidos a estudios realizados en grafito masivo. Ubbelohde (1976) describió cómo la intercalación en grafitos altera sus parámetros eléctricos; la adición de iones ácidos o de adiciones básicas determinan que los fenómenos de transporte correspondan a tipo-p o -n respectivamente.

En el presente estudio usaremos un proceso electroquímico para controlar el nivel ácido/base de un VGCF de tamaño grande.

4. ELECCIÓN DEL TIPO DE FILAMENTO DE CARBONO MAS ADECUADO PARA SU CONVERSIÓN EN UN TRANSISTOR DE TIPO FILAMENTARIO

Las propiedades electrónicas de los nanotubos dependen del nivel de tensión mecánica al que se encuentren sometidos, además de su estructura. Debido a esto, parecen ser un material interesante para intentar la construcción de sensores mecánicos y químicos. Hay en la literatura resultados previos del uso de nanotubos como sensores, basado en el cambio en la resistividad eléctrica en función del estado de tensión mecánica.

Pero para construir un transistor filamentario que funcione como un dispositivo sensor, el criterio para escoger las fibras más convenientes debe ser, a) fibras tan espeso como posible y b) un material del p-tipo con alta densidad de cargas.

La razón para escoger un filamento tan grueso como sea posible es debido a que el nivel de intensidad eléctrica que un transistor del tipo planar puede controlar es proporcional a su tamaño, debido al hecho que la densidad de corriente en la unión p-n no debe ser excesiva. Además eso, una fibra larga y gruesa es fácil de manejar para hacer los tres contactos eléctricos que todos los transistores requieren.

La razón para escoger un VGCF como un filamento primario para ser convertido en un transistor, se debe también a que resulta ventajoso que tales fibras tengan una gran riqueza en portadores de carga.

Cuando se producen VGCF sobre un substrato fijo, pueden ser crecidas según el modelo VLS (Vapour Solid Liquid) que consiste en la formación de una gota líquida de un cierto tipo de grafito que recoge el carbono de la atmósfera. Cuando la gota líquida está sobresaturada, el carbono precipita al fondo de la gota activa, y el filamento crece con la gota líquida activa en la punta. Las fibras así constituidas por un hidrocarburo sólido conocido por karpatita o coroneno ($C_{24}H_{12}$). La temperatura fundición de este compuesto es aproximadamente 673 K, lo que permite la posibilidad de existencia de una gota líquida a temperaturas cómodas para un proceso de fabricación industrial.

La existencia de un alto contenido de hidrógeno en fibras VGCF de este tipo fue verificada mediante examen de las mismas en SIMS. El mismo examen efectuado en otras fibras de carbono, permitió apreciar que en otros tipos de fibras carbonosas no existe un contenido sustancial en hidrógeno.

5. PREPARACIÓN DE UN TRANSISTOR PNP DE MORFOLOGÍA FILAMENTARIA MEDIANTE PROCESOS ELECTROQUÍMICOS

Se mencionó antes que un dopado con un grupo ácido convierte a un CNT en un semiconductor de tipo-p, mientras que la adición de un grupo básico le dota de un carácter de tipo-n. Lo mismo se observó para las fibras del carbono comerciales.

La literatura sobre el tratamiento electroquímico de fibras de carbono es muy abundante, porque constituyó el desarrollo de algunos procedimientos industriales para el acondicionamiento superficial final de las mismas. Quedaban así preparadas las fibras del carbono comerciales para su incorporación a matrices con las constituyen un material compuesto. Para la conversión de un VGCF en un transistor de morfología filamentaria nosotros usamos procesos de oxidación y de brominación por vía electroquímica.

Las condiciones de operación para el brominación de fibras se describen en Anderson y Chung (1987) y Chung (1990). Nosotros usamos Chung (1990) para el presente estudio. La oxidación anódica se describe en Yue et al (1999) y King et al (1992). Las rutinas de operación escogidas para realizar el presente trabajo fueron las descritas en King et al (1992).

La fabricación de un transistor de morfología filamentaria encuadrable en tecnología planar era como sigue. El filamento inicial era un VGCF obtenido en nuestro laboratorio según Serp et al (1999), teniendo aproximadamente 50 µm como el diámetro exterior.

Después de eso, el filamento se trató en dos pasos, tal y como se muestra en la figura 1. Con el primer tratamiento electroquímico se forma una capa exterior oxidada, que como tal, trabaja como un semiconductor tipo-n. Con este único paso el filamento quedaría convertido en un diodo.



Fig. 1 - Secuencia de los dos tratamientos electroquímicos necesarios para hacer un transistor filamentario.

Después de eso, la capa más periférica se convierte en un semiconductor de tipo-p, por la adición de bromo.

En la figura 2 se compara la arquitectura interna de un transistor de morfología filamentaria encuadrable en tecnología planar con la estructura de un transistor planar convencional.

La condición requirida para un funcionamiento bueno de un transistor (el $\sigma_E >>$ el σ_B) es satisfecha porque los portadores de carga son más abundantes en el emisor, constituido por el puro coroneno, que en la capa oxidada que constituye la base.

La optimización del transistor se logra cuando la capa de la base es muy delgada. La arquitectura del transistor filamentario es muy adecuada porque una carga del emisor no puede alcanzar al colector sin cruzar la base.

Comparado con un CNT que trabaja como una resistencia óhmica sensible al nivel de esfuerzos mecánicos, la ventaja de un transistor filamentario contemplado como un sensor es debida al hecho que los cambios de tensión mecánicos alteran las propiedades de los tres componentes del dispositivo, lo que implica una sensibilidad significativa para este dispositivo. Si el transistor trabaja como un sensor químico, su sensibilidad sería debida al hecho que la contaminación del colector altera el coeficiente de amplificación del transistor.



Fig. 2 - Arquitectura interna de un transistor filamentario.

6. RUTINA DE PRODUCCIÓN INDUSTRIAL DE LOS TRANSISTORES FILAMENTARIOS

Se requiere un control cuidadoso de los espesores de las capas base y colector durante los antedichos procesos electroquímicos de oxidación y brominación. Durante el brominación el control debe ser especialmente cuidadoso porque la capa residual que permanece como la base de tipo-n en posición intermedia entre emisor y colector debe ser muy delgada, pero perfectamente continua para evitar pérdidas por fuga de corriente.

Las medidas eléctricas son las herramientas más aconsejables por el seguimiento de la evolución del espesor de capa que refleja la formación de los estratos que corresponden a base y colector. Esto es posible gracias a que la resistividad eléctrica del emisor, la base y el colector son diferentes.

En el caso particular de fibras VGCF dúplex delgadas (constituidas por dos capas concéntricas), la medida de la resistencia óhmica de la fibra y su interpretación en función de la regla de las mezclas, permite establecer la resistividad eléctrica y el espesor de cada capa. Basta una simple medición de la resistencia y una precisa medida del grosor de la fibra (38). Pero para las fibras gruesas el error es excesivo.

La medida ideal debe permitir captar lo que sucede, no en el núcleo de la fibra, sino la evolución del espesor de la capa en formación durante la acidificación mostrada en la figura 1, por ejemplo. Supone ello que no podemos medir la resistividad con un ensayo de corriente continua, sino con una corriente de alta frecuencia, aprovechando el *"efecto skin"*, que supone el permitir el paso de la corriente eléctrica por solamente una delgada capa cortical. Así pues los parámetros eléctricos del material que pudieran ser deducidos del paso de la intensidad, corresponden solamente a las zonas de la fibra incluidas en la profundidad de penetración δ . Varía ésta en función de la frecuencia según:

$$\delta = (\pi \rho^{-1} \mathbf{f} \mu_r \mu_o) \tag{1}$$

donde ρ es la resistividad eléctrica, μ_r la permeabilidad magnética relativa de la fibra, y μ_0 la permeabilidad magnética del vacío.

El primer esfuerzo por usar el efecto skin para la medida de los parámetros eléctricos de fibras del carbono fué hecho por el Azzeer et al. (1985). Pusieron la fibra bajo medida en una microonda estacionaria con el modo de TE_{102} en posición cero. La inserción de la fibra en el centro de la guía de la guía-onda originaba una alteración, y para restaurar el estado de equilibrio había que proceder a desplazar la fibra un Δx perfectamente medible. El valor de la conductibilidad eléctrica se obtiene por cálculo a partir de este Δx .

Usando una frecuencia de 10 Ghz, Azzeer et al. (1985) concluyeron que la resistividad de un hilo de volframio era perfectamente evaluable por este método, pero las fibras del carbono eran demasiado conductoras para beneficiarse del uso de este procedimiento.

Nosotros usamos una técnica de valoración que consiste en la medida del coeficiente de reflexión S_{11} en la piel de una fibra VGCF gruesa. La fibra fue colocada en el centro de una guía de onda cilíndrica. El extremo opuesto al de la entrada de la onda electromagnética en la guía, era cortocircuitado. A partir de la medida del coeficiente de reflexión, un sencillo cálculo permite establecer el valor de la conductibilidad eléctrica de la capa exterior de la fibra que corresponde a la profundidad de penetración, según el modelo de efecto pelicular o skin.

El generador eléctrico era un Vectorial Networks Analyser HP 8720C. Funciona en el rango de frecuencias de 50 MHz a 20 GHz y su utilización habitual es para caracterizar redes y componentes. Hay un equipo adicional disponible para las medidas de parámetros S de patrones contrastados.

Es necesario usar las fibras muy gruesas (aproximadamente 60µm), especialmente fabricadas para este propósito, para apreciar la cinética de la penetración de la capa alterada como consecuencia del proceso electroquímico. Esto es debido al hecho que la profundidad de penetración δ mínima alcanzada por la corriente de frecuencia máxima que puede entregar el Analyser HP 8720C es demasiado gruesa. Mediante un cálculo simple de (1), tomando $\rho = 1.6 \ 10^{-5} \ \Omega m \ y \ \mu = \mu_r \ \mu_o = 1.247 \ 10^{-6} \ H/m \ se obtiene \delta = 14 \ \mu \ m \ para f = 20 \ GHz.$

Después de establecer la cinética para el proceso electroquímico anteriormente mencionado y la influencia de los parámetros de cada proceso, se puede preparar un transistor filamentario a partir de una fibra VGCF de cualquier grueso, dependiendo de la aplicación a la que vaya destinado, pero teniendo en cuenta que cuanto mas gruesa sea la fibra, mayor será la potencia eléctrica que el transistor pueda controlar.

7. APLICACIONES PREVISIBLES

La primera posibilidad es usarlo como un sensor de gas selectivo. La eficacia de tratamiento electroquímico de fibras de carbono para propiciar su aplicación como sensores, fue ya establecida, y en el presente modelo de transistor filamentario está justificado el esperar más sensibilidad que cuando se usa fibras de carbono comerciales monofásicas que trabajan por variación de su resistencia.

También es posible transferir a este transistor filamentario la tecnología ya muy conocida para hacer un electrodo selectivo de una barrita de grafito. Basta solo depositar sobre el electrodo una barrera selectiva, lo que se suele hacer poniendo una capa de un polímero apropiado.

Otra aplicación para estos dispositivos filamentarios es la monitorización continua de los procesos adsorción/desorción que rigen el almacenamiento de metano, de hidrógeno, o la purificación de hidrógeno.

En cualquier caso, la posibilidad de usar fibras como elementos de refuerzo para piezas de material compuesto, a la vista de las posibilidades de funcionamiento simultáneo como reforzante y como sensor, es muy atractiva.

AGRADECIMIENTOS

Nosotros deseamos agradecer a los Profesores A. Hernandez y M. Miranda y a los licenciados T. Benito y M. A. Agudo, del Departamento de Electricidad y Electrónica de la Facultad de Ciencias Físicas de la Universidad Complutense en Madrid, por su asesoramiento y ayuda en la realización de las medidas con microondas.

REFERENCIAS

IIJIMA S. *Helical microtubules of graphitic carbon*. Nature 1991;354:56-58 DRESSELHAUS MS, DRESSELHAUS G, ELKUND PC. *Science of fullerenes and carbon nanotubes*. San Diego:Academic Press; 1996

CHUNG DDL. *Applications of submicron diameter carbon filaments*. In:Biró LP, Bernardo CA, Tibbetts GG, Lambin Ph, editors. Carbon filaments and nanotubes: common origins, differing applications? Dordrecht:Kluwer, 2001

YAKOBSON BI, SMALLEY RE. Fullerene nanotubes: C_{1,000,000} and beyond. Am. Sci. 1997;85:324-337

ODOM TW, HUANG JL, KIM P, LIEBER CM. Structure and electronic properties of carbon nanotubes. J. Phys. Chem. 2000;104:2794-2809

EBBESEN TW, AJAYAN PM. Large-scale synthesis of carbon nanotubes. Nature 1992;358:220-220.

TANS SJ, DEVORET M, DAI H, THESS A, SMALLEY R, GEERLIGS L, DEKKER C. *Individual single-wall carbon nanotubes as quantum wires*, Nature 1997;386:474-477

ZHOU C, KONG J, DAI H. *Electrical measurements of individual semiconductors singlewalled nanotubes of various diameters*. Appl. Phys. Lett. 1999;76:1597

COLLINS P.G., BRADLEY K, ISHIGAMI M, ZETTL A. Extreme oxygen sensitivity of electronic properties of carbon nanotubes. Science 2000;287:1801-1804

MARTEL R, SCHMIDT T, SHEA HR, HERTEL T, AVOURIS P. Single- and multi-wall carbon nanotube field effect transistors. Appl. Phys. Lett. 1998;73:2447-2449

TANS S, VERSCHUEREN, DEKKER C. *Room-temperature transistor based on a single carbon nanotube*. Nature 1998;393:49-52

TERNER PA, ROBINOVICH EY, RAFALKES IS, AREFIEVA EF. Formation of carbon fibers from acetylene. Carbon 1970;8:435-442.

BRADLEY JR, CHEN YL, STURNER HW. *The structure of carbon filaments and associated catalytic particles formed during pyrolysis of natural gas in steel tubes*. Carbon 1985;23:715-722.

TIBBETTS GG. Vapor Grown Carbon fibers:status and prospects. Carbon 1989;5:745-747

JACOBSEN RL, TRITT TM, GUTH JR, EHRLICH, GUILLESPIE DJ. Mechanical properties of vapor-grown carbon fiber. Carbon 1995;9:1217-1221

HEREMANS J. *Electrical conductivity of vapor-grown carbon fibres*. Carbon 1985;23:431-436

TIBBETTS GG. Vapor-grown carbon fiber research and applications: achievements and barriers. In:Biró LP, Bernardo CA, Tibbetts GG, Lambin Ph, editors. Carbon filaments and nanotubes: common origins, differing applications? Dordrecht:Kluwer, 2001

LAKE ML. *Large scale production of VGCF*. In:Biró LP, Bernardo CA, Tibbetts GG, Lambin Ph, editors. Carbon filaments and nanotubes: common origins, differing applications? Dordrecht:Kluwer, 2001

ENDO M, KIM YA, MATUSITA T, HAYASHI. *From vapor-grown carbon fibers* (*VGCFs*) to carbon nanotubes. In:Biró LP, Bernardo CA, Tibbetts GG, Lambin Ph, editors. Carbon filaments and nanotubes: common origins, differing applications? Dordrecht:Kluwer, 2001

TIBBETTS GG. *Why are carbon filaments tubular*?. J. Crys. Growth 1984;66:632-638 BOSKOVIC BO, STOLOJAN V, KHAN RUA, HAQ S, SILVA RP. *Large-area synthesis of carbon nanofibres at room temperature*. Nature Mater. 2002;1:165-167.

KOYAMA T. Formation of carbon fibers from benzene. Carbon 1972;10:757-758

TANS SJ, DEVORNET M, DAI H, THESS A, SMALLEY R, GEERLIGS L, DEKKER C. *Individual single-wall carbon nanotubes as quantum wires*. Nature 1997;386:474-477

LEE RS, KIM VH, FISCHER JE, THESS A, SMALLEY RE. Conductivity enhancement in a single wall carbon nanotube bundles doped with K and Br. Nature 1997; 388:255-257

LEE RS, KIM VH, FISCHER JE, LEFEVRE J, RADOSAVLJEVI M, HONE J. JOHNSON A. *Transport properties of a potasium-doped single-wall carbon nanotube rope*. Phys. Rev.B 2000;61:4526-4529

BOCKRATH M, HONE J, ZETTL A, MCEUREN P, RINZLER A, SMALLEY R. *Chemical doping of individual semiconducting carbon-nanotube ropes.* Phys. Rev B 2000;61:R10606-R10608

UBBELOHDE AR. Intercalation compounds of carbon graphites. 4th International Conference on Carbon Graphite. London, UK:1976. p. 319-321

KONG, J.;FRANKLIN, N.R.; ZHOU, C, CHAPLINE, M.G.; PENG, S, CHO, K. Y DAI, H. *Nanotube molecurar wires as chemical sensors*. Science, 2000; 287: 622-625

MADROÑERO A. Possibilities for the vapour-liquid-solid model in the vapour-grown carbon fibre growth process J Mat Sci 1995; 30:2061-2066.

MADROÑERO A, VERDÚ M. Hydrogen content evaluation in vapour grown carbon fibres by SIMS. Carbon 1995;33:247-251.

XU ZY, ZHOU Y. *Raising the electrical conductivity of graphite fiber by electrochemical intercalation*. Nineteenth Biennial Conference on Carbon. Penn State University. Harrisburg USA:1989. p. 25-30

ANDERSON AXDAL SH, CHUNG DDL. Kinetics and thermodynamics of intercalation of bromine in graphite.- I Experimental. Carbon 1987; 25:191-210.

HO CT, CHUNG DDL. Carbon fibers brominated by electrochemical intercalation. Carbon 1990;28:521-528

YUE ZR, JIANG W, WANG L, GARDNER S, PITMAN CU. Surface characterization of electrochemically oxidized carbon fibres. Carbon 1999;37:1785-1796

SZÁRDY L, GULYÁS PUKÁNSZKY B. Electrochemical oxidation of carbon fibres: adsorption of the electrolyte and its effect on interfacial tension. Composites;33A:1361-1365

KING TR, ADAMS DF, BUTTRY DA. Anodic oxidation of pitch precursor carbon fibers in ammonium sulfate solutions: batch screening treatment results. Comp Sci Technol 1992;44:351-359.

SERP PH, MADROÑERO A, FIGUEIREDO JL. Production of vapour-grown carbon fibres: influence of the catalyst precursor and operating conditions. Fuel 1999;78:837:844.

MADROÑERO A, HENDRY A, FROYEN L. *Electrical resistivity as a tool for the characterisation of carbonaceous phases in vapour-grown carbon fibres*. Comp Sci Tech 1999;59:1613-1623

PLONUS MA. Applied Electromagnetics. New York: Mc Graw Hill; 1980

AZZEER M, SIBER LM, SPAIN IL, PATTON CE. Applicability of the microwave cavity perturbation method for conductivity measurements of carbon fibres. J. Appl Phys 1985;57:2529-2531

RAPPENEAU J, MICAUD G, DROUET A, PACAULT A. Propietes electroniques et magnetiques de fibres de carbone evolutions sous irradiation neutronique. Carbon 1972;10:455-462.

PITTMAN CU, JIANG W, YUE ZR, GARDNER S, WANG L, TOGHIANI H, LEON L. *Surface properties of electrochemically oxidized carbon fibers*. Carbon 1999;37:1797:1807 HASSAN S K A G, JONES C G D, JONES D L, MOODY G J, THOMAS J D R. *Development of ion-selective electrodes based on polymer matrix membranes*. Analytical Proceedings 1981; 18: 241-243.

LAWTON R S, YACYNYCH A M. *Potentiometric response of graphite electrodes coated with modified polymer films.* Analytica Chimica Acta 1984;160:149-158.

ZHUKOV A F, KRESHKOV A P. *Ionometry*. Plasticheskie Massy (in russian) 1977; 11: 57-59.

MATRANGA KR, MEYERS AL, GLANDT ED. Storage of natural gas by adsorption on activated carbon. Chem Eng Sci 1992;47:1769-1575

Síntesis de materiales compuestos superficiales basados en nanotubos mediante tratamiento con láser

T. Seeger, W.K. Maser, A. M^a. Benito, M^a. A. Callejas, M^a. T. Martínez Instituto de Carboquímica, CSIC, Zaragoza, España G. de la Fuente ICMA, CSIC Universidad de Zaragoza, España A. Righi, J. L. Sauvajol
Groupe de Dynamique des Phases Condensées, Université Montpellier II, Francia

RESUMEN

Los nanotubos de carbono son candidatos prometedores para reforzar composites duros y para cambiar las propiedades del transporte electrónico de polímeros. Hemos producido un composite basado en nanotubos de carbono de capa múltiple (<u>multi-wall carbon nanotubes</u>, MWNT) y silicio mediante un tratamiento superficial con un láser Nd:YAG. Los MWNT están incorporados en el vidrio dejando un relieve superficial que corresponde a su posición. Los composites fueron caracterizados por microscopía electrónico de barrido (<u>s</u>canning <u>e</u>lectrón <u>m</u>icroscopy, SEM) y espectroscopía Raman. Se ha propuesto un mecanismo de la incorporación de los MWNT en la superficie basado en la absorción de energía por los MWNTs y la fusión parcial de la superficie del vidrio esta propuesto.

1. INTRODUCCIÓN

La síntesis de "composites" super-fuertes aprovechando las extraordinarias propiedades mecánicas de CNTs es uno de los objetivos más importantes de la investigación actual con CNTs (Terrones, 1998). En este contexto, ya son usadas ampliamente matrices de polímeros (Musa, 1999; Yoshino, 1999) por su facilidad en conseguir una dispersión homogénea de CNTs en los polímeros. Además, la mejora de la conductividad eléctrica de polímeros usando concentraciones muy bajas de CNTs es un objetivo importante de la investigación actual. Para materiales inorgánicos, se ha investigado mucho menos debido a la dificultad de dispersar los CNTs en una matriz inorgánica de manera homogénea (Seeger, 2002).

Aquí presentamos la síntesis de un composite basado en nanotubos de carbono de capa múltiple (<u>multi-wall carbon nanotubes</u>, MWNT) y silicio. Se ha conseguido mediante un

tratamiento con un láser Nd:YAG de MWNT que han sido depositados en la superficie de vidrio. Los composites han sido caracterizados con SEM y espectroscopía Raman.

2. EXPERIMENTAL

Todos los experimentos fueron realizados con un láser Nd:YAG ($\lambda = 1,06 \mu m$, SMP65, BAASEL Lasertech). El haz de un diámetro de 20 μm incidió sobre las muestras de modo continuo. Durante el tratamiento, se colocaran las muestras en una cámara en atmósfera de Argon a presión ambiente.

En algunos experimentos fue usado un "composite" de silica gel/MWNT que fue sintetizado de esta manera: Una mezcla de MWNTs procedente de experimentos de arco eléctrico, 5 g de H₂O (pH2) y 10 g de TEOS (relación molar: $n_{H2O}/n_{TEOS} = 6$, contenido de carbono: 8 %) fue tratada 5 min con una punta de ultrasonido (SonoPlus con punta KE76, Bandelin, power: 40 %) para conseguir una buena dispersión de los tubos en la solución. Después, la gelación tuvo lugar 12 horas en un baño de ultrasonido (Bandelin Sonorex RK 100H). Para terminar los reacciones, el gel fue introducido 96 horas en una solución de NaOH 10⁻² M y secado a temperatura ambiental. Después del secado el gel fue molido en un mortero.

Los tres siguientes tipos de muestras fueron tratados en el láser:

a) El "composite" de silica gel/MWNT fijado entre placas de vidrio.

Una capa fina del "composite" de silica gel/MWNT fue puesta entre dos placas de vidrio y el láser fue focalizado en el polvo con una densidad de energía de 3,1 J/mm².

b) Pastillas del "composite" de silica gel/MWNT

Pastillas del "composite" de silica gel/MWNT fueron prensadas de modo uniaxial a 250 MPa (Perkin Elmer). El láser con una densidad de energía de 1,5 J/mm² fue focalizado en su superfície.

c) MWNTs colocados en la superficie de una placa de vidrio,

MWNTs obtenidos mediante el metodo del arco eléctrico fueron dispersados en etanol con tratamiento de ultrasonido. Esta dispersión fue dispuesta en la superficie de las placas de vidrio. Después del secado del etanol, la superficie fue tratada con una densidad de energía de 3,1 J/mm².



Fig. 1 - Dibujo esquemático de las muestras: (a) "composite" de silica-gel/MWNT colocado entre dos placas de vidrio, (b) pastillas del "composite" de silica gel/MWNT prensadas uniaxialmente, (c) MWNTs en dispersión en etanol y depositados en una superficie de vidrio.

La superficie de las muestras fue investigada mediante SEM (JEOL 6300F) operando a 3 kV y espectroscopía de Raman (Jobin-Yvon T64000) con la línea de excitación a 514,5 nm.

3. RESULTADOS

Una imagen de SEM de la muestra (a) tratada en láser es mostrada en la figura 2a). La superficie muestra grietas de $< 1 \mu m$ de anchura y esta cubierta de partículas de "composite" de silica gel/MWNT. El aumento de la grieta en figura 2b) muestra nanotubos conectando los dos bordes de la grieta. Es muy interesante destacar el hecho de que los tubos entran en la matriz en ambos lados de la grieta exactamente donde en la superficie de la matriz se observa un relieve (flechas). El análisis de la superficie por espectroscopía EDX (no mostrado aquí) revela la existencia de Mg, Na y Ca además de Si. Para comparar fue realizado un experimento parecido con la muestra b) que contiene solamente MWNT en la superficie. En la figura 2c) se observa en la superficie de esta muestra el mismo relieve característico (flechas) además de partículas nanométricas y MWNT.



Fig. 2 - Caracterización SEM de las superficies tratadas con láser: a) muestra (a): la superficie está cubierta con partículas y muestra una grieta. b) aumento de figura (a): tres nanotubos cruzan la grieta entrando en la matriz donde se observa un relieve en

la superficie (flechas). c) superficie de la muestra (c): se observa un relieve similar como en la figura b) (flechas).

En la figura 3 son mostrados los espectros Raman de todas las muestras. Los espectros de las muestras (a) y (b) revelan casi los mismos máximos. Comparando éstas con las características de SiO₂ y SiC (Widulle, 1999; Nakashima, 2000; Kobayashi, 2000; Rohmfeld, 2001; Prokopenko, 2001) se puede decir que ninguna de estas fases está presente.

En cambio, el espectro de la muestra (c) revela solamente una superposición de las bandas típicas de MWNTs (banda D y G) y del vidrio. Una observación muy interesante es la partición de la banda G de los MWNT y la desapareción de la banda D después del tratamiento del "composite" de silica gel/MWNT con láser.



Fig. 3 - Espectros Raman de las muestras: 1) superficie de las placas de vidrio sin tratamiento con láser; 2) muestra (b) tratada con láser; 3) muestra (a) sin tratamiento con láser; 4) muestra (a) tratada con láser; 5) muestra (c) MWNTs depositados en la superficie de vidrio y tratados con láser.

4. DISCUSIÓN

El estudio del "composite" de silica gel/MWNT colocado entre las dos placas de vidrio muestra que tanto el gel "composite" como la superficie del vidrio están modificados por el tratamiento con láser. Las grietas en la superficie son un resultado de un shock térmico inducido por el rápido calentamiento/refrigeración.

La observación más interesante la constituyen los MWNTs incorporados en la superficie del vidrio. Se muestra un relieve que señala claramente a un nanotubo "enterrado" debajo de la superficie. El hecho de que se hayan encontrado elementos Na, Ca, Mg en las placas

de vidrio demuestra que el gel de la muestra (a) no participa en la incorporación. Este resultado está corroborado por las imágenes de SEM de la muestra (c): se observan relieves similares en la superficie después del tratamiento con láser sin ninguna presencia del gel. Por esto, proponemos un proceso de incorporación en el cual los MWNT se calientan por la absorción de energía del láser. Como consecuencia, los MWNT actúan como elementos de calentamiento nanométricos. Por eso, la temperatura de su superficie es mucho más alta que la de la superficie del vidrio, de modo que el vidrio en contacto con un MWNT funde y moja la superficie caliente del MWNT. En condiciones ideales en el mojado, el vidrio fundido cubre enteramente la superficie del nanotubo provocado por su transporte desde debajo del nanotubo hacia su superficie. Como consecuencia, el nanotubo queda sobre el vidrio enterrado.

El contacto de la sílice fundida con el carbono implica que tiene lugar una reducción térmica del carbono con el producto SiC. Sin embargo, en los espectros de Raman no se observa la presencia de SiC. Es posible que el SiC no se forme por la rapidez del calentamiento y de la refrigeración durante el tratamiento con láser (Poch, 1962; Bader, 1984). Generalmente, los MWNTs "enterrados" no demuestran ninguna modificación que sea detectable por espectroscopía Raman. Por el contrario, se observan cambios significativos como resultado de la reacción entre los MWNTs y el gel de sílice. Se puede decir que el tratamiento con láser causa aparentemente graves cambios estructurales tanto en los MWNT como en la matriz, que por ahora, no están entendidos. En particular, la partición de la banda G de los MWNTs que se manifiesta por la aparición de un nuevo máximo a 1598 cm-1 debe ser investigada en mayor medida.

5. CONCLUSIONES

Hemos demostrado que es posible "enterrar" MWNT en la superficie de vidrio mediante un tratamiento con un láser Nd:YAG. Esto se hace posible debido a las propiedades de absorción de los MWNT, que causan la fusión localizada del vidrio y la incorporación simultánea de los nanotubos en el vidrio. Mediante espectroscopía Raman no se puede observar cambios estructurales de estos nanotubos "enterrados".

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos gratamente la ayuda de R. Kamalakaran, S. Kühnemann y M. Sycha del Instituto Max-Planck, Stuttgart/Alemania por la investigación realizada por SEM y la preparación de las muestras. Además agradecemos a la Comunidad Europea (RTN contract NANOCOMP, HPRN-CT-2000-00037) por su apoyo financiero.

REFERENCIAS

TERRONES, M. (1998). Fullerenes and Related Structures 199; *Topics in Chemistry Series*, edited by A. Hirsch (Springer-Verlag, 1998) pp. 189.

MUSA, I. (1999). Properties of regioregular poly(3-octylthiophene)/multi-wall carbon nanotube composites. *Synth. Met. 102, pp.* 1250.

YOSHINO, K. (1999) Electrical and optical properties of conducting polymer-fullerene and conducting polymer-carbon nanotube composites. *Full. Sci. & Tech.* 7, pp. 695-711.

SEEGER T. (2002). Nanotube Composites: Novel SiO₂ Coated Carbon Nanotubes. *Chem. Comm.* 1, pp. 34-35.

SEEGER, T. (2002). SiO₂-coated carbon nanotubes: theory and experiment. *Z. Metallk.* 93, pp. 455-458.

WIDULLE, F. (1999). Raman study of isotope effects and phonon eigenvectors in SiC. *Phys. Rev. Letters* 82(15), pp. 3089-3092.

NAKASHIMA, S. (2000). Raman intensity profiles of folded longitudinal phonon modes in SiC polytypes. *Phys. Rev. B* 62(24), pp. 16605-16611.

KOBAYASHI, T. (2000). Effect of inelastic deformation on crystallite size in post-shock 6H polytype SiC. *Phys. Rev. Letters*, 85(14), pp. 2969-2972.

ROHMFELD, S. (2001). Isotope-disorder-induced line broadening of phonons in the raman spectra of SiC. *Phys. Rev. Letters* 86(5), pp. 826-829.

PROKOPENKO, V. B. (2001). In situ characterization of phase transitions in cristobalite under high pressure by Raman spectroscopy and X-ray diffraction. *J. Alloy. Compd.* 327, pp. 87-95.

POCH, W. (1962). Die Bildung von Siliziumkarbid aus Siliziumdioxyd und Kohlenstoff. *Ber. Dt. Ker. Ges.* 59, pp. 413-446.

BADER, E. (1984). Die Reaktionen von SiO₂-Pulvern verschiedener Modifikationen mit Graphit unter Argon-Atmosphäre 0...1000 mbar im Temperaturbereich bis 1450 °C. *Silikattechnik* 35, pp. 372-375.

Comparación entre distintos procedimientos de fabricación de materiales compuestos de matriz epoxi reforzados con nanotubos de carbono. Microestructura y propiedades

R. Guzmán de Villoria, A. Miravete, C. Nuez, M. Van Rijn

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España M. A. Martínez

Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

RESUMEN

Los nanotubos de carbono tienen unas excelentes propiedades mecánicas, lo que los hace ideales para su utilización como refuerzo en matrices poliméricas. Debido a la escala nanométrica de éstos, es muy difícil conseguir una dispersión homogénea en la matriz, lo que es esencial para desarrollar estos nanocompuestos. Además, es deseable una correcta adhesión entre la fibra y la matriz, para conseguir transmisión de esfuerzos. Este trabajo muestra los resultados de dos métodos distintos para reforzar la resina epoxi con nanotubos pared simple y múltiple.

1. INTRODUCCIÓN

Desde el descubrimiento de los nanotubos de carbono por Iijima (1991), la investigación de estas nuevas microestructuras ha crecido espectacularmente en los últimos años. Esto es debido a sus excelentes propiedades físicas (mecánicas, eléctricas, térmicas...) que lo hacen ideal para multitud de aplicaciones.

En particular, se estima que su módulo elástico en dirección axial puede ser mayor de 1TPa y su resistencia mayor de 200GPa (Thostenson, 2001), aunque debido al tamaño de los nanotubos (radios del orden de nanómetros frente a longitudes que suelen medir varios micrómetros) no se han podido determinar con exactitud dichos valores. Comparando con el acero, son 100 veces más resistentes, pero su densidad es tan sólo un sexto. Además son térmicamente estables hasta los 2800 °C en el vacío (Lau y Hui, 2002), con unas conductividades térmica y eléctrica varias veces mayores a las del cobre.

Por todo esto, parece el material ideal para emplear como refuerzo en matrices poliméricas, ya que posee unas características mecánicas superiores al resto de las fibras empleadas en la actualidad y además su relación de aspecto es muy elevada (del orden de 1000 o mayor).

Sin embargo, existen también multitud de problemas para poder fabricar estos microcompuestos.

En primer lugar, hay que purificar estas fibras, ya que se pueden presentar con nanopartículas metálicas, carbono amorfo y entrelazados entre sí. Además, se pretende lograr la dispersión de éstos en la matriz. Este hecho es crítico ya que debido a la elevada viscosidad de las matrices poliméricas, a las fuerzas de Van der Walls que actúan en los nanotubos, a su elevada superficie y a su gran relación de aspecto, estos tienden a formar agregados dentro de la matriz, sin homogenizar la mezcla. También es de sumo interés lograr una fuerte adhesión entre la matriz y la fibra, y así conseguir la transmisión de los esfuerzo entre ambas fases. Esto es difícil principalmente debido a la superficie no reactiva de los nanotubos. Por último, habría que alinear las fibras, al igual que se hace en los materiales compuestos convencionales, y así mejorar el rendimiento del refuerzo.

En este trabajo se muestra el proceso de fabricación de un material compuesto de nanotubos de carbono y epoxi, con el objetivo principal de lograr una buena dispersión de las fibras en la matriz. Se han empleado dos clases de refuerzo distintas, nanotubos de pared simple (SWNT) y de pared múltiple (MWNT).

2. EXPERIMENTACIÓN

2.1 Materiales

2.1.1 Matriz

La matriz empleada es una resina epoxídica de baja viscosidad formada por la condensación entre Bisfenol A y Epiclorhidirna. Esta resina se cura con su correspondiente endurecedor, compuesto por polietileno, poliaminas y trietilenetetramina. Las proporciones para una correcta utilización son 10 partes de endurecedor por cada 100 de resina.

2.1.2 Refuerzo

Se van a realizar dos clases de materiales, cada uno reforzado con una clase distinta nanotubos. Estos nanotubos han sido fabricados mediante una descarga de arco entre dos electrodos de carbono en una atmósfera de helio. El ánodo es una barra de grafito (100 mm de longitud y 6 mm de diámetro)

En el caso del crecimiento de SWNT, al ánodo se le realizan unos pequeños agujeros con ayuda de un taladro (4 cm de longitud y 3.5 cm de diámetro) y se rellenan con una mezcla de níquel/ itrio, de forma que la composición global es 97.5/2/0.5 % de grafito/ níquel/ itrio.

El cátodo es una barra de grafito puro de 10 mm de diámetro. Este ánodo se evapora completamente a 660 mbar en atmósfera de helio al aplicar corrientes de 60 y 100 A y voltajes de 30 y 40 V para la producción de MWNT y SWNT, respectivamente. Para obtener MWNT, se deja evaporar 45 minutos, el 80% del material evaporado forma un depósito en el cátodo, de cuyo núcleo se extraen los MWNT. En el caso de SWNT, después de 2 horas de evaporación, el 40 % del material evaporado forma un hollín en las paredes internas del reactor que contiene SWNT.

2.1.3 Fabricación

Se han seguido dos procedimientos distintos para elaborar el nanocompuesto. En una primera serie de ensayos se procedió a mezclar mecánicamente los nanotubos, el endurecedor y la resina epoxi. El curado se realizó según las indicaciones del fabricante del polímero. Se realizaron dos clases de probetas diferenciadas por su refuerzo, bien fueran nanotubos de pared simple (SWNT) o de pared múltiple (MWNT).

El segundo procedimiento consiste los siguientes pasos. En primer lugar se tratan los nanotubos con un reflujo de agua oxigenada (Ando et al., 2002; Shimoda et al., 2002 y Li et al., 2002) para eliminar el carbono amorfo. A continuación se les somete a un reflujo de una mezcla de ácido sulfúrico y ácido nítrico, con una proporción 3:1, respectivamente (Shaffer, Fan y Windle,1998; Aizawa y Windle, 2003). El propósito es eliminar las partículas catalíticas en el caso de SWNT, dispersar los nanotubos (Duclaux,2002) y oxidarlos, añadiendo grupos funcionales carboxílicos (Gojny et al.2003) que le permitan adherirse a la matriz mediante enlaces covalentes. Por último, se mezclan los nanotubos tratados con el endurecedor y la resina, dejando curar de igual manera que en el procedimiento anterior. También se emplearon SWNT y MWNT.

En ambos casos se realizan probetas normalizadas del tipo 1A según la norma ISO 527-1:1993 para poder ensayarlas a tracción. Para poder comparar con el material sin reforzar, se hacen también probetas de epoxi siguiendo el mismo proceso de curado. Además se elaboran muestras más pequeñas de estos microcompuestos para poder evaluar su microestructura sin gastar demasiados nanotubos.

2.1.4 Ensayos

Las probetas normalizadas se van a ensayar a tracción, mediante una máquina Instron, de tal forma que se puede medir así el módulo de elasticidad y la tensión máxima. La velocidad de ensayo es de 1mm/s, según la norma ISO 527-1:1993. Para medir la deformación se utiliza un extensómetro, mientras que la tensión se calcula a partir de la fuerza ejercida por la mordaza.

Además se van a realizar micrografías de diferentes muestras para poder evaluar la dispersión y adhesión de los nanotubos en la matriz.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Dispersión

Para poder ver la dispersión por los distintos métodos se realizan compuestos de SWNT y de MWNT en distintas proporciones. A continuación, se corta una porción y se recubre con una fina capa de oro, de esta forma ya pueden ser fotografiadas mediante el microscopio electrónico. De esta forma se va a visualizar el espesor de la pieza.



Fig. 1 - Micrografías de dos muestras de matriz epoxi reforzada con nanotubos de carbono realizadas por mezcla mecánica. La foto de la derecha corresponde a un 4 % en peso de SWNT y la de la izquierda a un 1 % en peso de MWNT.

En primer lugar se analizan los materiales realizados por mezcla mecánica, en el caso de 4 % en peso de SWNT y 1 % en peso de MWNT.

Como se puede observar en la Figura 1, en el caso de SWNT la dispersión de los nanotubos parece bastante buena. Sin embargo, en MWNT se han formado pequeños gránulos. Si se observa más detenidamente ambas muestras (Fig.2) se puede ver como en ningún caso la dispersión es uniforme, ya que en SWNT aparecen zonas de nanotubos interconectados entre sí, y otras, de color oscuro, en las que sólo hay matriz epoxi.



Fig. 2 - Micrografías de matriz epoxi con 4% en peso de SWNT realizadas por mezcla mecánica.

En cambio en MWNT, los nanotubos aparecen agrupados en una especie de gránulos, por lo que su dispersión ha sido nula. (Fig.1, derecha).

A continuación, se efectúan las micrografías de los materiales elaborados por el segundo procedimiento. En este caso se han empleado menos nanotubos, un 0.05 % en peso aproximadamente tanto para SWNT como para MWNT. En la Figura 3, se ha ampliado la zona de rotura de una muestra de MWNT, de esta forma se puede ver la distribución a lo largo de todo el espesor. Los nanotubos están separados entre sí, por lo que la dispersión se ha mejorado. La gran distancia entre estos es debido a la proporción tan baja de refuerzo empleada. Hay que recordar que en MWNT se formaban gránulos de nanotubos.



Fig. 3 - Micrografía de matriz epoxi reforzada con un 0.05 % de MWNT realizada por el segundo procedimiento. Con 1,2,3 se indican la localización de los nanotubos dispersos en la matriz (Fig.1.dcha.).

En el caso de SWNT, también se ha mejorado la dispersión, los nanotubos yo no aparecen entrelazados (Fig. 4) y se encuentran aislados unos de otros.

3.2 Adhesión

En el caso del primer procedimiento, se puede observar como no se ha conseguido apenas adherencia entre la matriz y la resina. Los nanotubos parece que sólo se han adherido por sus extremos (Fig. 5, izquierda), por lo que apenas actuarán como refuerzo. En cambio, por el segundo procedimiento se puede observar como los nanotubos permanecen insertados en la matriz (Fig.4. y Fig.5.dcha.) después de la rotura. No se puede saber si esta adhesión es muy fuerte o no, sólo se puede ver como parece haber cierta curvatura en la

matriz, en la zona cercana al nanotubo, probablemente consecuencia del esfuerzo a tracción sobre el nanotubo (Fig.5. dcha.)



Fig. 4 - Micrografía de la superficie de fisura una matriz epoxi reforzada con SWNT mediante el segundo procedimiento.



Fig. 5 - Micrografía de SWNT realizada por mezcla directa (izda). Micrografía de MWNT realizada por el segundo procedimiento (dcha). Como se puede apreciar, la adhesión es muy distinta en ambos casos.

3.3 Ensayo mecánico

Se han realizado probetas a tracción de distintos materiales. Para el material elaborado por mezcla mecánica, tan sólo se ha ensayado para el caso de SWNT con un refuerzo del 4% (S1). Como los resultados no fueron los esperados, se realizaron probetas por el segundo procedimiento tanto para SWNT (S2) como para MWNT (M2) aunque empleando menor cantidad de refuerzo. Por último, se comparan los resultados con los valores proporcionados por el fabricante (Epoxiber 20), y con los obtenidos de ensayos de epoxi (Epoxi) curada según las indicaciones del distribuidor de la resina. En la siguiente tabla (Tabla 1) y en los siguientes gráficos (Fig. 6) se muestran el módulo elástico y la tensión máxima alcanzada para tracción.

| Material | E (MPa) | σmax (MPa) |
|---------------|---------|------------|
| Epoxiber 20 | 2325 | 45 |
| Epoxi | 2473 | 51 |
| S1(4%) | 2378 | 16 |
| S2 (0.1%) | 2582 | 60 |
| M2 (1 %) | 3013 | 59 |

Tabla 1 - Propiedades de los distintos materiales. El índice 1 o 2 indica si se realizaron por el primer o segundo procedimiento, mientras que S o M se refiere a si el refuerzo es SWNT o MWNT. Entre paréntesis se indica la proporción utilizada.



Fig. 6 - Módulo de Young (izquierda) y Tensión máxima a tracción (derecha) de los distintos materiales

Como se puede observar, en las muestras realizadas por mezcla mecánica, las propiedades de la matriz disminuyen, lo que es debido probablemente a una mala dispersión y adhesión. De este modo, el efecto del refuerzo sería análogo a crear microvacíos en el material, que actuarían como concentradores de tensiones. Sin embargo, en el caso del segundo procedimiento, se consiguen mejorar sus propiedades mecánicas, lo que podría ser consecuencia de la mayor dispersión de los nanotubos y de añadir grupos funcionales a estos, de forma que se hayan transmitido de manera eficaz los esfuerzos entre el refuerzo y la matriz.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se muestran dos procedimientos para reforzar una matriz epoxi con nanotubos de carbono. Mediante la mezcla mecánica, no hay ni dispersión, ni apenas adhesión de los nanotubos, y por tanto, las propiedades mecánicas de la matriz no sólo no aumentan, sino que empeoran. Sin embargo, tratando a los nanotubos con agua oxigenada y la mezcla de ácidos nítrico y sulfúrico, la dispersión mejora considerablemente. Además parece haber adhesión entre la fibra y la matriz, de forma que se han conseguido mejorar

las propiedades de la resina. Hay que tener en cuenta que las cantidades de nanotubos empleadas en el segundo proceso son mucho menores que en el primero. El elevado precio de este material hace imprescindible su racionalización.

Por último habría que señalar que hay que seguir investigando para conseguir el correcto aprovechamiento de las increíbles propiedades de los nanotubos de carbono como refuerzo de materiales compuestos.

AGRADECIMIENTOS

La producción de los nanotubos la ha realizado el Instituto de Carboquímica (CSIC). Los autores agradecen su colaboración en este punto así como en sus sugerencias en los temas de este articulo relacionados con los nanotubos.

REFERENCIAS

IIJIMA S. (1991) Helical microtubules of graphite carbon. Nature; 354:56-8

THOSTENSON E.T., REN Z. AND CHOU T. (2001) Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composties: a review. Composites Science and Technology; 61 1899-1912

LAU K. AND HUI D.(2002) The revolutionary creation of new advanced materials-carbon nanotube composites, Composites: Part B; 33:263-277

ANDO Y., ZHAO X., INOUE S., IIJIMA S. (2002) Mass production of multiwalled carbon nanotubes by hydrogen arc discharge. Journal of Crystal Growth 237-239: 1926-1930

SHIMODA H., GAO B., TANG. X.P., KLEINHAMES A., FLEMING L., WU Y., ZHOU O. (2002) Lithium intercalation into etched single-wall carbon nanotubes. Physica B 323: 133-134

LI X., ZHANG J., LI Q., LI H., LIU Z. (2002) Polymerization of short single-walled carbon nanotubes into large strands. Letters to editor/ Carbon 41 :579-625

GOJNY F.H., NASTALCCZYK J., ROSLANIEC Z., SCHULTE K. (2003) Surface modified multi-walled carbon nanotubs in CNT/epoxy-composties. Chemical Physics Letters 370: 820-824

ISO 527-2:1993 incluyendo Corr 1:1994. Plásticos. Determinación de las propiedades en tracción.

SHAFFER M.S.P., FAN X., WINDLE A.H. (1998) Dispersion and packing of carbon nanotubes.Carbon 36: 1603-1612

AIZAWA M.,SHAFFER M.S.P. (2003) Sylilation of multi-walled carbon-nanotubes. Chemical Physics Letters 368: 121-124

DUCLAUX L. (2002) Review of the doping of carbon nanotubes (multiwalled and single-walled). Carbon 40:1751-1764.

Análisis del comportamiento interfacial de materiales compuestos Al/carbono mediante ensayos de nanoindentación

A. Ureña, M. D. Escalera, M. Sánchez

Departamento de Tecnología Química, Ambiental y de los Materiales, Universidad Rey Juan Carlos, España.

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza el empleo de la nanoindentación para la caracterización mecánica de las intercaras matriz-refuerzo en materiales compuestos de matriz de aluminio con fibra corta de carbono. Para ello se ha evaluado el efecto del empleo de recubrimientos metálicos sobre las fibras, diseñados para limitar la reactividad interfacial y mejorar el mojado de las fibras por el aluminio fundido, sobre el comportamiento mecánico de las intercaras fibra/matriz resultantes.

Los materiales estudiados eran aleaciones AA6061 (Al-Mg-Si) reforzados con fibras cortas de carbono AS4, que previamente habían sido recubiertas de cobre o níquel por el método de "electroless". Las propiedades mecánicas interfaciales se determinaron mediante tres tipos de ensayos de nanoindentación: 1) a lo largo de una línea que cruza el refuerzo, para evaluar la variación de la dureza y el módulo elástico en las interfases y zonas modificadas a partir de la interacción fibra/matriz; 2) en las proximidades del refuerzo, para evaluar la tendencia a la rotura interfacial; y 3) ensayo de push-out sobre fibras alineadas perpendicularmente a la superficie, para obtener la tensión de cizalladura interfacial.

1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento mecánico de los materiales compuestos está fuertemente influenciado por las propiedades mecánicas interfaciales de la intercara matriz/refuerzo y de las posibles interfases que pueden formarse en ella. Una de las alternativas para controlar dichas propiedades es realizar un diseño adecuado de dicha intercara, a partir del empleo de recubrimientos sobre los refuerzos que incrementen la resistencia y tenacidad interfacial, a la vez de mejorar su estabilidad ambiental (Kim y Mai, 1993). Sin embargo, es necesario desarrollar metodologías que permitan determinar propiedades interfaciales, en regiones en ocasiones altamente heterogéneas, y a escalas suficientemente reducidas, dado que el espesor de las posibles interfases de reacción que pueden formarse es inferior a 1 µm.
La técnica de la naoindentación es una herramienta muy útil a la hora de determinar propiedades mecánicas a escala nanométrica (Fischer-Cripps, 2002). Su principal ventaja es que permite determinar de forma directa valores del módulo elástico y de la dureza de una muestra a partir de las medidas de fuerza de indentación y profundidad de penetración de un elemento (indentador) de propiedades y geometría conocida. Las fuerzas aplicadas en este tipo de ensayo son del orden de mN y las profundidades de penetración de nm. La figura 1 muestra la curva típica fuerza-desplazamiento obtenida a partir de un ensayo de nanoindentación, junto con un esquema de la evolución de la huella generada sobre la superficie de un material elasto-plástico.



Fig. 1 - a) Curva típica fuerza-desplazamiento en un ensayo de nanoindentación.b) Perfil superficial en un material elasto-plástico durante y después del ensayo.

En la figura, h_{max} representa el desplazamiento para la carga máxima aplicada (P_{max}); h_c es la profundidad de contacto o profundidad de penetración "plástica" de la muestra bajo carga; h_f el desplazamiento final después de completar la descarga; y S representa la rigidez de contacto obtenida durante la fase inicial de descarga. A partir de este ensayo se puede determinar la dureza, medida como:

$$H = \frac{P_{max}}{A_c} \tag{1}$$

siendo A_c el área de contacto proyectada, que puede determinarse, conocida la forma del indentador, a partir de la profundidad de contacto h_c . Para el caso de un indentador Berkovich perfecto (pirámide de diamante triangular), A_c viene dada por:

$$A_c = 24,56h_c^2$$
 (2)

La h_c puede determinarse a partir de la curva fuerza-desplazamiento ecuación:

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S} \tag{3}$$

donde ε es una constante que en el caso del indentador Berkovich toma el valor de 0,75.

El módulo elástico de la muestra puede obtenerse a partir de S, que es la pendiente de la porción inicial de la curva de descarga (S = dP/d/h) y puede determinarse a partir de la ecuación:

$$S = 2\beta \sqrt{\frac{A_c}{\pi}} E_r \tag{4}$$

siendo β una constante que depende de la geometría del indentador (β es 1.034 para la punta Berkovich) y E_r el módulo de elasticidad reducido, que tiene en cuenta tanto la deformación plástica de la muestra como la del propio indentador. De acuerdo con el método de Oliver y Pharr (1992), E_r viene dado por:

$$E_r = \frac{1 - v^2}{E} + \frac{1 - v_i^2}{E_i}$$
(5)

donde E y v son, respectivamente, el módulo elástico y el coeficiente de Poisson de la muestra, y E_i y v_i son las mismas propiedades para el caso del indentador. Para el diamante $E_i = 1141$ GPa y $v_i = 0.07$.

Otra de las posibles aplicaciones de la nanoindentación es el análisis de los fenómenos de fractura y deslizamiento interfacial. La posibilidad de emplear el indentador para desplazar una fibra alineada perpendicularmente a la superficie del material compuesto, junto con la disponibilidad de la técnica de medir la fuerza aplicada y el desplazamiento, hace posible obtener valores de la resistencia interfacial y de resistencia al deslizamiento. Marshall (1984) ha propuesto una expresión para el cálculo de la resistencia interfacial al deslizamiento (resistencia de fricción) a partir de los datos obtenidos ensayos de extracción de fibras (push-out) empleando técnicas de indentación:

$$\tau_f = \frac{P^2}{4\pi u r^3 E_f} \tag{6}$$

donde P es la carga aplicada, u el desplazamiento de la fibra, siendo r y E_f el radio y el módulo de Young de la fibra, respectivamente. Así mismo, la resistencia a cizalladura de la intercara puede calcularse como:

$$\tau = \frac{P}{2\pi r t} \tag{7}$$

siendo, t el espesor de la muestra de material compuesto.

En el presente trabajo, se plantea el empleo de la nanoindentación para la determinación del comportamiento interfacial en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con fibras cortas de grafito, que se caracterizan por su reducido diámetro, lo que imposibilita el empleo de técnicas convencionales de indentación. Para ello, se parte de

materiales AA6061/Gr donde el refuerzo es incorporado con diferentes tratamientos superficiales. En la investigación, se evalúan tres tipos de ensayos de nanoindentación diferentes cuyos fundamentos experimentales se describen a continuación.

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Para la fabricación del material compuesto se ha empleado la aleación AA6061 en polvo y fibras de carbono sin recubrir y con un recubrimiento metálico (cobre o níquel). Se han fibras de carbono AS4 de alta resistencia, suministradas por Hexcel Composites. La aleación AA6061 presentaba la siguiente composición: 95,5% Al, 1,47% O, 1,23%Mg, 0,941% Si, 0,432% Cu, 0,387% Cr, 0,0623% Fe.

2.2 Recubrimiento de las fibras de carbono y fabricación del material compuesto

El recubrimiento de las fibras contemplaba una etapa inicial de limpieza, consistente en un lavado con acetona, secándose posteriormente en una estufa a 110°C durante 15 min. Para lograr una cierta rugosidad en la superficie de las fibras, éstas se sometían a un tratamiento oxidación superficial en un horno a 500°C durante 10 min en aire. A continuación, se aplicaba el proceso de recubrimiento que constaba de tres etapas: sensibilización, activación y metalización. Las dos primeras etapas eran son comunes para los recubrimientos. En la etapa de sensibilización, las fibras se introducían en una disolución 12g/l SnCl₂·2H₂O y 40ml/l HCl durante 15 min y se agitaban en ultrasonidos, se aclaraban con agua destilada y se sumergían durante 10 min en la disolución de activación (0,2g/l PdCl₂ y 2,5 ml/l HCl). La etapa de activación se lleva a cabo bajo agitación por ultrasonidos para lograr una activación homogénea de toda la superficie. Las disoluciones de metalización empleadas eran distintas para cada tipo de recubrimiento (tabla 1), obteniéndose espesores medios de 0,7 μ m, en el caso del cobre, y de 0,9 μ m para el níquel.

| | Disolución | t (min) | pН | T (°C) |
|----|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|----|--------|
| Cu | 10 g/l CuSO ₄ ·5H ₂ O, 45 g/l EDTA, 20 g/l NaCOOH, 16 ml/l HCHO 36%, NaOH | 3 | 13 | 40 |
| Ni | 40 g/l NiSO ₄ ·6H ₂ O, 20 g/l NaH ₂ PO ₂ ·H ₂ O 100 g/l Na ₃ C ₆ H ₅ O ₇ ·2H ₂ O, 50 g/l NH ₄ Cl, N ₃ H | 2,5 | 9 | 80 |

Tabla 1 - Condiciones de metalización de las fibras de carbono

La fabricación del material compuesto se llevó a cabo mezclando los polvos de aleación con las fibras mediante agitación y posterior compactación en frío con una carga de 70 kN. La pastilla resultante se calentó en un horno a 700°C durante 15 min a 10^{-5} mbar.

2.3 Evaluación de las propiedades mecánicas mediante nanoindentación

Las propiedades mecánicas de la intercara se han analizado a partir de las curvas fuerzadesplazamiento obtenidas con un Nanoindenter XP que emplea una punta de diamante Berkovich. Se han realizado tres tipos de ensayo con las muestras de material compuesto fabricado con fibras sin recubrir y con fibras recubiertas y de cobre y de níquel. Las condiciones de cada uno de los ensayos se describen a continuación.

El primero consiste en la realización de indentaciones a lo largo de una línea que cruza el refuerzo para la evaluación de la variación de la dureza y el módulo elástico en la proximidades de las correspondientes. Para ello, se aplicaban indentaciones con una fuerza de 0,5 mN sobre la muestra y una distancia de separación entre las huellas de 3 μ m. En el segundo ensayo, las indentaciones se realizaban en las proximidades del refuerzo (P_{max} = 50 mN), determinándose a partir de las curvas fuerza-desplazamiento y de la observación mediante SEM de la correspondiente huella, si ha habido rotura de la intercara y a qué carga se ha producido.

Para complementar la caracterización mecánica de la intercara, se han realizado también ensayos de extracción de fibras (ensayo de push-out) sobre muestras de 50 µm de espesor, consistentes en la realización de indentaciones sobre fibras que se encuentran alineadas perpendicularmente a la superficie, aplicando cargas máximas de 100 mN.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Perfiles de nanoindentación

Las figura 2 muestra las típicas curvas fuerza-profundidad de penetración obtenidas por nanoindentación a lo largo de una línea que atraviesa sucesivamente, desde la fibra de grafito, en el caso de una fibra no recubierta, hasta la matriz de aluminio. A partir de ellas se aprecia una variación tanto de módulo elástico (pendiente de la curva de descarga) como de penetración máxima en la zonas más próximas a la intercara matriz/refuerzo. Los valores de E, medidos a partir de este tipo de curvas en las intercaras obtenidas con los tres tipos de preparación superficial de la fibra de carbono (sin recubirr, con Cu y con Ni) se presentan en las figuras 3a, b y c, junto a las correspondientes imágenes de SEM de las intercaras indentadas (a: no recubierta, b: recubierta con Cu, c: recubierta con Ni).



Fig. 2 - Evolución de las curvas de nanoindentación en la intercara AA6061/fibra de C



Fig. 3 - Variación de E a través de las intercaras fibra de grafito/matriz AA6061. a) Fibra sin recubrir. b) fibra con Cu. c) fibra con Ni.

Los perfiles de E y H obtenidos muestran un aumento de la rigidez y de la dureza en la matriz de aluminio que rodea a las fibras de grafito. No obstante, el incremento de rigidez es más importante en la fibra recubierta de cobre, y prácticamente despreciable en el caso de matrices próximas a las fibras recubiertas con níquel. Los valores de E medidos en la propia intercara matriz-fibra para las fibras no recubiertas eran muy elevados, lo que podría asociarse a la interacción entre ambos constituyentes

3.2 Ensayos de indentación en las proximidades de las intercaras matriz-refuerzo

Este tipo de ensayos pretendía, a partir del estudio de curvas fuerza-desplazamiento obtenidas de indentaciones con la punta Berkovich realizada en las proximidades de las intercaras fibra-matriz (con uno de los vértices de la pirámide muy próxima a la intercara), estudiar los posibles fenómenos de propagación de grietas interfaciales, identificando las zonas donde ésta estaba favorecida y determinando la carga a la cual se producía.



Fig. 4 - Ensayos de nanoindentación en las proximidades de las intercaras fibramatriz

Las figuras 4a, b y c muestran las curvas fuerza-penetración obtenidas durante la realización de indentaciones Berkovich (carga máxima 50 mN) en las proximidades de tres intercaras fibra/matriz, para las tres condiciones de preparación superficial de fibra evaluadas. La mayoría de las huellas realizadas en las proximidades de las intercaras de fibra no recubiertas presentaba propagación interfacial de la grieta, a partir de los productos de reacción formados entre la fibra y la matriz de aluminio. La carga a la cual se produce este despegue, era variable dependiendo de la orientación y aproximación de la indentación respecto a la intercara, pero para la mayoría de las intercaras ensayadas variaba entre 20 y 30 mN. Este efecto de propagación interfacial de la grieta durante el ensayo quedaba marcado en la curva de carga como un cambio de pendiente, acompañado en ocasiones por un pequeño "plató". Por el contrario, en la mayoría de las huellas aplicadas en las proximidades de intercaras con fibras previamente recubiertas no aparecían fenómenos de despegue interfacial, para los valores de carga de indentación aplicadas.

3.3 Ensayos de penetración (push out)

Los dos tipos de ensayos anteriores no permiten caracterizar de forma cuantitativa la resistencia interfacial. La figura 5 muestra la curva fuerza-desplazamiento correspondiente a un ensayos de push-out en una fibra (r = 3,6 μ m, E = 228 MPa) recubierta con Ni, situada perpendicularmente a la aplicación de la carga, junto con su imagen una vez desplazada. A partir de ella, se pueden determinar el valor correspondiente a τ (53 MPa) y τ_f (14,7 MPa) definidos por las ecuaciones 6 y 7. El valor de P se determina en el tramo recto de la curva fuerza-desplazamiento, que es cuando se produce la rotura interfacial.



Fig. 5 - Ensayo de push-out sobre una fibra de C de 7,2 µm de diámetro.

4. CONCLUSIONES

- La nanoindentación permite caracterizar el comportamiento mecánico de las intercaras matriz-refuerzo, en materiales compuestos con refuerzos discontinuos.

- Los ensayos de extracción de fibra mediante nanoindentación en láminas de reducido espesor permite la evaluación cuantitativa de la resistencia a cizalladura interfacial.

- La aplicación de recubrimientos metálicos (Cu, Ni) mediante "electroless" en la fibras de carbono protege a la intercara y a las matriz de aluminio próxima de posibles reacciones interfaciales, optimizado su comportamiento mecánico.

AGRADECIMIENTOS

Ministerio de Ciencia y Tecnología (MAT2000-1646-C02-01)

REFERENCIAS

FISCHER-CRIPPS, A.C. (2002). Nanoindentation. Mechanical Engineering Series. Springer. New York.

KIM, J.K. y MAI, Y.W. (1993). Interfaces in composites. En: T.W. CHOU (ed.) *Materials science and technology: structure and properties of composites*, 13. VCH, pp. 229-289. Weinheim, Alemania.

MARSHALL, D.B. NOMA, T y EVANS, A.G. (1984). "A simple method for determining elastic modulus to hardness ratios using Knoop indentation measurements. *J. Am. Cer*, Soc.67, C175-176

OLIVER, W.C. y PHARR, G.M. (1992). An improvement technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 7 (4) 1564-1583.

Influencia del proceso de fabricación en AMCs discontinuos en su comportamiento frente a la corrosión

M. D. Salvador, V. Amigó, N. Martínez, D. Busquets Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universidad Politécnica de Valencia, España.

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza influencia del proceso de consolidación del material compuesto en la microestructura y el comportamiento frente a la corrosión del mismo, tema de especial interés en el estudio de los materiales compuestos.

Se fabricaron materiales compuestos de matriz metálica de aluminio, AA6061 reforzados con diferentes porcentajes de partículas cerámicas de diboruro de titanio, TiB₂.

Tras mezclar los polvos de la aleación base y los del refuerzo, las mezclas se compactaron en frío. Posteriormente se emplearon dos procesos de consolidación diferentes: extrusión en caliente y fusión por inducción combinado con colada por centrifugación.

Para evaluar el comportamiento frente a la corrosión de los compuestos se realizaron ensayos de polarización cíclica en una disolución de NaCl al 3.5%. El comportamiento se evaluó determinando los potenciales de corrosión, pasivación primaria y ruptura de capa de óxido así como la amplitud de las zonas pasivas para todas las muestras ensayadas.

Los cambios microestructurales así como la morfología y tipología de la corrosión en los compuestos, se estudiaron haciendo uso de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM).

Los muestras obtenidas presentaron diferente microestructura en función del proceso de consolidación seguido. Principalmente, se encontraron diferencias en la distribución del refuerzo así como del contenido de porosidad en las muestras.

En cuanto al comportamiento frente a la corrosión, se encontró una mayor resistencia a la aparición de picaduras en las muestras extruidas. El contenido de refuerzo también mostró afectar a la resistencia a la corrosión de los compuestos, disminuyendo la misma al aumentar su contenido.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica (MMCs) se emplean en diversas aplicaciones donde es necesaria una combinación de elevadas propiedades mecánicas con pesos bajos y alta resistencia al desgaste. Además se debe tomar en consideración otros aspectos que determinan el comportamiento de estos materiales. Es necesario conocer el comportamiento frente a la corrosión en las aplicaciones prácticas de los MMCs ya que muchas de ellas son en contacto con medios agresivos. El comportamiento frente a la corrosión de los MMCs está dominado por un amplio rango de factores, existiendo una gran cantidad de mecanismos que se superponen unos a otros; algunos de ellos son la porosidad, la precipitación en la matriz de fases intermetálicas, la alta densidad de dislocaciones en la interface matriz/refuerzo, así como la conductividad eléctrica de los refuerzos.

El fenómeno de corrosión por picaduras se da en aquellos metales susceptibles de pasivarse (formación de una capa pasiva protectora) en el medio en el que están inmersos. Este es el caso del aluminio, sus aleaciones y los materiales compuestos base aluminio (AMCs), cuando se encuentran sumergidos en ambientes marinos (que contienen iones cloruro). Las picaduras aparecen como consecuencia de la rotura de esta capa con el consiguiente ataque de los iones al metal.

Los estudios realizados sobre la resistencia a la corrosión en AMCs son variados y los resultados encontrados son diversos dada la gran complejidad de los procesos de corrosión y la dependencia de los mismos en una gran cantidad de factores. La corrosión de los materiales compuestos puede ocurrir con la disolución anódica preferente de la matriz, el refuerzo o ambos. En muchos casos, las investigaciones apuntan que la presencia del refuerzo merma la resistencia a la corrosión de la matriz de aluminio (Burnbull, 1987).

Golledge (1989) indicó que las interfaces matriz/refuerzo eran zonas preferentes de ruptura de la capa pasiva y por lo tanto, zonas preferentes de picaduras.

Las condiciones de procesado del material compuesto afectan al comportamiento frente a la corrosión de los mismos ya que modifican aspectos microestructurales del mismo (Burnbull, 1992). Paciej (1988) demostró que un proceso con alta relación de extrusión, junto con un tratamiento térmico, aumentan la resistencia a la corrosión en los compuestos de Al-7091/SiCp, debido a una mayor homogeneidad en segundas fases precipitadas.

En cuanto a la morfología de las picaduras en materiales compuestos, Trzaskoma (1990) encontró que la aparición de picaduras en aleaciones de aluminio reforzadas con whiskers de SiC, se localizaba en las fases intermetálicas precipitadas en la matriz. Las picaduras producidas en los materiales compuestos resultaron ser más numerosas, extendidas, de

menor tamaño y mayor profundidad, en relación a las matrices de aluminio sin reforzar.

El objeto del presente trabajo ha sido investigar el comportamiento frente a la corrosión en ambientes marinos simulados, de aleaciones de aluminio reforzadas con partículas cerámicas de TiB₂, así como evaluar la influencia que el proceso de conformación del material tiene en la resistencia a la corrosión de los compuestos. Con este fin, se han llevado a cabo ensayos de polarización cíclica (CP) pudiendo así determinarse los parámetros necesarios para este estudio.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Para la fabricación de los materiales compuestos, se ha utilizado una aleación de aluminio AA6061, obtenida por atomización con argón y suministrada por Aluminium Powder Co. Ltd.

Como material de refuerzo se utilizan partículas cerámicas de diboruro de titanio, TiB_2 , obtenidas por reacción y suministradas por Advanced Refractory Technologies Inc., en unos contenidos del: 5, 10 y 15% en peso.

2.2 Fabricación de los materiales compuestos

La técnica completa está recogida en trabajos anteriores del grupo (Busquets et al, 2002). De forma breve el proceso experimental seguido es: mezcla de polvos en molino de bolas de alúmina, seguida de compactación en frío para obtener así las muestras en verde. A continuación se siguen dos vías de conformación: una extrusión en caliente donde se obtienen redondos de 5mm de diámetro y alrededor de 400 mm de longitud y un proceso de colada por centrifugación donde se obtienen muestras de 5 mm de diámetro y unos 70 mm de longitud.

2.3 Ensayos electroquímicos

La descripción detallada de los ensayos de polarización cíclica (PC) realizados se recoge en trabajos realizados por anterioridad por el grupo (Salvador et al, 2001). Se ensayan las muestras, con un área expuesta de 0.2 cm², en una celda electroquímica con un electrodo de referencia de AgCl/Ag y utilizando una disolución desaireada de 3,5 % en peso de NaCl. Se determina el potencial de corrosión de la muestra (E_{corr}) como el potencial obtenido a circuito abierto. A continuación se lleva a cabo la PC, que nos permite conocer los valores de potencial de pasivación primaria (E_{pp}), potencial de picadura (E_{pic}) y potencial de repasivación (E_{rep}). Estos valores se combinan de forma apropiada para así poder evaluar la eficacia de la capa pasiva protectora formada sobre la superficie de la muestra. Al término de cada medida se eliminan los productos de corrosión presentes mediante sucesivos lavados en disolución acuosa y etanol en un baño de ultrasonidos.

2.4 Caracterización microestructural

Las diferentes microestructuras desarrolladas en los procesos de conformación utilizados, se observan mediante microscopía óptica (OM) en un microscopio Nikon Microphot FX y microscopía electrónica de barrido (MEB) en un microscopio JEOL 6300 equipado con un equipo de microanálisis por energías dispersivas de rayos X (Link Isis de Oxford Instruments).

Una vez finalizados los ensayos electroquímicos se estudia la morfología de las picaduras producidas en la superficie de las muestras de nuevo mediante MO y MEB, pretendiéndose evaluar como el proceso de conformación, así como el contenido de refuerzo afecta a las mismas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Estudio microestructural

El proceso de fabricación utilizado modifica la miscroestructura de las muestras obtenidas, tanto en el caso de las aleaciones de aluminio sin reforzar como en el caso de los compuestos de aluminio.

Con relación a las matrices de aluminio sin reforzar, cabe destacar la presencia en las muestras coladas, Figura 1, de una alta cantidad de poros así como de fisuras originadas por la contracción en caliente del material, Figura 1a. De igual forma se constató la existencia de un mayor número y tipos de fases precipitadas con relación a las muestras extruidas, debido fundamentalmente a las altas temperaturas alcanzadas durante el proceso de colada.



Fig. 1 - AA6061 sin reforzar obtenida por colada: a) detalle de contracciones en caliente, y, b) partículas intermetálicas precipitadas.

En lo referente a los materiales compuestos, se encuentran diferencias en la distribución de refuerzo en la matriz así como en la porosidad presente en la misma, Figura 2. En el caso de los compuestos extruidos, la distribución del refuerzo es homogénea la vez que la porosidad existente en la matriz es prácticamente inexistente tal y como muestra la Figura 2a. En el caso de los compuestos colados, tal como se observa en la Figura 2b, existe una aglomeración importante de las partículas de refuerzo alrededor de los granos de aleación, debido fundamentalmente a la velocidad de colada del metal y a la velocidad lenta de solidificación (en molde cerámico), que permite un crecimiento de los granos de sólido que van desplazando las partículas hacia el frente de solidificación de los mismos. La micrografía tomada en el MO, Figura 2c, muestra como en los compuestos colados existen además zonas en la superficie de los mismos carentes de refuerzo, consecuencia fundamental de las fuerzas centrífugas a las que se ve sometida la muestra y la diferencia de densidades entre la matriz de aluminio fundida y las partículas sólidas de refuerzo. Se aprecia, como ya se ha comentado anteriormente una mayor porosidad como resultado de las contracciones en caliente que sufre el material durante el proceso de consolidación.

Atendiendo a la influencia del contenido de refuerzo en la microestructura de las muestras, se observa que el este contenido no es influyente en el caso de los compuestos extruidos. Sin embargo, para los compuestos colados, la distribución de las partículas de refuerzo resulta mucho mejor con contenidos mayores de refuerzo, al facilitarse el mojado de las partículas por el metal líquido.



Fig. 2 - Microestructura de los compuestos: a) reforzado con un 5% de TiB₂ y obtenido por extrusión, b) reforzado con un 10% de TiB₂ y obtenido por colada, y, c) detalle de la zona superficial en compuesto reforzado con un 10% de TiB₂ y obtenido por colada.

3.1 Ensayos electroquímicos

La Figura 3, muestra las curvas de polarización cíclica típicas del aluminio y sus aleaciones, que vienen representadas en este caso por las curvas obtenidas para la aleación AA6061 sin reforzar fabricada por los dos medios estudiados. Como se aprecia en las mismas, se puede observar el comportamiento de picadura en la curva de ida así como el fenómeno de repasivación en la curva de retorno. El potencial de picadura (E_b) se ha definido como el potencial en el cual la intensidad de corriente crece bruscamente en la curva de ida. El potencial de repasivación se ha definido como el potencial al cual la intensidad de corriente pasa de una tendencia activa a una pasiva en la curva de retorno.



Fig. 3 - Curvas CP de la matriz AA6061.

Los valores de potencial calculados tras los ensayos, se representan en la Figura 4. Como se aprecia en las curvas, el potencial de corrosión (E_{corr}) de la matriz AA6061 fabricada por colada, se ve desplazado hacia valores de potencial más positivos (anódicos) con respecto a la matriz obtenida por extrusión. Este hecho se debe a la presencia de un mayor número de fases intermetálicas precipitadas en la misma. Un valor de Ecorr más positivo implica una mayor resistencia a la corrosión a priori; sin embargo es fundamental para llegar a este tipo de conclusiones, el conocer los valores de densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) de las muestras. Esto conlleva la necesidad de calcular dichos intensidades a través de la cuantificación de las pendientes de Tafel y las oportunas relaciones matemáticas, lo que se presentará en trabajos futuros. En cuanto a los valores de Epic se encuentra un valor superior en el caso de la matriz colada, el cual viene dado por la ligera mejora del E_{corr}. Este potencial superior indica que las fases intermetálicas precipitadas en el seno de la matriz, no están actuando como activadores de la aparición de picaduras en la muestra. Sin embargo, este tipo de compuestos si que afectan de forma negativa a la formación de la capa pasiva protectora del material, hecho derivado al cuantificar la amplitud de la misma. Se obtiene un valor de 383 mV para la matriz colada frente a los 510 mV encontrados en la matriz extruida. Esta mayor uniformidad de la capa de óxido viene también reflejada por el valor de potencial repasivación o protección (E_{rep}) junto con la mayor área de histéresis encontrados en la matriz extruida.



Fig. 4 - Valores de potencial para las matrices y compuestos obtenidos por: a) proceso de extrusión, y, b) proceso de colada.

En la Figura 4 se representan los valores de potencial obtenidos para los compuestos fabricados tanto por extrusión como por colada. En todos los compuestos se observa que el E_{corr} crece en dirección anódica con respecto a los valores correspondientes a los de la matriz sin reforzar. El tipo de refuerzo cerámico empleado no es un material conductor a diferencia de la matriz metálica de aluminio, lo que conlleva a la formación de parejas galvánicas que desplazan los valores de potencial en este sentido. De nuevo no puede llegarse a la conclusión de que estos valores implican una mayor resistencia a la corrosión con respecto a las matrices debido al desconocimiento de i_{corr}. El E_{pic} apenas se ve modificado por la presencia del refuerzo en la matriz, tanto en el caso de las muestras extruidas como en el de las coladas. De igual forma, se puede apreciar que no influye el contenido de refuerzo en dicho valor para ninguno de los casos estudiados. En cuanto a la continuidad de la capa pasiva en los compuestos, se deriva de la cuantificación de la misma, valores inferiores para el caso de los compuestos en relación con la matriz sea cual sea el método de fabricación utilizado. Sin embargo en este caso se encuentra una influencia diferente del contenido de refuerzo en dicha capa según el tipo de proceso de fabricación seguido. Para el caso concreto de las muestras extruidas, este valor apenas se ve afectado por el aumento del contenido de refuerzo en la matriz. Por el contrario en el caso de los compuestos colados, este valor decrece considerablemente al aumentar el contenido de refuerzo debido a la mala distribución del mismo que dificulta la formación de una capa pasiva sobre la superficie de los mismos.



Fig. 5 - Micrografías de las superficies corroídas: a) AA6061 extruida, b) AA6061 colada, c) compuesto con 5% TiB₂ extruido, d) compuesto con 5% TiB₂ (x35) colado, e), f) y g) compuesto extruido con 5%, 10% y 15% de TiB₂ respectivamente (x350).

La Figura 5 recoge las superficies de corrosión observadas tras los ensayos de PC para las diferentes muestras. Las Figuras 5a y 5b, muestran la diferencia en el tamaño y la morfología de las picaduras desarrolladas en la matriz en función del proceso utilizado. En la matriz obtenida por extrusión se obtienen picaduras más redondeadas, de mayor tamaño y más profundas que en la de colada, donde por el contrario se obtiene una mayor ramificación y superficialidad de las mismas. En cuanto a los materiales compuestos, también se comprueba como el proceso de fabricación afecta al desarrollo de las picaduras. En la Figura 5c se aprecia como en los compuestos extruidos, la cantidad de picaduras desarrolladas es mucho mayor que en los compuestos colados, Figura 5d, donde se vuelve

a apreciar de nuevo la mayor ramificación de las picaduras encontradas. Finalmente se ha estudiado la influencia del contenido de refuerzo en el desarrollo de las picaduras de corrosión. En el caso de las muestras coladas las diferencias encontradas son poco significativas. Sin embargo se observa una notable influencia en el caso de las muestras extruidas, Figuras 5e, 5f y 5g. El aumento del contenido de refuerzo disminuye tanto la cantidad de picaduras en los compuestos como el tamaño de las mismas.

4. CONCLUSIONES

• En los compuestos colados la mayor cantidad de partículas intermetálicas precipitadas, proporciona una ligera mejora en los valores de E_{corr} y E_{pic} a la vez que una menor estabilidad en las capas pasivas formadas con relación a los compuestos extruidos.

• La presencia del refuerzo desplaza anódicamente en todos los compuestos el E_{corr}.

• El E_{pic} apenas varía con el refuerzo (TiB₂) y su contenido en los compuestos colados; para los extruidos, hay una ligera mejora con el aumento de su contenido.

• Se observan picaduras redondeadas, profundas y amplias en los compuestos extruidos frente a las ramificadas y superficiales encontradas en los compuestos colados.

• La presencia del refuerzo en los compuestos colados apenas modifica la morfología de las picaduras; en el caso de los compuestos extruidos, el aumento del contenido de refuerzo disminuye tanto su cantidad como su tamaño.

REFERENCIAS

BURNBULL, A. (1987). *British Corr.* 42(2), pp. 101-103. GOLLEDGE, S.L., DOW, T. and MCINTYRE, J.F. (1989). 34th Int. Sampe Symp.

BURNBULL, A. (1992). Br. Corros. J. 27, PP. 27.

PACIEJ, R.C. and AGARWALA, S.C. (1988). Corrosion 44 (10), pp. 680.

TRZASKOMA, P.P. (1990). Corrosion 46, 5, pp. 402.

BUSQUETS, D., MARTÍNEZ, N., VALERO, N., SALVADOR, M.D. y AMIGÓ V. (2002). *PMS2002, 25-25 Junio 2002,* pp. 243-253, Gandía, Valencia.

SALVADOR, M.D., MARTÍNEZ, N., IBARS, J.R. y RUIZ, J.M. (2001). *Euromat, 10-14 Julio, 2001*, ponencia 652, Rimini, Italia.

A. Weck, C. González, J. LLorca

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, España

RESUMEN

La búsqueda de materiales con mejores propiedades específicas ha llevado a reforzar aleaciones metálicas ligeras con fibras cerámicas. En este campo, las aleaciones de Ti reforzadas con monofilamentos de SiC son los materiales compuestos con mejor rigidez y resistencia mecánica específica a temperaturas intermedias. Sin embargo, la reducción en su tenacidad de fractura debido a las fibras cerámicas constituye una seria limitación cara a su aplicación en elementos estructurales de responsabilidad.

1. INTRODUCCIÓN

El refuerzo de matrices metálicas con fibras cerámicas permite mejorar notablemente las propiedades específicas (rigidez y resistencia mecánica) de la matriz así como su resistencia a la fluencia. El precio a pagar es una importante reducción en la ductilidad y en la tenacidad de fractura, que generan una mayor sensibilidad a la presencia de defectos, Conell *et al.* (1994). En consecuencia el análisis de los mecanismos de rotura y el desarrollo de modelos de fractura tiene un gran interés en estos materiales para poder establecer cuáles son los parámetros que más influyen en su tolerancia al daño. En este trabajo se presenta un detallado estudio de la fractura de una matiz Ti-6Al-4V reforzada con fibras de SiC. El análisis experimental del comportamiento en fractura se completa con el desarrollo de un modelo numérico de fractura cohesiva que permite simular con precisión los resultados experimentales.

2. MATERIAL

El material utilizado en este estudio es una aleación de Ti-6Al-4V reforzada unidireccionalmente con un 35% en volumen de fibras de SiC Sigma 1140+. Las fibras se fabricaron en DERA(UK) mediante la deposición de β -SiC a partir de un precursor gaseoso sobre un núcleo inicial de wolframio y se recubrieron posteriormente con una capa de carbono de unas 4 micras de espesor. El diámetro final de las fibras alcanzó unas 107 µm. Las placas del material compuesto también fueron fabricadas por DERA mediante la consolidación en caliente a 940 °C y 30 MPa de presión de capas alternas de la aleación Ti-6Al-4V y de fibras Sigma 1140+. El resultado final fue un material compuesto formado

por 8 capas de fibras con un espesor de 1.35 mm. La Figura 1(a) muestra una sección representativa de la placa de material compuesto. Las fibras están distribuidas siguiendo una red hexagonal imperfecta siendo su separación media de unas 167 µm.



Fig. 1 – (a) Micrografía electrónica de barrido de la sección transversal del material compuesto Ti/SiC_f. (b) Geometría de las probetas de fractura.

3. COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DEL MATERIAL

3.1 Ensayos mecánicos

Se realizaron ensayos 6 de fractura por flexión en tres puntos sobre probetas paralelepipédas de D=8 mm de canto, S=32 mm de luz y t=1.35 mm de espesor respectivamente, Figura 1(b). Se introdujeron entallas en la sección central de las probetas mediante un hilo de diamante y el diámetro en el fondo de la entalla fue aproximadamente 150 μ m. La entalla se dispuso perpendicularmente a la orientación de las fibras y su profundidad a₀ estaba comprendida entre 0.2D y 0.35D.

Las probetas se ensayaron a temperatura ambiente en una máquina de ensayos electromecánica Instron a una velocidad constante de desplazamiento del actuador de 0.05 mm/min. Durante los ensayos se midió la carga, P, mediante una célula de carga, el desplazamiento del punto de aplicación de la carga, δ , mediante un LVDT y la apertura de la boca de la entalla, CMOD, mediante un extensómetro resistivo convencional. Durante los ensayos, se obtuvieron imágenes de la zona en proceso de fractura mediante un microscopio de larga distancia focal Questar que estaba acoplado a una cámara y a un magnetoscopio.

La energía de fractura de cada ensayo, G_F , se determinó a partir de la energía consumida en los ensayos de flexión y de la sección del ligamento de la probeta entallada de acuerdo con

$$G_{\rm F} = \frac{\int P d\delta}{t(D - a_0)} \tag{1}$$

La tenacidad de fractura aparente, K_{Q} , se determinó a partir de la carga máxima P_{max} registrada en cada ensayo suponiendo válidas las hipótesis de la mecánica de la fractura elástica y lineal. En estas condiciones, K_{Q} viene expresada por



Fig. 2 – (a) y (b) Micrografías ópticas de la zona en proceso de fractura antes y después de alcanzarse la carga máxima. (b) Micrografía de MEB de la zona de fractura donde se observa que las fibras cosen la fisura.

$$K_{Q}(a_{0}) = \frac{P_{max}}{t\sqrt{D}} F(\frac{a_{0}}{D})$$
(2)

donde $F(a_0/D)$ es un factor adimensional que depende de la geometría de la probeta, Tada *et al* (1985). Los valores medios (y su desviación) de la energía de fractura y de la tenacidad de fractura aparente para los distintos ensayos realizados se han recogido en la Tabla 1.

| $G_{\rm F}({\rm kJ/m^2})$ | K_Q (MPa \sqrt{m}) |
|---------------------------|-------------------------|
| 83±5 | 81±6 |

Tabla 1 – Energía y tenacidad de fractura aparente del material compuesto Ti/SiC_f.

3.2 Mecanismos de fractura

El análisis de la zona próxima a la entalla mediante el microscopio de larga distancia focal y las micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (JEOL 6300) mostraron la naturaleza de los mecanismos de fractura de este tipo de materiales. Previamente a cada ensayo se pulió una de las caras de la probeta mediante lijas de SiC de 500 grit y paños sucesivos de diamante hasta un acabado de 1 µm. Además, algunas de las probetas llevaban dibujadas retículas cuadradas orientadas en dirección paralela y perpendicular a la entalla que sirvieron para medir la propagación de la grieta y la extensión de la zona en proceso de fractura. Estas retículas se fabricaron a partir de rejillas cuadradas de cobre de 52 µm de lado y 8 µm de espesor (T400-Cu Gilder) sobre las que se

depositó una fina capa de Au-Pd que dejó sobre la probeta el negativo de la rejilla de cobre.

Las Figuras 2a y b muestra varias micrografías ópticas correspondientes a una de estas probetas. La respuesta de la probeta es inicialmente elástica y lineal hasta alcanzar una carga aproximada del 75% de la carga máxima. A partir de esa carga el material se comportó de manera no lineal y apareció una zona plástica junto al extremo de la entalla que creció establemente hasta nuclear una grieta macroscópica en la matriz de titanio. Esta grieta creció progresivamente hasta ocasionar la rotura de la probeta. Un análisis posterior de las superfices de fractura en el microscopio electrónico de barrido permitió observar que las fibras estaban rotas según planos que muchas veces no coincidieron con la superficie de fractura alcanzando longitudes de extracción o "pull-out" de varios diámetros, Figura 2c.



Fig. 3 – (a) Representación esquemática de la zona plástica cerca de una entalla. (b) Modelo de fisuración cohesiva.

4. MODELIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA

4.1 Fundamento teórico

El comportamiento en fractura del material compuesto se simuló mediante el modelo de la fisura cohesiva desarrollado por Dugdale (1969) para estudiar el comportamiento en fractura de materiales dúctiles de pequeño espesor. La fractura de estos materiales se produce por la formación y propagación de una fisura en la zona plástica desarrollada por la presencia de una entalla, Figura 3a. Este fenómeno se puede modelizar considerando que la raiz de la zona plástica es también la raiz de una fisura ficticia cuyos labios transmiten tensiones de acuerdo con una función característica del material, Figura 3b. Esta función relaciona las tensiones transmitidas, σ , con la apertura de los labios de la fisura, w. El área bajo la curva σ -w es precisamente la energía de fractura G_F y corresponde con el trabajo necesario para crear una unidad de area de grieta según

$$G_{F} = \int_{0}^{W_{C}} \sigma(w) dw$$
 (3)

siendo w_c la apertura crítica para la cual la fisura deja de transmitir tensiones y coincide con el punto donde empieza una fisura real. La curva σ -w empleada en este trabajo se obtuvo a partir de consideraciones micromecánicas. La tensión transmitida por los labios de la fisura se determinó sumando las contribuciones de las fibras y de la matriz promediadas volumétricamente según la siguiente expresión

$$\sigma(w) = f\sigma_f(w) + (1 - f)\sigma_m(w)$$
(4)

donde $\sigma_f(w)$ y $\sigma_m(w)$ son las tensiones transmitidas por las fibras y la matriz, respectivamente, y f la fracción volumétrica de fibras. La contribución de las fibras, $\sigma_f(w)$, se obtuvo a partir del modelo de Thouless y Evans (1988). Este modelo, tradicionalmente aplicado al estudio de la fractura de materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras, se sustenta en varias hipótesis. En primer lugar, la energía de decohesión entre las fibras y la matriz es pequeña y se puede suponer que éstas deslizan con respecto a la matriz con una tensión de rozamiento constante igual a τ . En segundo lugar, la resistencia mecánica de las fibras obedece a una distribución estadística de Weibull definida por la resistencia característica, Σ , y el módulo de Weibull, m. La expresión matemática de la función $\sigma_f(w)$ viene expresada por

$$\frac{\sigma_{f}(w)}{\Sigma f} = \left\{ \Phi^{\frac{1}{m+1}} e^{-\Phi} + \frac{1 - e^{-\Phi}}{(1 + \xi)(1 + m)} \left[\gamma - \frac{\Sigma(m+1)w}{2E_{f}\upsilon} \right] \right\} \text{ si } w \le w_{cf} \quad (5)$$
$$\frac{\sigma_{f}(w)}{\Sigma f} = 0 \text{ si } w > w_{cf}$$

con

$$\upsilon = \frac{\Sigma^2 R}{2\tau E_f (1+\xi)} , \Phi = \left[\frac{w}{\upsilon}\right]^{\frac{m+1}{2}} y \xi = \frac{E_f f}{E_m (1-f)}$$

siendo γ la función gamma incompleta, $E_f y E_m$ los módulos elásticos de las fibras y matriz respectivamente, R el radio de las fibras y w_{cf} la apertura crítica de la fisura a partir de la cual las fibras dejan de transmitir tensiones.

La aportación de la deformación de la matriz a la curva de ablandamiento, $\sigma_m(w)$, se modelizó suponiendo que su comportamiento responde al de un sólido rigido plástico que no endurece por deformación y, por tanto,

$$\sigma_{m}(w) = \sigma_{my} \text{ si } w \le w_{cm}$$

$$\sigma_{m}(w) = 0 \text{ si } w \le w_{cm}$$
(6)

donde w_{cm} es la apertura crítica a partir de la cual se observa la formación de una grieta en la matriz.

4.2 Parámetros de la ley cohesiva

La aplicación de la ley cohesiva presentada en el apartado anterior requiere una extensiva caracterización micromecánica de las fibras, la matriz y de la intercara entre ambas. El estudio detallado de este trabajo se puede encontrar en González y Llorca (2001). Un resumen de los principales resultados obtenidos se presenta a continuación.

El comportamiento mecánico de las fibras Sigma 1140+ a temperatura ambiente se midió a partir de ensayos de tracción. Se extrajeron varias fibras de la matriz de Ti-6Al-4V disolviendo ésta con HF y los resultados obtenidos mostraron que el módulo elástico de estas fibras fue de E_f=330 GPa y que los parámetros de Weibull de la distribución estadística de la resistencia mecánica fueron Σ =2.81 GPa y m=10.8 obtenidos para una longitud de ensayo de 25.4 mm. De acuerdo con estos resultados, la ecuación (5) predice una apertura crítica w_{cf}=77 µm. La aleación Ti-6Al-4V es, en la actualidad, una de las aleaciones de Ti de uso más extendido, y sus propiedades mecánicas están bien documentadas en la literatura siendo el módulo de elasticidad E_m=110 GPa y el límite elástico σ_{my} =900 MPa. Un análisis detallado de las imágenes de la zona de fractura obtenidas con el microscopio de larga distancia focal (Figura 2) reveló que la apertura crítica de la fisura que produjo la fractura de la matriz de titanio fue w_{cm}≈100 µm. La tensión de rozamiento en la intercara τ se midió mediante ensayos de extracción de fibras ("push-out"). Se cortaron láminas de pequeño espesor con las fibras orientadas perpendicularmente al plano de corte y se extrajeron del material compuesto mediante la aplicación de una carga con ayuda de un punzón de pequeño tamaño. La tensión de rozamiento en la intercara medida en estos ensavos fue τ =70 MPa.

La Figura 4 muestra la ley cohesiva que se obtuvo a partir de las ecuaciones (4), (5) y (6) y de los parámetros microestructurales comentados más arriba. Inicialmente las tensiones transmitidas por los labios de la fisura se incrementan con la apertura de ésta debido a la deformación elástica de las fibras. Sin embargo algunas de las fibras comienzan a fallar a medida que esta apertura aumenta y la curva cohesiva alcanza un máximo para decrecer rápidamente como consecuencia del alto módulo de Weibull de las fibras. El valor la tensión máxima coincide aproximadamente con la resistencia a tracción del material compuesto, González y Llorca (2001). Finalmente, la curva cohesiva decrece lentamente una vez rotas todas las fibras y las únicas contribuciones provienen de la deformación plástica de la matriz de Ti y del trabajo de extracción de las fibras rotas. El área encerrada bajo la curva σ -w obtenida a partir del modelo micromecánico resultó igual a 80 kJ/m2 que es, esencialmente, idéntica a la energía de fractura medida experimentalmente.

4.3 Resultados numéricos

El modelo teórico descrito anteriormente se utilizó para predecir el comportamiento en fractura de las probetas entalladas que se mostraron en el apartado 3.1. Se discretizó por elementos finitos la mitad de una probeta de flexión con entalla, Figura 1. La fisura cohesiva se simuló añadiendo una fila de elementos de tipo muelle orientados perpendicularmente al plano de la fisura y cuya ecuación constitutiva respondió ecuación (4) que se ha representado en la Figura 4. El resto de la probeta se discretizó mediante elmentos isoparamétricos de 4 nodos en tensión plana. La ecuación constitutiva correspondiente a estos elementos respondió a la de un sólido elástico, lineal e isótropo cuyo módulo de Young y su coeficiente de Poisson fueron los del material compuesto E=180 GPa y v=0.3, respectivamente. Los cálculos se llevaron a cabo con el programa de elementos finitos Abaqus (1999).



Fig. 4 – Tensiones transmitidas por los labios de la fisura en el material Ti/SiC_f.

La curva P-CMOD obtenida numéricamente están en muy buena consonancia con los resultados experimentales tal y como muestra la Figura 5a. El ajuste se produce no sólo en cuanto a la carga máxima sino también en cuanto a la evolución de la fisuración. De acuerdo con los resultados mostrados, la tenacidad aparente teórica obtenida con la carga máxima y la la expresión (2) es de $K_Q=83$ MPa \sqrt{m} valor que difiere muy poco del valor medio obtenido experimentalmente. La Figura 5b muestra la evolución de la zona en proceso de fractura obtenida a partir de las imágenes mostradas en la Figura 2 y su comparación con los resultados numéricos. La concordancia vuelve a ser buena especialmente cuando la fisura ha evolucionado y los efectos asociados al radio de la entalla dejan de tener influencia.

5. CONCLUSIONES Y COMENTARIOS

Se ha utilizado un modelo de fractura cohesivo para estudiar el comportamiento en fractura de una aleación de Ti-6Al-4V reforzada con un 35% en volumen de fibras de SiC Sigma 1140+. El éxito de la modelización depende en gran parte de la adecuada estimación de la relación entre las tensiones cohesivas y los desplazamientos entre los labios de la fisura. En este caso, se estimó esta ley cohesiva desde un punto de vista micromecánico a partir de las aportaciones debidas a la deformación de las fibras y de la matriz. Los parámetros microestructurales del modelo (resistencia de las fibras, tensión de rozamiento y el límite elástico de la matriz) fueron medidos experimentalmente o bien estimados a partir de datos existentes en la literatura.



Fig. 5 – (a) Curvas P-CMOD correspondientes al ensayo de fractura de una probeta entallada con $a_0/D=0.35$. (b) Evolución de la zona en proceso de fractura.

REFERENCIAS

ABAQUS/Standard User's Manual. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc, Pawtucket, RI (1999).

CONELL, S.J., ZOK, F.W., DU, Z.Z. Y SUO, Z. (1994). On the tensile properties of a fiber reinforced titanium matrix composite-II. Influence of notches and holes. *Acta Metallurgica* 42(10), pp. 3451-3461.

DUGDALE, D.S., (1960). Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8, pp. 100-108.

GONZALEZ, C. y LLORCA, J. (2001). Micromechanical modelling of deformation and failure in Ti-6Al-4V/SiC composites. *Acta Materialia* 49, pp. 3505-3519.

TADA, H., PARIS, P. E IRWIN, G. (1985). The Stress Análisis of Cracks Handbook, *Del Research Corp*.

THOULESS, M.D. y EVANS, A.G. (1988). Effects of pull-out on the mechanical properties of ceramic-matrix composites. *Acta Metallurgica* 36(3), pp. 517-522.

GONZALEZ, C. y LLORCA, J. (2001). Micromechanical modelling of deformation and failure in Ti-6Al-4V/SiC composites. *Acta Materialia* 49, pp. 3505-3519.

Efecto de la protección del refuerzo en el comportamiento a corrosión en ambientes húmedos de materiales compuestos AA6061/SiC/20p

A. Pardo, M. C. Merino, F. Viejo

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Complutense de Madrid, España S. Merino

Departamento de Tecnología Industrial, Universidad Alfonso X El Sabio, Madrid, España A. Ureña, M. Campo

Departamento de Tecnologías Química, Ambiental y de los Materiales, Universidad Rey Juan Carlos, Madrid, España

RESUMEN

Se ha realizado un estudio de la influencia del empleo de recubrimientos activos de SiO₂ sobre las partículas reforzantes de SiC, en la resistencia a la corrosión en ambientes de elevada humedad relativa, del material compuesto AA6061/SiC/20p. Se utilizó la técnica sol-gel para la realización de los recubrimientos de las partículas de refuerzo estudiando la influencia que las variables de fabricación tienen en la resistencia a la corrosión en el medio ensayado. Los materiales fueron expuestos a una atmósfera con elevada humedad relativa (98%) mediante ensayos simulados en cámara climática. El estudio cinético se realizó mediante medidas gravimétricas. Se ha estudiado la naturaleza de los productos de corrosión en función de las variables empleadas en el proceso de fabricación, y de la presencia o no de recubrimientos activos, por difracción de rayos X de incidencia rasante y mediante microscopía electrónica de barrido. El proceso de corrosión está influenciado por las variables que afectan al proceso de fabricación. El producto de corrosión es básicamente Al₂O₃·3H₂O. El grado de degradación aumenta ligeramente con el empleo de recubrimientos activos de SiO₂, actuando las intercaras matriz/SiCp como centros de nucleación preferente durante el proceso de corrosión. En todo caso, el proceso de corrosión es de baja intensidad y el empleo de recubrimientos activos puede estar justificado siempre y cuando se mejoren las propiedades mecánicas del material compuesto.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas cerámicas se utilizan en aplicaciones tales como la industria automovilística y aeroespacial (Rohatgi, 1991; Fujine, 1993; Akbulut, 1997; Coleto, 2000), debido a su elevada resistencia

específica, resistencia al desgaste y a elevadas temperaturas (Kipouros, 1995; Clark, 1996; Krishna, 2000). Sin embargo, dentro del proceso de fabricación, la introducción de partículas de refuerzo favorece la formación de productos secundarios perjudiciales (Arroyave, 1994), e impiden una buena mojabilidad entre la partícula y el metal base y, por tanto, una óptima transferencia de carga. En la actualidad se ha mostrado especial interés en la aplicación de recubrimientos activos de distinta naturaleza (Barrau, 1994; Dorner, 1999), con el fin de evitar este tipo de fenómenos y mejorar la unión refuerzo-matriz. Sin embargo, la presencia del refuerzo, como del recubrimiento aplicado puede alterar el comportamiento frente a la corrosión de estos materiales (Davidson, 2000). En condiciones de altos niveles de humedad, se puede provocar la fractura de la película natural de óxido protectora, por nucleación y crecimiento de productos de corrosión hidratados (Tipton, 1987).

El objetivo de este trabajo es el estudio de la influencia del empleo de recubrimientos activos de SiO₂ sobre las partículas reforzantes de SiC y las variables de fabricación, en la resistencia a la corrosión, de materiales compuestos AA6061/SiC/20p, cuando se exponen a una atmósfera con un 98% de humedad relativa y 50°C de temperatura, mediante ensayos simulados en cámara climática.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Recubrimiento por sol-gel

El sol de SiO₂ fue preparado utilizando tetraetoxisilano (TEOS) como precursor, etanol absoluto como disolvente y agua acidulada, usando HCl como catalizador (tratamiento 01) La concentración de sol fue de 204 g/l, la relación molar H₂O/TEOS de 5 y la de ETOH/TEOS de 11. Las partículas fueron añadidas a una disolución de TEOS en etanol. El agua acidulada (disolución 0,1 M de ácido) fue adicionada gota a gota sobre la mezcla. El sol obtenido se mantuvo en agitación durante 2 h. a temperatura ambiente. Después, las partículas recubiertas fueron filtradas a vacío y lavadas con etanol. La fase final del recubrimiento consiste en el tratamiento de las partículas recubiertas con gel para formar la barrera activa de SiO₂ sobre ellas. El proceso empleado consta de dos etapas. La primera consiste en el secado en el intervalo de temperatura 100-120°C, eliminando los restos de etanol y agua por evaporación. La segunda etapa consiste en el tratamiento de sinterización a 500°C durante 1 h. en horno con atmósfera controlada, con el fin de eliminar subproductos orgánicos y consolidar el enlace entre el recubrimiento y la partícula. Con este procedimiento se obtiene un recubrimiento de sílice homogénea, uniforme y transparente.

2.2 Caracterización del recubrimiento

Las partículas de SiC usadas en esta investigación fueron proporcionadas por Navarro S.A. Estas partículas tienen una estructura α -SiC 6H, un diámetro de 26,2 μ m y un área

superficial de $0,2 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$. Las partículas protegidas con el recubrimiento sol-gel fueron caracterizadas por microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X.

La figura 1a muestra la morfología de las partículas de SiC en estado de recepción. Presentan formas irregulares con relaciones de forma entre 1:2 y 1:5, con aristas agudas, y superficies rugosas presentando finos embebidos y los planos de fractura típicos de la rotura de materiales cerámicos. La figura 1b muestra la morfología de las mismas partículas recubiertas con sílice después del proceso de sol-gel. La presencia de superficies más lisas, aristas más redondeadas y planos de fractura menos marcados, sugieren la presencia de un recubrimiento homogéneo y uniforme. Se observa que la capa de sílice recubre uniformemente la totalidad de la superficie, incluso las zonas de difícil acceso. Por medida transversal del espesor de la capa fracturada se midió el espesor de la capa de recubrimiento, que fue aproximadamente de 0,7 µm para las condiciones de fabricación empleadas.



Fig. 1 - Estado superficial de las partículas: a) Sin tratamiento; b) Recubiertas

La microestructura del recubrimiento se estudió por difracción de rayos X (figura 2), observándose un pico muy ancho centrado en 22º típico del vidrio de sílice microcristalino que se obtiene en el recubrimiento por sol-gel.

2.3 Fabricación de los materiales compuestos

Los materiales compuestos se prepararon por fusión a vacío de pastillas de 1 g obtenidas por compactación en frío de una mezcla homogénea de polvos de la aleación AA6061 y un 20% de SiCp. Se utilizaron refuerzos tanto recubiertos como sin recubrir. La composición de los polvos es 95,5%Al1,47%O1,23%Mg0,941%Cu0,387%Cr0,0623%Fe0,00568%Zn.

Los ensayos de fusión se realizaron colocando las muestras en un crisol de alúmina en el centro de un horno tubular al que se acopló una bomba de vacío. El ciclo de fusión consta de una etapa de calentamiento de 30 min hasta alcanzar la temperatura de fusión y mantenimiento de las muestras durante el tiempo seleccionado. Se ensayaron temperaturas de fusión entre 800 y 900°C y la presión de vacío fue del orden de 10⁻⁴-10⁻⁵ Pa. La tabla 1 indica las condiciones de fabricación de los materiales ensayados.



Fig. 2 - Difractograma de rayos X de las partículas recubiertas

Para la realización de los ensayos de corrosión se usaron muestras de los materiales fabricados en distintas condiciones con un área exposición de 3 cm². Las superficies de las muestras fueron preparadas por desbaste hasta papel 600 usando agua como lubricante. Posteriormente se lavaron con acetona, se secaron, se pesaron. Los ensayos se llevaron a cabo en una cámara climática con 98%HR y 50°C. Al final de cada medida las muestras se lavaron, secaron y pesaron de nuevo.

| Muestra | Aleación | Partículas SiC | Temperatura (°C) | Tiempo (min) |
|----------------|----------|----------------|------------------|--------------|
| MC6-01-800-30 | 6061 | recubiertas | 800 | 30 |
| MC6-Ini-800-30 | 6061 | recepción | 800 | 30 |
| MC6-01-800-1h | 6061 | recubiertas | 800 | 60 |
| MC6-Ini-800-1h | 6061 | recepción | 800 | 60 |
| MC6-01-900-1h | 6061 | recubiertas | 900 | 60 |
| MC6-Ini-900-1h | 6061 | recepción | 900 | 60 |

Tabla 1 - Condiciones de fabricación de los materiales ensayados

Se empleó la microscopía electrónica de barrido para el estudio de la morfología de los productos de corrosión formados sobre la superficie del material. Se utilizaron estudios de DRX de ángulo rasante para la identificación de los productos de corrosión.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 3 muestra la variación del aumento de masa con el tiempo de exposición de los materiales expuestos a la acción de una atmósfera del 98%HR y 50°C. Todos los materiales presentan cinéticas parabólicas que se asocian a la nucleación y crecimiento de una capa de productos de corrosión que presenta un carácter protector durante los 80 días de duración de los ensayos. Globalmente las muestras preparadas a 800°C presentan mejor comportamiento. Las muestras con tratamiento 01 (SiCp recubierto con SiO₂) presentan el mejor comportamiento a 800°C y 30 minutos, mientras que las muestras preparadas a partir del material sin recubrir (muestras *Ini*) necesita para alcanzar su óptimo 1 h. Las muestras sin el tratamiento sol-gel presentan un mayor grado de protección, con la excepción

comentada anteriormente. Sin embargo, se debe comentar que el grado de degradación que presentan todos estos materiales no es excesivamente alto.



Fig. 3 - Variación de la ganancia en masa con el tiempo de los materiales ensayados en atmósfera de 98% HR y 50°C

La figura 4 muestra la morfología de algunos materiales, cuando están expuesto a la atmósfera de 98%HR y 50°C. Se observa que el material con partículas recubiertas por solgel y fundido a 800°C durante 30 min, prácticamente no presenta signos de ataque (fig.4a). Cuando el material se fabrica con el mismo tratamiento a mayor tiempo o mayor temperatura los materiales presentan signos incipientes de degradación (fig. 4b), mostrándose, para el caso del material preparado a 900°C durante 1 hora, inicio de agrietamiento de la capa de productos oxidados. Quizá a tiempos más largos, el agrietamiento de la capa de productos de corrosión favorezca la penetración tanto de la humedad como del oxígeno provocando una nueva capa de productos oxidados en la intercara interior en contacto con el metal desnudo y, pueda producirse el desprendimiento de la capa superficial debido al crecimiento de la capa oxidada interior. Estos ciclos de crecimiento/desprendimiento de capas de productos de corrosión, son típicos de estos procesos, aunque en el caso que nos ocupa y después de 80 días de exposición al agente agresivo, cabe pensar que en todo caso este fenómeno será de baja intensidad. Los materiales preparados sin recubrimiento de partículas presentan también signos de degradación, que es más significativo también con el aumento del tiempo y la temperatura de moldeo (fig 4c y 4d).

La Figura 5 muestra el estudio de la morfología y naturaleza de la capa de productos de corrosión formada sobre la superficie. La capa de corrosión crece con una forma porosa a partir de la matriz rica en aluminio, sin embargo sobre las partículas de SiC no se detectan productos de corrosión. El estudio de los mapping de rayos X muestran que los productos formados sobre la superficie son básicamente óxidos de aluminio.



Fig. 4 - Morfología de la capa de corrosión para los materiales ensayados: a) MC6-01-800-30, b) MC6-01-900-1h, c) MC6-Ini-800-1h, d) MC6-Ini-900-1h



Fig. 5 - a) Morfología de la capa de corrosión para el material MC6-Ini-800-30, b) Imagen de RX de Al, c) Imagen de RX de Si d) Imagen de RX de O.

La Figura 6 muestra el perfil de composición realizado sobre una muestra cuyas partículas reforzantes han sido recubiertas por sol-gel. No se detectan restos de SiO_2 en la intercara matriz/refuerzo, probablemente el SiO_2 ha reaccionado tanto con la matriz como con el refuerzo mejorando la unión entre ambos, siendo los productos a través de la intercara SiC y óxido de aluminio.



Fig. 6 - a) Morfología de la capa de corrosión para el material MC6-01-900-1h, b) Profile-line de Si y C (parte derecha) y Al y O (parte izquierda)

Para estudiar la naturaleza de la capa de productos de corrosión que se origina sobre la superficie de los materiales, se realizó un estudio por difracción de rayos X de incidencia rasante. En la Figura 7, a modo de ejemplo y en el material más degradado, se muestra que básicamente el producto de corrosión es β -Al₂O₃·3H₂O con alto grado de porosidad.



Fig.7 - Difractograma de RX de incidencia rasante para el material MC6-01-900-1h

4. CONCLUSIONES

1.- Todos los materiales ensayados presentan una alta resistencia a la corrosión cuando operan en contacto con atmósferas con un 98%HR y 50°C. La protección del refuerzo mediante recubrimiento con SiO_2 realizado por la técnica sol-gel, no afecta significativamente al proceso de corrosión.

2.- Si la utilización del recubrimiento de sílice mejora el contacto matriz/refuerzo, mejorando sus propiedades mecánicas, estaría justificado su empleo, ya que las variaciones en su comportamiento en condiciones de humedad extrema es bueno.

3.- Es posible que a mayores tiempos de exposición de lugar a ciclos crecimiento/desprendimiento de los productos oxidados. En todo caso, de producirse este fenómeno, sería de baja intensidad.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología (MICYT) proyecto MAT2000-1646-C02-01 y 02

REFERENCIAS

ROHATGI, P. (1991). *JOM* 43, pp. 10.
FUJINE, M., KENEKO, T., OKIJIMA, J. (1993). *Adv.Mater.Process* 143, pp. 20.
AKBULUT, H., DURMAN, M., YILMAZ, F. (1997). *Scripta Mater.* 36, pp. 835.
COLETO, J., GOÑI, J., MITXELENA, I. (2000). *Mater.Sci.Tech.Ser.* 16, pp. 743.
KIPOUROS, G.J., LESUER, D.R. (1995). *J.Met.* 47, pp.17.
CLARK, J.P., ISAACS, J.A., MANGIN, C.G.E. (1996). *J.Met.* 48, pp. 49.
KRISHNA, K., RAMESH, A., SEAH, K.H.W., SHARMA, S.C. (2000). *J.Alloy.Compd.* 306, pp. 270.
ARROYAVE, C. (1994). *Rev.Metal.Madrid* 30, pp. 365.
BARRAU, P.T., SUERY, M. (1994). *Mater.Sci.Tech.* 10, pp. 497.
DORNER, A., WIELAGE, B. (1999). *Compos.Sci.Tech.* 59, pp. 1239.
DAVIDSON, A.M., REGENER, D. (2000). *Compos.Sci.Tech.* 60, pp. 865.
TIPTON, N.B. (1987). Corrosion. *Metals Handbook*, Vol. 13, 9th Edition. ASM International. Metals Park, OH, pp. 859

Caracterización de un material con función gradiente (MFG)

M. A. Rodríguez

Área de Cristalografía y Mineralogía. Universidad de Extremadura, Badajoz, España **F. Rubio, J. Rubio**

Departamento de Métodos Físico-Químicos. Instituto Cerámica y Vidrio (CSIC). Madrid, España

A. Murciego, J. Labrador, A. Rosado

Área de Cristalografía y Mineralogía. Universidad de Extremadura, Badajoz, España **M. Suárez**

Área de Cristalografía y Mineralogía. Universidad de Salamanca, Salamanca, España

RESUMEN

En este trabajo se ha preparado un material con función gradiente (MFG) utilizando una resina de poliéster y partículas de granito obtenidas de los lodos de decantación y de la zona de escombrera de una planta transformadora de esta roca. La composición mineralógica determinada por Difracción de Rayos X (DRX) mostró como constituyentes principales; cuarzo, feldespatos (fundamentalmente plagioclasas) y filosilicatos (micas y algo de caolinita). La proporción de micas se incrementa en las fracciones de mayor tamaño.

El volumen de partículas de granito dispersas en la matriz de poliéster varía gradualmente debido a la diferencia de densidades de los distintos tamaños de partícula utilizados, de tal forma que las partículas más gruesas (500 μ – 2mm) se acumulan en el fondo de la plaqueta obtenida, mientras que la resina de poliéster lo hace en la parte superior del material obtenido.

La caracterización mecánica de dicho material muestra un aumento de la resistencia en la dirección en la que aumenta el volumen de partículas.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales con función gradiente (MFG) son básicamente materiales compuestos microscópicamente anisótropos pero, a diferencia de los composites convencionales, éstos no son homogéneos a escala macroscópica, sino que poseen una estructura en la que la composición varía gradualmente a lo largo de su volumen, y por lo tanto, sus propiedades (dureza, conductividad térmica, constante dieléctrica, etc.). Por ejemplo, las tensiones

térmicas se reducen en gran medida, pues la deformación producida por la expansión térmica se ve amortiguada a lo largo de las diferentes composiciones. El concepto de MFG surgió ante la necesidad de obtener barreras térmicas para los sistemas aeroespaciales (Okamura, 1991) y hoy día se han extendido a otras aplicaciones (Maruno, 1999, Ban, 1999). Estos materiales tienen gran importancia tal y como ha demostrado Hirai (Hirai, 1990, 1993). El gradiente composicional puede conseguirse por superposición de capas (Jang, 1999, Wong, 2002), o de forma continua (Cardoso, 2002; Parameswuaran, 2000).

En este trabajo se ha utilizado una técnica simple y barata para preparar un material compuesto con función gradiente utilizando una resina de poliéster y partículas de granito.

2. PREPARACIÓN Y CARACTERIZACIÓN

Para la preparación del material compuesto que se ha obtenido en este trabajo se han utilizado partículas de granito, cedidas por la empresa Transformados de Granitos Extremeños, S.L. La caracterización química y mineralógica se realizó mediante análisis químico y Difracción de Rayos X. Como matriz se utilizó una resina de poliéster a la que se añadieron las cantidades recomendadas de catalizador y endurecedor. Se prepararon muestras a las que se adicionaron de 30 a 60 % de partículas de granito de tamaños comprendidos entre 2 mm y 50µm. La nomenclatura para las distintas fracciones utilizadas fueron: 2mm-500µm (P1), de 500-200µm (P2), de 200-100µm (P3) e inferior a 100µm (L1). Para asegurar la completa impregnación de las partículas de granito en la resina de poliéster, el proceso de mezclado se realizó lenta y cuidadosamente. El MFG se preparó modificando de forma continuada la cantidad de partículas a lo largo de una dimensión.

Una vez preparada la mezcla se derramó en un molde de dimensiones 150x 80x 15 mm. Debido al peso de las partículas éstas sedimentan por difusión consiguiendo un gradiente continuo.

Las probetas se caracterizaron mecánica (flexión) y morfológicamente (MEB). El módulo de fue determinado mediante resonancia ultrasónica (GrindoSonic).

3. **RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

La caracterización mineralógica de los lodos, realizada mediante Difracción de Rayos X (DRX), mostró como constituyentes principales el cuarzo, feldespatos (fundamentalmente plagioclasas) y filosilicatos (micas y algo de caolinita), observándose un incremento de la proporción de micas en las fracciones de mayor tamaño. Dada la homogeneidad mineralógica de las distintas muestras estudiadas, se presentan únicamente un difractograma (figura 1) correspondiente a la fracción de mayor tamaño (2 mm-500µm).


Fig. 1 - Difractograma de RX de una muestra de granito (fracción >2 mm)

En las curvas de tensión-deformación registradas durante el ensayo de flexión (figura 2) se evidencia un comportamiento prácticamente lineal y elástico, con baja o nula deformación y rotura frágil, no pudiendo observar la influencia del tamaño de las partículas empleadas como carga.



Fig. 2 - Curvas tensión – deformación en ensayos de flexión de poliéster reforzado con partículas de granito.

Sin embargo, la cantidad de carga añadida así como el tamaño de partícula empleado influyen de manera contraria en el comportamiento mecánico de los materiales obtenidos, observándose que a medida que aumenta el porcentaje de partículas, la resistencia mecánica disminuye (figura 3) y se incrementa al disminuir el tamaño de las mismas.



Fig. 3 - Variación del módulo de rotura de las muestras estudiadas con el porcentaje de carga añadida.

Los valores del módulo de elasticidad determinados a partir de las curvas de tensióndeformación (figura 4) así como los determinados mediante resonancia ultrasónica (figura 5), coincidieron en demostrar que cuanto mayor es la cantidad de partículas añadidas al material y cuanto menor es el tamaño de las mismas, mayor es el módulo de Young.



Fig. 4 - Variación del módulo de elasticidad con el porcentaje de refuerzo.

La figura 5 muestra la variación del módulo de elasticidad con la densidad del material compuesto. Puesto que la densidad de las partículas de granito es mayor que la de la resina de poliéster, se consideró la densidad como un método indirecto para conocer el contenido de partículas en el material, comprobándose que la densidad del material aumenta con el contenido de partículas. En estas gráficas se observa que el módulo de Young aumenta a medida que se avanza en la dirección en la cual la densidad de partículas en el material preparado es mayor, así como la clara tendencia, en todos los casos, a un incremento en la pendiente de las gráficas correspondientes a los distintos porcentajes de refuerzo añadido, lo que indica un significativo aumento del módulo de elasticidad para variaciones muy pequeñas en la densidad del material.

Las microfotografías de las caras de fractura correspondientes a los ensayos de flexión se presentan en la figura 6, en ellas puede observarse que la buena interfase creada durante la preparación de estos materiales compuestos permite



Figura 5. Variación del módulo de elasticidad de los materiales preparados con el perfil de densidades

una buena adherencia entre la matriz y las partículas del refuerzo. Esta adherencia es tanto mayor cuanto mayor es el tamaño de partícula empleado y así se evidencia en la muestra P1, donde se produce la fractura con el desprendimiento de la partícula mineral de granito. En esta fotografía se observa también la presencia de una grieta que atraviesa la resina rodeando a las partículas del refuerzo en la zona de unión más fuerte hasta llegar a otra partícula a la que probablemente rompa. La microfotografía correspondiente a la muestra P2 muestra zonas de muy buena adhesión, así como otras en las que pueden observarse interfases separadas debido a la flexión, indicando una unión menos fuerte que en el caso anterior. Esta tendencia se repite en la fotografía correspondiente a la muestra P3 en la que se muestra una imagen de la sección transversal correspondiente al material laminado y con función gradiente que hemos pretendido obtener en este trabajo y en la que se observa la zona gradiente (resina a la derecha y mayor porcentaje de partículas hacia la izquierda de la microfotografía). Las señales que se aprecian en la resina corresponden a las partículas que han sido arrancadas, lo cual pone de manifiesto la menor resistencia de la interfase con respecto a las muestras anteriores. Sin embargo, la peor adherencia entre las partículas y la resina se obtiene cuando se emplea la fracción más fina (100-50µm), ya que en la fotografia correspondiente a estos lodos de granito (L1) no se aprecian partículas rotas, a pesar de que la dispersión de las partículas en la resina es mayor que en los casos

anteriores. También se observa que la grieta fractura y separa las partículas, rompiendo la interfase.



Fig. 6 - Fotografías de MEB de los materiales obtenidos con los siguientes refuerzos: P1 (fracción 2mm-500µm), P2 (fracción 500-200µm), P3 (fracción 200-100µm) y L1 (fracción inferior a 100µm).

4. CONCLUSIONES

A pesar de que no se ha conseguido obtener un material compuesto con función gradiente completamente homogéneo, los resultados de la caracterización mecánica de los mismos indican lo siguiente: (1) que tanto el tamaño de las partículas de granito empleadas como refuerzo como el porcentaje de partículas añadidas influyen de manera decisiva en el comportamiento mecánico de los materiales obtenidos en este trabajo. Así, al disminuir el tamaño de las partículas, el módulo de rotura y el módulo de elasticidad aumentan. El porcentaje de carga añadida influye de forma contraria en ambos módulos, de tal manera que hace aumentar el módulo de elasticidad, pero disminuye la resistencia a la rotura, (2) la densidad de los materiales preparados aumenta al incrementarse la fracción de partículas y (3) las mejores uniones en la interfase se consiguen al utilizar partículas de mayor tamaño.

REFERENCIAS

OKAMURA, H. (1991). Material Science Engineering, A 143:3.

MARUNO, S., IWATA, H., BAN, S., ITOH, H. (1999) Materials Science Forum 344, pp. 308-311.

BAN, S., HASEGAWA, J., MARUNO, S. (1999) Materials Science Forum 350, pp. 308-311.

HIRAI, T., CHEN, L.(1999) Materials Science Forum 509, pp. 308-311.

HIRAI, T. (1993). Functionally gradient materials and Nanocomposites. En J.B. HOLT, M. KOIZUMI, T:HIRAI, Z.A. MUNIR (eds) Ceramics Transactions Vol 34 "Functionally Gradient Materials". The American Ceramic Society, Westerville, OH (EEUU).

PARAMESWARAN, V, SHULKA, A. (2000) Processing and characterization of a model functionally gradient material. Journal of Materials Science 35, pp. 21-29.

CARDOSO, R. J., SHULKA, A.(2002) Effect of particle size and surface treatment on constitutive properties of polyester-cenosphere composites. Journal of Materials Science 37, pp. 603-613.

JANG, J., HAN, S. (1999) Mechanical properties of glass-fibre mat/PMMA functionally gradient composite. Composites: Part A, pp. 1045-1053.

WONG, L.H., TIO, B, MIAO, X. (2002) Functionally graded tricalcium phosphate/fluoroapatite composites. Materials Science and Engineering C 20, pp. 111-115.

Análisis del ensayo de fragmentación mediante el método de los elementos de contorno

E. Graciani, V. Mantič, F. París

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Universidad de Sevilla, España Janis Varna Division of Polymer Engineering, Universidad de Luleå, Suecia

RESUMEN

El ensayo de fragmentación se emplea para la caracterización de la tenacidad a fractura de la interfase entre la fibra y la matriz en materiales compuestos. Con este ensayo se pretende conseguir el crecimiento estable de una grieta a lo largo de la interfase en una probeta que contiene una única fibra embebida en la matriz polimérica. Para obtener valores de la tenacidad de la interfase, a partir de los resultados del ensayo, es usual emplear soluciones semi-analíticas del estado tensional en el entorno del vértice de la grieta. Dichas soluciones se suelen obtener a partir de hipótesis simplificativas.

El objetivo de este estudio es la obtención de una solución numérica precisa del estado tensional existente en la probeta durante la realización del ensayo. Para conseguir este objetivo, es necesario tener en cuenta las tensiones residuales existentes en la probeta, debidas al enfriamiento desde la temperatura de curado hasta la temperatura ambiente, e incluir en el análisis un algoritmo que permita modelar el contacto entre la fibra y la matriz a lo largo de la grieta de interfase.

Debido a todo ello, se ha empleado el Método de los Elementos de Contorno para realizar el análisis, ya que, al utilizar como variables primarias las tensiones y desplazamientos en el contorno, se facilita en gran medida la imposición de las condiciones de contacto y el empleo de una discretización del modelo lo suficientemente fina como para calcular con exactitud la solución asintótica en el entorno del vértice de la grieta.

1. DESCRIPCIÓN DEL ENSAYO

El ensayo de fragmentación en materiales compuestos emplea una probeta consistente en una única fibra, suficientemente larga, embebida en una matriz polimérica (Kelly and Thyson, 1965). Esta probeta se sujeta por los extremos mediante unas mordazas y es sometida a un alargamiento en la dirección de la fibra, tal como se esquematiza en la Figura 1, en la cual se ha exagerado el diámetro de la fibra para que se pueda observar su

colocación. La carga aplicada en los extremos de la probeta se transmite a la fibra a través de tensiones tangenciales en la interfase, por tanto, antes de que se produzca el primer fallo, tanto la fibra como la matriz se encuentran sometidas a un estado de tensión longitudinal uniforme en la zona de la probeta situada entre los refuerzos.



Fig. 1 – Esquema del ensayo de fragmentación.

Como la fibra tiene un comportamiento frágil frente a fractura y su deformación de rotura es mucho menor que la de la matriz, llegado a un cierto nivel de la carga aplicada se produce una rotura en la fibra, por su punto más débil, de forma que ésta queda dividida en dos fragmentos. Al separarse la fibra, en el plano de rotura la tensión longitudinal se hace nula, sin embargo, se sigue produciendo una transferencia de carga de la matriz a la fibra a través de tensiones tangenciales en la interfase, de forma que la fibra sigue sometida a la misma tensión longitudinal que tenía antes de producirse la rotura, salvo en una zona en el entorno de la rotura, tal como muestra la Figura 2a.



Fig. 2 – (a) Primer fallo en la fibra. (b) Proceso de fragmentación. (c) Saturación sin despegue entre fibra y matriz. (d) Saturación con despegue entre fibra y matriz.

Por tanto, tras la primera rotura, un ligero incremento de la carga aplicada a la probeta provoca la aparición de nuevos fragmentos, tal como se muestra en la Figura 2b. Durante este proceso, denominado fragmentación, existe una relación lineal, en coordenadas logarítmicas, entre la deformación en la fibra y la longitud media de los fragmentos, debido a que la resistencia de la fibra está definida por una distribución estadística de Weibull. La fragmentación sucesiva de la fibra conlleva una disminución de la zona de la misma sometida a altas tensiones. De esta forma, llega un momento, denominado saturación, en que la longitud de los fragmentos es demasiado corta para que se alcance en ellos un nivel de tensión suficiente para provocar nuevas roturas, tal como se muestra en la Figura 2c.

Debido a la cantidad de energía liberada repentinamente al partirse la fibra se inician en los extremos de cada uno de los fragmentos unas grietas de despegue entre la fibra y la matriz. Comparando el crecimiento de estas grietas con la aparición de nuevas roturas en la fibra el

ensayo puede considerarse dividido en tres etapas. En la primera, la fragmentación de la fibra se produce sin un crecimiento apreciable del despegue entre fibra y matriz. Posteriormente, en una segunda etapa, las grietas de despegue comienzan a crecer de forma paulatina mientras continua la fragmentación de la fibra. Por último, alcanzada la saturación, el aumento de la carga aplicada provoca únicamente el crecimiento de las grietas de despegue entre la fibra y la matriz pero no la aparición de nuevos fragmentos en la fibra.

Debido a que el crecimiento del despegue provoca un descenso en la tensión axial de la fibra, cuanto antes comience y cuanto más rápido se propague el despegue entre la fibra y la matriz mayor será la longitud media de los fragmentos una vez alcanzada la saturación, tal como se esquematiza en la Figura 2d.

Al realizar el ensayo de fragmentación es posible que aparezcan grietas que nacen de los extremos de los fragmentos de la fibra y se propagan a través de la matriz, bien transversales a la aplicación de la carga o con forma cónica (Graciani et al., 2003). Estas grietas provocan la rotura de la probeta sin que falle la interfase y, por tanto, en estos casos no se puede medir la tenacidad a fractura de la misma.

2. FORMULACIÓN DEL PROBLEMA

Teniendo en cuenta que las dimensiones de la probeta son mucho mayores que el diámetro de la fibra, puede considerarse que la solución del problema presenta simetría axial. Por tanto, para calcular la solución del estado tensional en la probeta mediante el MEC se ha empleado una formulación con simetría axial (Graciani et al., 1999) que incluye el efecto de las tensiones residuales que aparecen como consecuencia del proceso de curado mediante la solución de un problema termoelástico a temperatura constante (Bakr, 1986).

Las condiciones de equilibrio y compatibilidad en la interfase entre la fibra y la matriz han sido establecidas mediante el desarrollo de un algoritmo débil de contorno con simetría axial, basado en el presentado por Blázquez et al. (1998) para problemas planos, que permite el acoplamiento inmediato de las ecuaciones correspondientes a ambos sólidos y la imposición de las condiciones de contacto (Graciani et al., 1999). Aunque el algoritmo empleado permite tener en cuenta el efecto de la fricción entre la fibra y la matriz en las caras de la grieta de despegue, dicho efecto no ha sido tenido en cuenta en este estudio.

El planteamiento mediante el Método de los Elementos de Contorno, permite el cálculo de los valores de las componentes de los desplazamientos y del vector tensión en los nodos de la discretización del contorno de los sólidos. Posteriormente, empleando esta solución, se pueden calcular los valores de los desplazamientos y las componentes del vector tensión en cualquier punto de interés (París y Cañas, 1997).

3. ANÁLISIS NUMÉRICO

Suponiendo que los fragmentos son suficientemente largos y que el crecimiento del despegue es análogo a ambos lados de la rotura de la fibra, basta modelar medio fragmento de la fibra para obtener la solución del estado tensional en la probeta, ya que éste será idéntico en el entorno de cada rotura de la fibra y simétrico respecto al plano de rotura. Las condiciones de contorno, esquematizadas en la Figura 3, son las siguientes:

- Simetría respecto al plano de rotura de la fibra.
- Borde exterior de la probeta libre de tensiones.
- Unión perfecta entre la fibra y la matriz en la zona no despegada.
- Contacto sin fricción entre las caras de la grieta de despegue.
- La carga aplicada a la probeta se ha modelado como un desplazamiento uniforme del plano medio del fragmento en la dirección del eje de la fibra.



Fig. 3 – Modelo del ensayo: (a) sin despegue, (b) con despegue.

Se ha empleado una combinación de fibra de vidrio y matriz epoxy, cuyas propiedades termoélasticas se recogen en la Tabla 1, en la que se han incluido también las dimensiones de la sección de la fibra y de la probeta. Se ha considerado en todos los casos que la temperatura de solidificación en el curado está a 80 K por encima de la temperatura ambiente.

| | Fibra | Matriz |
|-----------------------------------|----------------------------------|-----------------------------------|
| Módulo de Young | 70 GPa | 3.5 GPa |
| Coeficiente de Poisson | 0.2 | 0.3 |
| Coeficiente de dilatación térmica | $7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ | $50 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ |
| Diámetro | 10 µm | 550 μm |

Tabla 1 – Propiedades de los materiales.

3.1 Proceso de fragmentación de la fibra

El primer objetivo del estudio ha sido modelar el proceso de fragmentación de la fibra sin crecimiento de las grietas de despegue, con el objetivo de observar cómo se produce la saturación en el proceso de fragmentación y seleccionar los tamaños de fragmento que se van a emplear en los siguientes modelos. La geometría y las condiciones de contorno empleadas se esquematizan en la Figura 3a. En ambos casos, se ha refinado la discretización en el entorno del vértice de la grieta, de forma que el más pequeño de los elementos en que se ha dividido el contorno tiene un tamaño de 10^{-6} µm.

El efecto de la fragmentación se puede observar en la Figura 4a, en la que se muestra la evolución de la tensión longitudinal en el eje de la fibra al dividir sucesivamente los fragmentos por la mitad, partiendo de una longitud inicial correspondiente a $L_f = 80 r_f$. Como se pone de manifiesto en la Figura 4b, la tensión máxima en la fibra no se ve alterada de forma sustancial cuando los fragmentos son largos y decrece rápidamente por debajo de un determinado valor del tamaño del fragmento. A la vista de estos resultados, para los siguientes análisis se han empleado tres longitudes de fragmento: una larga $(L_f = 80 r_f)$, una corta $(L_f = 20 r_f)$ y una intermedia $(L_f = 40 r_f)$.



Fig. 4 – Proceso de fragmentación: (a) Variación de la tensión longitudinal en el eje la fibra. (b) Disminución de la máxima tensión longitudinal en la fibra.

3.2 Crecimiento de la grieta de despegue en la interfase

Para estudiar el crecimiento de la grieta de despegue se ha empleado el modelo mostrado en la Figura 3b, variando la longitud de la grieta de despegue en el rango $0.2r_f < a < 8r_f$. Los resultados obtenidos muestran que en todos los casos la grieta de despegue está cerrada, con lo cual el crecimiento es en modo II.

La obtención de la solución tensional del modelo con grieta de despegue no es, en principio, un problema trivial, ya que la aplicación del decremento de temperatura correspondiente al proceso de curado es anterior a la aparición de la fisura. Sin embargo, a la vista de los resultados obtenidos, se observa que tanto la temperatura de curado como la carga aplicada durante el ensayo provocan la aparición de tensiones de compresión en las caras de la grieta de despegue, de forma que se puede garantizar que ésta permanece cerrada durante todo el proceso. Teniendo en cuenta, además, que se no se ha considerado el efecto de la fricción, las ecuaciones que gobiernan el análisis son lineales y se puede resolver el problema aplicando de forma simultánea el decremento térmico debido al curado y la carga al modelo con la grieta ya crecida desde el inicio.

En la Figura 5a se observa como decrece la tensión longitudinal a lo largo del eje de un fragmento cuando progresa el despegue entre la fibra y la matriz. Por consiguiente, el crecimiento del despegue entre fibra y matriz es un efecto que se opone a la aparición de nuevas roturas en la fibra. En la Figura 5b se muestra, en coordenadas logarítmicas, la solución obtenida para las componentes del tensor de tensiones frente a la distancia al vértice de la grieta (ρ). Se comprueba que la tensión normal en el fondo de grieta es acotada, mientras que la tensión tangencial en el fondo de grieta y la tensión normal de contacto entre la fibra y la matriz tienen un comportamiento singular proporcional a $\rho^{-0.5}$.



Fig. 5 – Estado tensional en la probeta: (a) tensión longitudinal en el eje de la fibra, (b) tensiones singulares en el entorno del vértice de la grieta.

Para estudiar la propagación de la grieta, se asumirá que la energía unitaria liberada durante el crecimiento de la grieta de despegue será igual a la que se necesita para crear las nuevas superficies. Por tanto emplearemos un criterio de la forma:

$$G_{II}^{(\varepsilon,a)} = \lim_{\delta a \to 0} \frac{1}{\delta a} \int_{a}^{a+\delta a} \frac{1}{2} \sigma_{rz}^{(\varepsilon,a)}(r_f, z) \Delta u_z^{(\varepsilon,a)}(r_f, z-\delta a) dz = G_{IIc}$$
(1)

Donde $G_{II}^{(\varepsilon,a)}$ es la energía unitaria liberada en el crecimiento de la grieta (Irwin, 1957); $\Delta u_z^{(\varepsilon,a)}$ es la diferencia entre los desplazamientos de la matriz y la fibra y G_{IIc} es la tenacidad a fractura de la interfase en modo II.

En la Figura 6a se muestran los valores de $G_{II}^{(\varepsilon,a)}$, calculados para las tres configuraciones escogidas, frente al tamaño de la grieta de despegue. Aunque esta curva sólo es válida para un valor de la deformación aplicada del 1.5 %, se obtienen curvas cualitativamente similares a ésta, para todos los valores dentro del rango de deformaciones que sufre la probeta durante el ensayo. Por tanto, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

• La energía liberada tiende a infinito cuando el tamaño de grieta tiende a cero, lo cual justificaría la aparición de una pequeña grieta de despegue entre fibra y matriz en el instante de producirse la rotura de la fibra.

- Cuando los fragmentos son grandes ($L_f = 80r_f y L_f = 40r_f$), la solución en el entorno de cada rotura de la fibra coincide y, por tanto, la energía liberada durante el crecimiento de la grieta no depende del tamaño del fragmento.
- El crecimiento de las grietas de despegue es estable durante todo el ensayo, ya que la energía liberada decrece siempre al aumentar el tamaño de la grieta.



Fig. 6 – Crecimiento de la grieta de despegue: (a) tasa de liberación de energía, (b) longitud de la grieta frente a la carga aplicada.

Debido a que la grieta está siempre cerrada, se puede calcular el valor de la deformación que es necesario aplicar para que se propague una grieta de un tamaño determinado, aplicando la ecuación (1). Para ello hay que tener en cuenta que:

$$\sigma_{\alpha\beta}^{(\varepsilon,a)}(r,z) = \sigma_{\alpha\beta}^{(0,a)}(r,z) + \varepsilon \sigma_{\alpha\beta}^{(1,a)}(r,z)$$

$$u_{\alpha}^{(\varepsilon,a)}(r,z) = u_{\alpha}^{(0,a)}(r,z) + \varepsilon u_{\alpha}^{(1,a)}(r,z)$$
(2)

donde $\sigma_{\alpha\beta}^{(0,a)}$ y $u_{\alpha}^{(0,a)}$ corresponden a la solución del problema aplicando únicamente el decremento de temperatura debido al proceso de curado y $\sigma_{\alpha\beta}^{(1,a)}$ y $u_{\alpha}^{(1,a)}$ corresponden a la solución del problema aplicando únicamente una deformación longitudinal de valor unidad. Introduciendo esta descomposición en (1) se obtiene una ecuación de segundo grado a partir de la cual se puede calcular el valor de la deformación necesaria para que se propague la grieta de despegue.

En la Figura 6b se muestran los resultados obtenidos siguiendo el procedimiento descrito, para un valor supuesto de la tenacidad a fractura de la interfase de 50 J/m^2 . Como puede observarse, la propagación de las grietas de despegue es muy lenta al principio y su velocidad de crecimiento va aumentando conforme aumenta el tamaño de la grieta.

4. CONCLUSIONES

La primera conclusión que se puede obtener de los resultados presentados es que la aplicación del Método de los Elementos de Contorno con simetría axial para modelar el ensayo de fragmentación permite obtener soluciones muy precisas del estado tensional en el problema. Se ha observado como estas soluciones están de acuerdo con el comportamiento esperado y son capaces de reproducir con exactitud el comportamiento asintótico de las tensiones y los desplazamientos en el entorno del vértice de la grieta de despegue.

Dado que como resultado del ensayo de fragmentación se pueden obtener los valores del tamaño medio de los fragmentos y de la longitud media de las grietas de despegue frente a la deformación aplicada, soluciones análogas a las presentadas serán de gran utilidad a la hora de calcular la tenacidad a fractura de la interfase a partir de los datos del ensayo, ya que a partir de ellas será posible construir para un valor de la tenacidad a fractura de la interfase una única curva similar al conjunto mostrado en la figura 6b, teniendo en cuenta además en cada instante cual es el tamaño medio de los fragmentos. El valor de la tenacidad a fractura de la interfase de las medidas experimentales del despegue entre fibra y matriz frente a la deformación aplicada.

No obstante, antes de poder llevar a cabo esta tarea con exactitud es necesario tener en cuenta en el estudio el efecto de la fricción entre las caras de la grieta de despegue. Aunque considerar este efecto no añade excesiva dificultad a la hora de obtener las soluciones numéricas del problema con el algoritmo presentado, es bastante complejo incluirlo en el estudio. Esto es debido, por una parte, a que añade un parámetro, el coeficiente de fricción entre las superficies, del cual es difícil estimar o medir su valor y, por otra, a que las soluciones asintóticas de las tensiones y los desplazamientos en el entorno del vértice de la fisura cambian cualitativamente y requieren por tanto de un análisis de los resultados más complejo que el presentado.

REFERENCIAS

BAKR, A.A. (1986) The Boundary Integral Equation Method in Axisymmetric Stress Analysis Problems. Springer-Verlag, Berlin.

BLÁZQUEZ, A., PARÍS, F. y MANTIČ, V. (1998). BEM solution of two-dimensional contact problems by weak application of contact conditions with nonconforming discretizations. *International Journal of Solids and Structures* 35, pp. 3259-3278.

GRACIANI, E., MANTIČ, V. y PARÍS, F. (1999). BEM solution of axi-symmetric contact problems by weak application of contact conditions with non conforming discretisations. *Boundary Element Techniques, 6-8 Julio 1999*. Queen Mary and Westfield College, Londres, Reino Unido.

GRACIANI, E., MANTIČ, V., PARÍS, F. y VARNA, J. (2003). Single Fiber Fragmentation Test. A BEM Analysis. 44th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, 7-10 Abril 2003. Norfolk(VA), EEUU.

IRWIN, G.R. (1957). Analysis of stresses and strain near the end of a crack transversing a plate. *Journal of Applied Mechanics* 24, pp. 361-364.

KELLY, A. y THYSON, W.R. (1965). Tensile properties of fiber-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 13, pp. 329-350.

PARÍS, F. y CAÑAS, J. (1997) *Boundary Element Method. Fundamentals and Applications*. Oxford University Press, Oxford, Reino Unido.

Estudios preliminares para la determinación de la resistencia a cortadura interlaminar S_T mediante los ensayos Iosipescu y "Short beam shear"

J. C. Marín, F. París, J. Cañas, A. Barroso, C. A. Méndez, W. Kruis Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla, España

RESUMEN

La resistencia a cortadura interlaminar S_T es una característica del material que juega un papel significativo en algunos de los criterios de fallo de la matriz en compresión con más repercusión en la actualidad (e.g.: Hashin, Puck, "World Wide Failure Exercise", 1998, 2002). Sin embargo, dicha característica resulta difícil de medir experimentalmente, por lo que es común la aproximación de dicho valor a partir de otras características del material que resultan más simples de determinar (resistencia a cortadura intralaminar S, resistencia a compresión perpendicular a las fibras Y_C , resistencia a cortadura en el ensayo "Short Beam Shear", SBS). En este trabajo se realiza un estudio acerca de la posibilidad de medir la resistencia a cortadura interlaminar S_T empleando una configuración modificada de la probeta Iosipescu, y mediante una variante del ensayo SBS con las fibras perpendiculares a la dirección longitudinal de la probeta. Los resultados obtenidos para las diferentes configuraciones, y para distintas dimensiones de las probetas son analizados en el presente estudio.

1. INTRODUCCIÓN

La resistencia a cortadura interlaminar S_T caracteriza la resistencia del material ante un estado de tensión tangencial, fuera del plano de la lámina, pura y uniforme, por lo que dicho valor forma parte de la caracterización tridimensional de una lámina. No obstante, en algunos criterios de fallo bidimensionales (Hashin, 1980; Puck, 1998), que han tenido un papel destacado en el reciente "World Wide Failure Exercise" (Soden et al, 1998; Hinton et al, 2002), aparece esta característica en la expresión del modo de fallo de la matriz en compresión. Así pues, resulta necesario el conocimiento de dicho valor para el correcto uso de tales criterios.

Para la evaluación de S_T existe un único ensayo normalizado con cierto nivel de reconocimiento (MIL-HDBK-17-1E, 1998), que es el denominado ensayo Iosipescu (ASTM D-5379, 1998), el cuál se realiza sobre una probeta de un laminado unidireccional

con las fibras orientadas perpendicularmente al plano del espécimen, tal como se muestra en la figura 1.



Fig. 1 - Esquema de la probeta del ensayo Iosipescu.

Dadas las dimensiones de la probeta Iosipescu, para la extracción de dicho espécimen sería necesario disponer de un laminado con un espesor en torno a 20 mm aproximadamente, magnitud que no suele ser habitual para el espesor de los laminados que se preparan para otros ensayos de caracterización.

Debido a las dificultades expuestas para la medida de la resistencia a cortadura interlaminar S_T , es una práctica común el aproximar dicho valor a partir del valor de otras características cuya evaluación resulta más simple (la resistencia a cortadura intralaminar S, la mitad de la resistencia a compresión perpendicular a las fibras $\approx 0.5 \cdot Y_C$ (Puck, 2002), la resistencia a cortadura en el ensayo SBS). En el presente trabajo se plantean como alternativas la posibilidad de medir S_T empleando una configuración modificada de la probeta Iosipescu que resulte más fácil de fabricar, y mediante una variante del ensayo SBS con las fibras orientadas perpendicularmente a la dirección longitudinal de la probeta.

2. CONFIGURACIÓN IOSIPESCU. ESTUDIOS PRELIMINARES

La idea de la modificación propuesta consiste en reproducir, manteniendo la orientación de las fibras, la forma de la probeta Iosipescu pegando unos refuerzos laterales ("tabs") sobre el laminado unidireccional que queremos ensayar, tal como se describe en el esquema de la figura 2. De esta manera se conseguiría construir el espécimen usando un laminado con un espesor más pequeño.



Fig. 2 - Esquema de la probeta Iosipescu modificada.

En un primer intento, y con objeto de estimar las dimensiones adecuadas para esta configuración, se realizó un ensayo con un laminado de grafito-epoxy de 2 mm de espesor, utilizando unos *tabs* de 7 mm de espesor y con un ángulo del chaflán de 30° construidos con tejido de grafito-epoxy, siendo la longitud horizontal intermedia entre los tabs de 5 mm. En la figura 3a se muestra una vista del dispositivo de ensayo.



Fig. 3 - Ensayo Iosipescu:(a) vista del dispositivo, (b) vista de la rotura.

El resultado obtenido de este ensayo para la resistencia a cortadura fue de 10 MPa, apareciendo la rotura un poco dentro de la zona entre los *tabs* y según un plano aproximadamente vertical, tal como se observa en la figura 3b. El valor tan bajo de la resistencia, junto con el tipo de rotura observada y la forma de la deformada adquirida por el espécimen durante el ensayo (la cuál se representa de manera esquemática, y exagerada para facilitar su comprensión, en la figura 4), parecen indicar que la rotura se debió a la flexión existente, y por tanto a la componente normal longitudinal de tensión y no a la componente tangencial como sería deseable.



Fig. 4 - Esquema de la deformada del espécimen.

Con objeto de verificar estas circunstancias, y obtener consecuencias acerca de las modificaciones pertinentes a llevar a cabo sobre las dimensiones del espécimen, se ha realizado un modelo de elementos finitos del ensayo realizado. Los resultados del modelo de elementos finitos confirman el hecho de que la responsable de la rotura en este caso fuera la componente normal longitudinal, que presenta una concentración en la zona cercana al extremo de los *tabs* (figura 5a), y revelan por otra parte una cierta falta de uniformidad en las tensiones tangenciales (figura 5b) en la zona pretendida de rotura. Para

solventar estos problemas se ha planteado la posibilidad de alterar las dimensiones del espécimen, disminuyendo la distancia horizontal entre los *tabs* y aumentando el espesor del laminado. Analizando el modelo incluyendo estas modificaciones se obtuvieron los resultados mostrados en la figura 6.



Fig. 5 - Distribución de tensiones en la zona central de la probeta: (a) componente normal longitudinal, (b) componente tangencial.



Fig. 6 - Distribución de tensiones en la zona central para el modelo modificado: (a) componente normal longitudinal, (b) componente tangencial.

De los resultados del modelo modificado se observa cómo disminuye considerablemente la concentración de las tensiones normales longitudinales en la zona central de la probeta, haciendo posible que las tensiones tangenciales pasen a ser predominantes en dicha zona. Adicionalmente, se observa cómo la distribución de tensiones tangenciales resulta mucho más uniforme sobre la sección central. Por tanto, para la confección de las probetas losipescu modificadas se utilizará un laminado con un espesor superior (en torno a 4 y 6 mm), y se reducirá al máximo la distancia horizontal entre los *tabs*.

3. RESULTADOS DE LA CONFIGURACIÓN IOSIPESCU MODIFICADA

Para la fabricación de las probetas se prepararon dos paneles unidireccionales de un compuesto grafito-epoxy de denominación AS4/8552, con espesores de 4.2 mm y 5.8 mm. A partir de dichos paneles se obtuvieron probetas con dos anchos diferentes, 9 mm y 12 mm respectivamente. Así mismo, se mecanizaron los *tabs* a partir de un laminado de tejido grafito-epoxy de 7 mm de espesor, para los dos anchos considerados (9 y 12 mm) y con dos ángulos del chaflán diferentes (30° y 45°). Para cada combinación de espesor y ángulo de los *tabs* se ensayaron 4 especímenes, recogiéndose a continuación los resultados correspondientes en la tabla 1.

| Espesor (mm) | Ancho (mm) | Ángulo (°) | n° ensayos | S _T media (MPa) | Desv.Stand. |
|--------------|------------|------------|------------|----------------------------|-------------|
| 4.2 | 9 | 30 | 4 | 39.59 | 7.08 |
| 4.2 | 9 | 45 | 4 | 29.30 | 3.79 |
| 5.8 | 12 | 30 | 4 | 29.22 | 8.03 |
| 5.8 | 12 | 45 | 4 | 39.28 | 5.63 |

Tabla 1 - Resumen de resultados de los ensayos Iosipescu.

La dispersión observada en los resultados es considerable, y como vemos no existe una correlación de los resultados con el ángulo y el espesor empleados. En la tabla 2 se describen los tipos de rotura apreciados en los ensayos, los cuales se pueden observar en la figura 7.



Fig. 7 - Vistas de los tipos de rotura observados: (a) grietas inclinadas a 45°, (b) grietas verticales.

| Espesor (mm) | Ángulo tabs (°) | Tipo de rotura | |
|--------------|-----------------|------------------------------------------|--|
| 12 | 30 | grietas a 45° zona entallas | |
| 4.2 | 45 | grietas a 45° zona entallas | |
| | 30 | (2 ensayos) grietas a 45° zona entallas | |
| 5.8 | 50 | (2 ensayos) grietas verticales laterales | |
| | 45 | grietas verticales zona entallas | |

Tabla 2 - Tipos de rotura.

Las grietas a 45° en la zona entre entallas (figura 7a) estarían asociadas a una rotura por cizalladura, que es el efecto buscado para la evaluación de S_T . Las grietas con tendencia vertical (figura 7b) parecen indicar la influencia de la tensión normal longitudinal en la combinación de tensiones que origina la rotura.

4. CONFIGURACIÓN SBS MODIFICADA

El ensayo SBS en su configuración habitual consiste en someter a flexión en tres puntos a una probeta rectangular de un laminado unidireccional cuyas fibras siguen la dirección longitudinal del espécimen. El resultado del mismo es una medida de la resistencia a cortadura S_{13} . Lo que se plantea en este trabajo es estudiar la posibilidad de utilizar este ensayo para medir S_T utilizando probetas con las fibras orientadas perpendicularmente al plano de la flexión del espécimen, tal como se muestra en la figura 8(a). Para este estudio se realizará una serie de ensayos para distintos valores de la distancia entre los apoyos. En la figura 8(b) se muestra una imagen del dispositivo empleado.



Fig. 8 - Ensayo SBS: (a) esquema de la configuración modificada, (b) vista del dispositivo de ensayo.

5. RESULTADOS DE LA CONFIGURACIÓN SBS MODIFICADA

Para los ensayos se obtuvieron probetas del mismo laminado unidireccional de grafitoepoxy (AS4/8552), de 4.2 mm de espesor, empleado en los ensayos Iosipescu, utilizándose tres distancias entre apoyos distintas (18, 13 y 9 mm). Los resultados de los ensayos se recogen en la tabla 3, donde S_T se evalúa mediante la expresión $S_T = 3F/(4bt)$ (ASTM D-2344), siendo F la carga de rotura, b el ancho de la probeta, y t el espesor del laminado.

| Espesor (mm) | Ancho (mm) | Dist. (mm) | n° ensayos | S _T (MPa) | Desv.Stand. |
|--------------|------------|------------|------------|----------------------|-------------|
| 4.2 | 9 | 18 | 7 | 17.36 | 1.50 |
| 4.2 | 9 | 13 | 7 | 25.79 | 3.31 |
| 4.2 | 9 | 9 | 7 | 41.13 | 4.04 |

Tabla 3 - Resumen de resultados de los ensayos SBS.



Fig. 9 - Distribución de tensiones en el ensayo SBS: (a, b) σ_x , σ_{xy} distancia 18 mm, (c, d) σ_x , σ_{xy} distancia 13 mm, (e, f) σ_x , σ_{xy} distancia 9 mm.

De los resultados de los ensayos se observa que el valor de la resistencia a cortadura obtenido crece conforme disminuye la distancia entre apoyos. Para valorar estos resultados se ha llevado a cabo un análisis numérico del ensayo mediante elementos finitos. Los

resultados de este análisis se muestran en la figura 9, donde se representan los estados tensionales correspondientes a la carga de rotura de cada caso.

Observando los valores máximos de σ_x del modelo de elementos finitos, las diferentes cargas de rotura de cada caso están asociadas al mismo nivel del máximo de la tensión normal longitudinal σ_x (entre 140 y 160 MPa), mientras que las tensiones tangenciales varían apreciablemente, no correspondiendo el valor de S_T evaluado con las tensiones tangenciales que predicen los modelos numéricos en la sección central (prácticamente nulas). La distribución de sxy y el significativo cambio en las tensiones tangenciales en el entorno de la zona prevista de rotura (10-18 MPa fig.9b, 15-30 MPa fig.9d, 40-68 MPa fig 9f) obtenido en el análisis numérico, junto a la evolución de S_T obtenida de la expresión de la norma ASTM D 2344, sugieren que es preciso redefinir la forma en que S_T debe ser obtenida del estado tensional. Asi mismo, deberá realizarse una revisión de la geometría para intentar minimizar el efecto de las tensiones normales.

6. CONCLUSIONES.

Tras los estudios preliminares realizados se constata que no resulta fácil medir S_T mediante el uso de laminados delgados. En el caso del ensayo SBS sería preciso una modificación de la geometría de los apoyos, en orden a obtener unas zonas de contacto no puntuales que minimizen el efecto de la flexión. En cuanto al ensayo Iosipescu se ha visto que, aunque los modelos numéricos predecían un estado de tensión tangencial aproximadamente puro y uniforme en la zona central, sólo en algunas de las configuraciones ensayadas (espesor de 4.2 mm) se producía la rotura a cortadura buscada. Es preciso un estudio más profundo de la influencia de los diferentes parámetros geométricos sobre los resultados del ensayo, y de las razones que pueden inducir la dispersión observada en los resultados.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado con cargo al proyecto CICYT MAT2000-1115.

REFERENCIAS

HASHIN, Z. (1980). Failure criterion for unidirectional fiber composites. J. of Applied Mechanics, 47, pp. 329-334.

PUCK, A., AND SCHURMANN, H. (1998). Failure Analysis of Frp Laminates by Means of Physically Based Phenomenological Models. *Comp. Sci. and Tech.*, 58(7), pp. 1045-1067.

SODEN, P.D., HINTON, M.J., AND KADDOUR, A.S. (1998). A Comparison of the Predictive Capabilities of Current Failure Theories for Composite Laminates. *Comp. Sci. and Tech.*, 58(7), pp. 1225-1254.

HINTON, M.J., KADDOUR, A.S., AND SODEN, P.D. (2002). A Comparison of the Predictive Capabilities of Current Failure Theories for Composite Laminates, Judged against Experimental Evidence. *Comp. Sci. and Tech.*, 62(12-13), pp. 1725-1797.

MIL-HDBK-17-1E, (1998). *Polymer Matrix Comp. Vol.1 Guidelines for Characterization of Structural Materials*. Dep. of Def. Handbook, USA.

ASTM Test Method D 5379/D 5379M-98. (1998). Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method, *Annual Book of Standards*, Vol. 15.03, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

PUCK, A., KOPP, J., AND KNOPS, M. (2002). Guidelines for the determination of the parameters in Puck's action plane strength criterion, *Comp. Sci. and Tech.*, 62(12-13), pp. 371-378.

J. Cuartero, A. Miravete, O. Lacámara, A. Alonso, M. Carrera, E. Bernal Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

La determinación de las propiedades fuera del plano siempre ha sido un campo de investigación muy amplio y con diversas propuestas de ensayo. En este articulo se propone un método para estratificados no homogéneos que usa un método en cual se combinan ensayos y análisis mediante elementos finitos. El método se ha revelado como muy efectivo y reproduce lo que sucede en la realidad fielmente

1. ENSAYOS MECÁNICOS

A continuación se presentan dos ensayos esenciales para la correcta resolución del problema desde el punto de vista mecánico.

1.1 Ensayo de pelado

Mediante este método de ensayo, se puede determinar la resistencia a tracción del alma o de la unión entre alma y caras en el plano del sándwich. Este ensayo es muy útil para la determinación de las propiedades de las caras y las condiciones de adhesión cara/alma. El utillaje de carga debe auto alinearse y no producir cargas excéntricas, como se representa en la Figura.-1. Los bloques de carga deben ser suficientemente rígidos para mantener planas las caras del sandwich y no deben tener menor espesor que el de la probeta.

Las probetas serán de sección cuadrada con una sección transversal de aproximadamente de más de 625 mm². Los bloques de carga se pegarán a la probeta con un adhesivo adecuado.

Resistencia a tracción = carga máxima/área de la sección transversal

En el caso específico de este artículo, y puesto que de ensayos ya realizados se ha podido determinar mediante observación directa y por medio de la emisión acústica que la rotura es por delaminación de la interfase mat-adhesivo, se determinarán las propiedades que dicha interfase tiene.

A tal efecto una de las propiedades que hay que determinar es la resistencia Z_{33} o Z_T , es decir, la resistencia a tracción que tiene la interfase mat-adhesivo a tracción. A primera vista y buscando la delaminación, parecería que con las propiedades conocidas de un laminado de mat debería bastar para poder realizar un correcto análisis numérico. Pero al aparecer una delaminación entre dos materiales diferentes, habrá que determinar tales propiedades.



Fig. 1 - Ensayo de pelado, imagen del ensayo y de la simulación por el MEF.

Así pues son esenciales tales propiedades. A tal efecto se fabricaron probetas con la siguiente composición:



Estas probetas son de 30x30 mm y las capas de tejido + mat hacen que la altura total sea de 26 mm. Los resultados de los ensayos se presentan en la tabla 1 en cuanto a media desplazamiento y desviaciones:

| | Carga de rotura (KN) | Desplazamiento (mm) |
|------------------|----------------------|---------------------|
| Ensayo de pelado | | |
| Valores medios | 4,25 | 0,72 |
| Desviación | 8,19 | 11,62 |

Tabla 1 - Tabla de resultados para el ensayo de pelado.

De este ensayo de pelado podría sacarse la media de rotura en MPa simplemente dividiendo la carga por la superficie de la probeta, pero esta aproximación es muy simplista y ocasionaría un grave error puesto que las concentraciones de tensiones que se ocasionan en las esquinas desvirtúan totalmente esa posibilidad. Para poder estimar la tensión de rotura de la interfase habrá que realizar un estudio por elementos finitos del ensayo y de ahí determinar las tensiones de rotura.



Fig. 2 - Gráfica del ensayo de pelado para cada probeta.

1.2 Ensayo de cortadura interlaminar

Mediante este método se obtiene la resistencia a cortadura paralela a las pieles y el módulo de cortadura asociado con las deformaciones en un plano normal a las caras. La probeta de ensayo tendrá un espesor, una anchura no menor a dos veces el espesor y una longitud no menor a 12 veces el espesor. La probeta de ensayo estará rígidamente apoyada por medio de placas de acero pegadas a las caras como se muestra en la Figura 5. El espesor de las placas puede variar de acuerdo con la resistencia del sandwich, pero las dimensiones de las placas deberán ser tales, que la línea de acción de la fuerza de tracción o de compresión deberá pasar a través de la diagonal del sandwich como se representa en la figura 5.

En el caso de este artículo no se tiene un sandwich típico, pero si que servirá este ensayo para determinar las propiedades de resistencia de la interfase entre el adhesivo y el mat, en el caso de romper por esa interfase, como de hecho así es. Debido a que se producen concentraciones de tensiones, un análisis mediante el MEF será necesario para poder evaluar correctamente las tensiones de rotura por cortadura.

En este caso la probeta es similar al sandwich del ensayo de pelado, sólo que con una longitud de 68 mm y eliminando de una de las caras las capas de WR y de mat, por condicionamientos del utillaje que se dispone.



Fig. 3 - Ensayo de cortadura en el plano del sándwich.

| | Carga de rotura (KN) | Desplazamiento (mm) |
|---------------------|----------------------|---------------------|
| Ensayo de cortadura | | |
| interlaminar | | |
| Valores medios | 8,54 | 2,88 |
| Desviación | 6,27 | 13,08 |

 Tabla 2 - Resultados del ensayo de cortadura intelaminar.

2. ANÁLISIS NUMÉRICO MEDIANTE EL MEF

En primer lugar se realizará un estudio de convergencia para optimizar el número y el tipo de elementos a usar. Después, se utilizará una subrutina de delaminación con degradación de propiedades. Este estudio se realizará para los dos ensayos. Se calcularán los modelos y se realizará una correlación con los ensayos experimentales para comprobar que la subrutina funciona y que los resultados son válidos. Los elementos utilizados serán los elementos C3D20 de ABAQUS[®], elementos cuadráticos de 20 nodos y 20 puntos de integración

Todos los modelos calculados lo han sido mediante el uso de una subrutina que modifica las variables de campo en los puntos materiales de cada elemento. Puesto que en estudios anteriores quedó claro que la rotura se produce por delaminaciones, es necesario el uso de una herramienta que nos permita simularlas perfectamente. La subrutina USDFLD es la "User subroutine to define field variables at a material point" integrada en el código comercial ABAQUS[®], esta subrutina nos permite específicamente:

- Permite definir variables de campo en puntos materiales como funciones del tiempo o de cualquier otro factor especificado.
- Se pueden introducir propiedades en los materiales como funciones dependientes del tiempo, y redefinirlos como funciones de las variables de campo.
- Puede acceder en cualquier instante a los datos correspondientes de cada punto material de cada elemento. Estos datos son todos las variables que el programa computa en cada step de tiempo.
- Puede usar y actualizar las variables de estado.

Esta subrutina permite acceder a los valores de los puntos materiales solo al inicio del incremento, lo cual implica que durante el periodo de un incremento las propiedades del material permanecen invariables y no se ven afectadas por los resultados obtenidos durante el incremento. Por lo tanto la eficacia del procedimiento está influenciada por el incremento de tiempo.

Así pues es posible definir propiedades del material en función del tiempo. En este caso, lo que se hará es introducir en el cálculo varias variables de campo, denotadas en ABAQUS como FV (field variable) que representarán un tipo diferente de criterio de fallo. Cada una de estas variables de estado representarán un índice de fallo diferente, y al principio del análisis estas variables valdrán cero, con lo cual las propiedades del material estarán intactas, puesto que hasta que no alcancen un valor unitario no se procederá a degradar las propiedades.

Al final de cada uno de los incrementos, los diferentes resultados que el código puede ofrecer son computados y es posible leer esas salidas. Esas salidas permiten computar los valores de las FV en cada momento, puesto que estas están definidas en función de tensiones, módulos de elasticidad, y del valor de la tensión de rotura. Los valores que estas variables de estado alcanzan son guardados por ABAQUS. En el momento en el que el índice de fallo alcanza el valor 1, se asigna el valor 1 a las variables FV hasta el final del cálculo. En ese momento se reducen las propiedades del material de acuerdo a la ley de degradación elegida para el material. Este proceso se repite una y otra vez hasta que el cálculo termina, evidentemente cuando el FV o índice de fallo alcanza el valor 1 ya no es posible reducir más las propiedades del material puesto que ya lo están.

Respecto a los criterios a utilizar se podrían plantear varios criterios, pero el elegido es un criterio cuadrático de delaminación.

Una vez evaluados los trabajos presentados por Eason, Ye, Skrna, y otros sobre delaminación y los de Chang y Lessard, Gamble y Dano entre otros, para la degradación de propiedades en materiales compuestos se ha comprobado que para delaminación, el criterio de Hashin-Roten ha demostrado alcanzar muy buenos resultados para diferentes tipos de solicitaciones. Se ha implantado este criterio en la subrutina USDFL. Por otra parte, se ha implantado por separado, los términos de fallo debido únicamente a las tensiones sin acoplar, para conocer la evolución de los modos de rotura.

• Fallo por cortadura interlaminar fibra-
$$FV1 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{13}}{S_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_T}\right)^2}$$
 matriz: (1)
• Fallo por agrietamiento de la matriz: $FV = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{33}}{Z}\right)^2} si$ $\sigma_{33} \ge 0$ (2)

Fallo acoplado de Hasin-Roten:

$$FV3 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{33}}{Z}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_T}\right)^2} \quad si \quad \sigma_{33} \ge 0 \quad (3.1)$$

$$FV3 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{13}}{S_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_T}\right)^2} \qquad si \quad \sigma_{33} < 0 \qquad (3.2)$$

Hay que señalar que cuando se produzca el fallo por delaminación, las propiedades a degradar serán los módulos elásticos. Los coeficientes de Poisson serán igualados a cero por compatibilidad con las ecuaciones de elasticidad. También señalar que los módulos no se igualarán a cero, sino a un valor próximo al 5% del valor del módulo intacto, para evitar problemas de convergencia en el cálculo.



Fig. 4 - Esquema del cálculo con subrutina de degradación de propiedades.

Además este procedimiento permitirá determinar cuan adecuado es el ensayo y si realmente la forma de rotura es predominantemente por tensiones Z_{33} o no. A este respecto la siguiente figura muestra la tensión de rotura en la interfase sacada del MEF y que resulta ser 8.5 MPa, además la rotura se produce en la interfase mat-adhesivo como se esperaba.



Fig. 5 - Mapa de tensiones del mat momentos antes de comenzar el proceso de rotura de la probeta. A la izquierda simulación mediante el MEF del útil con la probeta.

Como en el anterior ensayo de pelado, de este artículo, hay que realizar un análisis mediante el MEF para obtener las tensiones de cortadura que se producen al romper la probeta por delaminación entre el mat y el adhesivo. En la figura se observa que el valor alcanzado por S_{13} (tensiones de cortadura) en el mat en la capa en contacto con el adhesivo cuando comienza el proceso de rotura alcanza un valor de 16.5 MPa.



Fig. 6 - Tensiones de cortadura en el mat de la probeta.

3. CONCLUSIONES

Este método permite analizar las tensiones reales que se producen en la delaminación entre laminados bien homogéneos o no homogéneos. Del ensayo se hubieran sacado resultados en cuanto a tensiones de rotura con valores de rotura muy inferiores a los que en realidad aparecen en el fenómeno de delaminación. Este análisis permite hallar valores razonables de las tensiones S_{33} y S_{13} que provocan la delaminación y poder usar dichos valores para posteriores cálculos. Los valores tomados son los obtenidos en los puntos de integración próximos a las zonas de concentración de tensiones. Mediante un plan intensivo de ensayos y utilización del MEF con mallados fijos y solo variando propiedades, se podrían tabular prácticamente todas las tensiones fuera del plano de cualquier laminado y de sus interfases recurriendo a ensayos muy baratos y simples que pueden realizarse fácilmente y de forma muy económica y sencilla. Por otra parte la técnica de degradación de propiedades es clave puesto que las roturas por delaminación pueden ocurrir inicialmente al 60-70% de la carga última de rotura, y si no se procediera a degradar las propiedades se obtendría una curva irreal que tampoco reflejaría las tensiones reales de rotura.

REFERENCIAS

F. K. CHANG AND L.B. LESSARD, 1991 "Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Compressive Loadings: Part I –analysis" *Journal of Composite Materials, Vol. 25 1991pp-2-43.*

F. K. CHANG AND L.B. LESSARD, 1991 "Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Compressive Loadings: Part II –experiment" *Journal of Composite Materials, Vol. 25 1991 pp44-*64.

M. L. DANO, G. GENDRON, A. PICARD, 2000, "Stress and failure analysis of mechanical fastened joints in composite laminates" *Composite Structures 50, (2000) 287-296.*

H. T. HAHN , 1973, "Nonlinear Behaviour of Laminated Composites" J. Composite Materials, Vol. 7 (April 1973), p257-271.

T. G. EASON, O.O. OCHOA, 1996, "Modeling progressive damage in composites: a shear deformable element for ABAQUS", *Composite Structures 34, (1996) 119-128*.

L. YE, 1988, "Role of Matrix Resin in Delamination Onset and Growth in Composite Laminates" *Composites Science and Technology*, *Vol. 33, no4 257-278*.

SKRNA-JAL, F.G. RAMMERSTOFER. 1993, "Numerical investigations of free edge effects in integrally stiffened layered composite panels" *Composite Structures 25, (1993)* 129-137.

Simulación del llenado de moldes de espesor variable en el proceso de moldeo por transferencia de resina

F. Sánchez

Escuela Superior de Enseñanzas Técnicas, Universidad Cardenal Herrera-CEU. Valencia, España

R. Torres, J. A. García

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universidad Politécnica de Valencia. Valencia, España

F. Chinesta

Laboratoire de Mécanique des Systémes et des Procedes. París, Francia

RESUMEN

En anteriores trabajos se ha desarrollado un modelo bidimensional para la simulación del llenado de moldes por RTM para el caso isotermo y con espesores de pieza constantes. Se ha empleado una técnica de elementos finitos con malla fija que combina una discretización de la ecuación de Darcy en la resolución de la cinemática del flujo y de la ecuación de transporte que gobierna la evolución de la fracción de fluido. En el presente trabajo se extiende la técnica al llenado de moldes con espesor variable. La interpolación lineal de las presiones en cada elemento, con continuidad en sus fronteras, genera valores constantes de velocidad en cada elemento, con la consiguiente discontinuidad de la velocidad entre elementos. Además, si se utiliza un esquema que permita la incorporación de espesor variable de la pieza, se incrementan las diferencias entre los valores de la velocidad entre elementos contiguos. En este trabajo se presenta una técnica eficiente que permite minimizar los efectos que originan las discontinuidades en el campo de velocidades en el caso de llenado de moldes con espesor variable.

1. INTRODUCCIÓN

Los procesos de conformado por moldeo de materiales compuestos a partir de resinas líquidas y, en concreto, el Moldeo por Transferencia de Resina (RTM), están siendo cada vez más utilizados en la fabricación de composites de matriz polimérica reforzados con fibras. Muchas de las propiedades finales de las piezas quedan definidas en la etapa de llenado del molde y, por tanto, una simulación adecuada de esta etapa puede permitir un diseño adecuado de las condiciones de su conformado.

La simulación numérica del proceso de RTM implica el tratamiento de la evolución del frente de avance del fluido durante el llenado del molde. Principalmente, se utilizan dos tipos de estrategias para tratar el movimiento de la frontera entre parte impregnada con resina y parte vacía del molde: la primera consiste en realizar un mallado para cada posición del fluido en el molde, lo que implica un gran coste computacional; la segunda emplea una malla fija en todo el dominio y el frente de fluido es "capturado" en ese mallado.

En este trabajo se propone el uso de una estrategia de mallado fijo asociado a todo el dominio del molde (Advani, 1994), donde la presión nula es impuesta en su parte vacía, y la formulación variacional asociada con la ecuación de Darcy es resuelta en el dominio ocupado por la resina. Para localizar la posición del frente de avance, y por tanto predecir su evolución, se utiliza una variable que define la presencia de resina, la cual toma el valor cero en la parte vacía y uno en la parte llena. La evolución de ésta variable está gobernada por una ecuación escalar lineal de transporte.

En la simulación del llenado se utiliza una técnica explícita de modo que la cinemática del flujo es resuelta en un dominio de fluido dado, que se actualiza según la cinemática recién calculada (García, Gascón y Chinesta, 2003). La principal ventaja del uso de esta estrategia explícita es que permite desacoplar el carácter elíptico de las ecuaciones del movimiento y el carácter hiperbólico de la ecuación de transporte que gobierna la evolución del dominio ocupado por el fluido. Este trabajo pretende evaluar la precisión del uso de diferentes técnicas para resolver la ecuación de transporte que gobierna la evolución de la variable que define la presencia de fluido en un molde de espesor variable.

2. MODELO DE FLUJO EN MEDIOS POROSOS

La impregnación de la resina es generalmente modelada como un flujo en un medio poroso. Las ecuaciones que gobiernan éste vienen dadas por:

• La ley de Darcy, que define que la velocidad del flujo es proporcional al gradiente de presiones según:

$$\underline{v} = -\frac{K}{\mu} \nabla P, \qquad (1)$$

donde \underline{v} es el vector velocidad, \underline{K} es el tensor permeabilidad, μ es la viscosidad del fluido y *P* es la presión.

• La conservación de la masa, es expresada por:

$$Div \ \underline{q} = 0, \tag{2}$$

donde el caudal *q* está definido por:

$$\underline{q} = \int_{0}^{h} \underbrace{v}_{0} dz = \int_{0}^{h} -\frac{\underline{K}}{\mu} \nabla P dz = -\underline{h} \underbrace{\underline{K}}_{\mu} \nabla P, \qquad (3)$$

siendo \underline{h} el espesor de la pieza según la dirección z y donde hemos asumido que la viscosidad y la permeabilidad no varían a lo largo del espesor.

• La evolución de la fracción de volumen de fluido *I* (que define la variable de presencia de resina), es gobernada por la ecuación de transporte:

$$\frac{\partial(Ih)}{\partial t} + Div(hI_{\underline{v}}) = 0, \qquad (4)$$

El problema de llenado está definido en el volumen del molde Ω .

$$\Omega = \Omega_f(t) \bigcup \Omega_e(t),$$

donde el fluido en el tiempo *t* ocupa el volumen $\Omega_f(t)$ y $\Omega_e(t)$ define la parte vacía del molde. Los bordes de $\Omega_f(t)$ y de $\Omega_e(t)$ son denotados por $\partial \Omega_f(t)$ y $\partial \Omega_e(t)$ respectivamente. Ambos dominios tienen una frontera común denominada frente de avance del fluido y denotada por $\partial \Omega_{ad}(t)$ tal como muestra la Figura 1.



Fig. 1 - Modelo de flujo bidimensional.

Si la ecuación (1) es introducida en (2), la presión en cada punto del dominio ocupado por el fluido puede ser obtenida a partir de la resolución de

$$Div\left(-\underline{h}\frac{\underline{K}}{\mu}\nabla P\right) = 0 \tag{5}$$

Asumiendo que la permeabilidad y la viscosidad son constantes y que la permeabilidad es ortotrópica, entonces el tensor permeabilidad puede ser escrito en forma diagonal en las direcciones principales, resultando la ecuación (5):

$$\left(k_{xx}\frac{\partial h}{\partial x}\frac{\partial p}{\partial x} + k_{yy}\frac{\partial h}{\partial y}\frac{\partial p}{\partial y}\right) + h\left(k_{xx}\frac{\partial^2 p}{\partial x^2} + k_{yy}\frac{\partial^2 p}{\partial y^2}\right) = 0, \qquad (6)$$

Las condiciones de contorno vienen definidas por:

- El gradiente de presiones en la dirección normal a las paredes del molde es nulo, puesto que el fluido no puede atravesarlas.
- La presión o el caudal son definidas en la boquilla de inyección $\partial \Omega^{-}$:

 $p(\underline{x} \in \partial \Omega^{-}) = P_i \quad o \quad \underline{v}(\underline{x} \in \partial \Omega^{-}) = \underline{v}_i$

donde $\partial \Omega^- = \{ \underline{x} / \underline{v}(\underline{x}) \cdot \underline{n} < 0 \}$ y $\underline{n}(\underline{x})$ es el vector unitario normal al contorno.

• La presión es nula en el frente de avance $p(\underline{x} \in \partial \Omega_{ad}(t)) = 0$

y si se asume que en el instante inicial, t=0, el molde está vacío, la condición inicial de la función *I* resulta:

$$I(\underline{x}, t=0) = \begin{cases} 0 & si \ \underline{x} \in \Omega \\ 1 & si \ \underline{x} \in \partial \Omega^{-1} \end{cases}$$

3. IMPLEMENTACIÓN NUMÉRICA

La resolución numérica de las ecuaciones que gobiernan el flujo se lleva a cabo mediante el uso de una técnica Galerkin de elementos finitos triangulares con una interpolación lineal del campo de presiones. La actualización del dominio ocupado por el fluido se lleva a cabo mediante una técnica de volúmenes de control (Hirt y Nichols, 1981), (Gascón y Corberán, 2001). El esquema de resolución está basado en calcular hasta el llenado completo del molde, esto es, mientras se cumpla $\Omega_f(t) < \Omega$, los siguientes tres pasos:

- Obtener el campo de presiones usando una discretización de elementos finitos de la formulación variacional asociada a la ecuación (6) en todo el dominio, imponiendo presión nula en los nodos que pertenezcan a algún elemento que no esté lleno.
- Resolver el campo de velocidades mediante la ecuación (1)
- Actualizar la fracción de fluido en el elemento mediante la ecuación de transporte definida por (4).

4. ESTRATEGIA DE ACTUALIZACIÓN DEL FRENTE FLUIDO

Una técnica de discretización precisa para el tratamiento de la ecuación (4) consiste en aplicar la técnica de elementos finitos discontinuos de primer orden. Para aplicar esta técnica de discretización, se procede a partir de la forma conservativa de la ecuación (4),

$$\int_{\Omega^{e}} \frac{\partial(Ih)}{\partial t} d\Omega + \int_{\Omega^{e}} Div(hI\underline{v}) d\Omega = 0$$
(7)

Aplicando el teorema de la divergencia a la ecuación (7), tenemos,

$$\int_{\Omega^{e}} Div(hI\underline{v})d\Omega = \int_{\partial\Omega^{e}} hI\underline{v}\underline{n}dS = \int_{\partial\Omega^{e^{-}}} hI\underline{v}\underline{n}dS + \int_{\partial\Omega^{e^{+}}} hI\underline{v}\underline{n}dS$$

resultando:

$$\int_{\Omega^{e}} \frac{\partial I}{\partial t} h d\Omega = -\int_{\partial \Omega^{e^{-}}} h I \underline{v} \underline{n} dS - \int_{\partial \Omega^{e^{+}}} h I \underline{v} \underline{n} dS$$
(8)

donde $\partial \Omega^{e}$ y $\partial \Omega^{e^+}$ denotan las fronteras de entrada y salida de caudal del elemento Ω^{e} respectivamente (ver Figura 2).

Las mayores dificultades que encontramos en la resolución de la ecuación (8) se deben a diversas aproximaciones provocadas por la técnica utilizada:

- La función *I* es constante en cada elemento, y por lo tanto no está definida en las fronteras de los elementos donde se aplican las integrales de contorno. De este modo asumiremos que en la frontera con flujo saliente, la función *I* toma el valor del propio elemento Ω^e, i.e. *I*(<u>x</u>∈∂Ω^{e+})=*I*^e, y en la frontera con flujo entrante, la función *I* toma el valor del elemento a contracorriente, i.e. *I*(<u>x</u>∈∂Ω^{e-})=*I*^{e-}.
- El espesor *h* es conocido en los nodos y se considera una variación lineal dentro de cada elemento. Así el valor del espesor es continuo entre elementos y por lo tanto está definido en las fronteras de entrada y de salida de fluido.
- El valor de la velocidad <u>v</u> del elemento es necesariamente constante puesto que se ha utilizado una aproximación lineal de las presiones. Su valor es discontinuo entre elementos y lo es por dos razones: la dirección de la velocidad debe variar de elemento en elemento (aunque esta variación se hace nula cuando el tamaño de los elementos de la malla tiende a cero) y el hecho de que el espesor *h* varíe implica una variación de la velocidad entre elementos.



Fig. 2 - Volumen de control definido por el elemento finito.
Si consideramos una aproximación explícita de primer orden de la derivada temporal, podemos escribir el primer término de la ecuación (8) como:

$$\int_{\Omega^{e}} \frac{\partial I}{\partial t} h d\Omega = \frac{I^{e}(t + \Delta t) - I^{e}(t)}{\Delta t} |\Omega^{e}|$$
(9)

donde $|\Omega^e|$ denota el volumen del elemento Ω^e .

Los términos segundo y tercero de la ecuación (8) se discretizan según:

$$-\int_{\partial\Omega^{e^{-}}} hI\underline{v}\underline{n}dS = I^{e^{-}} \left| \left(\beta \underline{v}^{e^{-}} + (1-\beta)\underline{v}^{e} \right) \cdot \underline{n} \right| L_{ij} \frac{h_{i} + h_{j}}{2} = I^{e^{-}}q^{-}$$

$$-\int_{\partial\Omega^{e^{+}}} hI\underline{v}\underline{n}dS = I^{e}\underline{v}^{e} \cdot \underline{n} L_{ij} \frac{h_{i} + h_{j}}{2} = I^{e}q^{+}$$

(10)

donde q^{-} y q^{+} representan los flujos entrante y saliente respectivamente. El flujo entrante q^{-} por la frontera de entrada $\partial \Omega^{e^{-}}$ quedará definido por la distancia L_{ij} entre los nodos i y j, y el espesor promediado en la arista del elemento en cuestión. El parámetro β define una ponderación de la velocidad en la frontera de entrada del flujo entre la del propio elemento \underline{v}^{e} y la del elemento situado a contracorriente $\underline{v}^{e^{-}}$. Así, la actualización de la fracción volumétrica queda definida explícitamente según:

$$I^{e}(t + \Delta t) = I^{e} + I^{e^{-}} \delta^{e^{-}} \frac{q^{-} \Delta t}{\left|\Omega^{e}\right|} - I^{e} \delta^{e} \frac{q^{+} \Delta t}{\left|\Omega^{e}\right|},$$

$$\begin{cases} \delta^{e} = 1 & \text{if } I^{e} = 1 \\ \delta^{e} = 0 & \text{if } I^{e} < 1 \end{cases}$$
(11)

donde se ha asumido que entra caudal si, y sólo si, $I^{e}=1$ y sale si, y sólo si, $I^{e}=1$, a través del parámetro δ . En éste trabajo se analiza el efecto de considerar distintos valores del parámetro β para definir el flujo entrante en la actualización de la fracción volumétrica del elemento según la ecuación (11). En concreto se analizarán las consecuencias de definir en la ecuación (10) el caudal entrante con $\beta=0$, $\beta=0.5$ ó $\beta=1$.

5. TESTS NUMÉRICOS

Para poder analizar numéricamente las diferentes estrategias de actualización, se han estudiado diferentes casos. En todos se ha utilizado una permeabilidad de la preforma de 10^{-8} m², una viscosidad de 0.1 Pa·s, y se ha impuesto una velocidad de inyección constante

de 0.01 m/s. Conociendo el volumen exacto inyectado en un instante t, se puede estimar la bondad de los resultados mediante el error definido por:

$$Error(\%) = \left| \frac{AV(t) - IV(t)}{IV(t)} \right| \cdot 100$$

donde AV(t) denota el volumen de fluido existente en el molde en el instante t (calculado a partir de la fracción volumétrica en ese instante) y donde IV(t) denota el volumen exacto inyectado calculado a partir de la condición de contorno de velocidad impuesta.

5.1 Flujo con variación de velocidad debida a cambios de sección con espesor constante.

En este caso, la velocidad toma valores distintos entre elementos debido a la variación geométrica del canal. Las velocidades en elementos vecinos podrán variar, por lo que el uso de valores del parámetro mayores que cero ($\beta=0.5$ y $\beta=1$) provocará que en zonas llenas del molde, los caudales de entrada y salida de los elementos sean distintos, y por tanto se vacíen o se sobrellenen. Para ilustrar este hecho, se ha simulado el llenado de un molde de sección variable con ensanchamiento en el que se ha utilizado el parámetro $\beta=0$. También se observa como el error cometido disminuye conforme aumenta el número de elementos del mallado, ver Figura 3.



Fig. 3 - Secuencia de llenado, y error cometido con β=0 para distintos mallados.

5.2 Flujo con variación de velocidad debida a cambios en el espesor del molde.

En el caso de considerar un ancho de molde constante, una variación del espesor del molde, tanto creciente como decreciente, provoca discontinuidades en el valor de la velocidad entre elementos. El uso de $\beta=0$ en la ecuación (10), induce errores en el cálculo del llenado puesto que las fronteras de entrada y de salida del flujo tendrán diferente espesor y dado que las velocidades de entrada y salida vienen definidas en este caso por \underline{v}^{e} , los caudales de entrada y salida resultaran diferentes. Si se considera la velocidad del elemento a contracorriente $\underline{v}^{e^{-}}$ en el cálculo del caudal entrante, $\beta=1$ se minimiza el error cometido, pues valores decrecientes del espesor provocan valores crecientes de la velocidad, y se compensa el caudal entrante y saliente. En la Figura 4 se muestra el error cometido con distintos tamaños de malla, para $\beta=1,al$ llenar un molde de espesor creciente de 0.01 a 0.02 m. con una longitud de 0.5 m. y un ancho de 0.26 m. La velocidad de entrada es impuesta a 0.01 m./s.



Fig. 4 - Secuencia de llenado de molde con espesor variable creciente para $\beta=1$ valores de velocidades en elementos y error cometido con distintos mallados

5.3 Flujo con variación de velocidad por cambios de sección con zonas de espesor constante y variable.

En el caso general en el que la geometría del molde sea arbitraria tendremos que buscar un compromiso entre los dos comportamientos anteriores. Así la ponderación de la velocidad del propio elemento y la del vecino a contracorriente en la definición del caudal de entrada con β =0.5 permite obtener resultados satisfactorios en moldes con geometría compleja y espesor variable, donde el valor de la velocidad es diferente en cada zona del molde. La Figura 5 muestra la secuencia de llenado de un molde en el que la inyección central provoca diferencias de velocidad a pesar de ser el espesor constante de 0.01 m. en esa zona de la pieza. Además, al tener una zona izquierda donde el espesor crece de 0.01 a 0.015 m. y una zona derecha donde se reduce de 0.01 a 0.005 m., se producen diferencias de velocidad de la resina en la boquilla es fijada en 0.01 m/s, por lo que el caudal de entrada es de 20 x10⁻⁶ m³/s y el tiempo teórico de llenado de 325 s. El mallado representado tiene 380 elementos. En la Figura 6 se comparan los errores al utilizar β =1, β =0.5 y β =0 para un mallado de 380 elementos y también podemos observar como disminuye el error al aumentar el número de elementos para β =0.5.



Fig. 5 - Secuencia de llenado de un molde complejo con espesor variable con β =0.5. Su tiempo teórico de llenado es de 325 s.



Fig. 6 - Error cometido para distintos valores de β en molde complejo con espesor variable. Error para distintos tamaños de malla con $\beta=0.5$

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se han descrito diferentes estrategias de actualización del frente de avance en el llenado de moldes por RTM. Se ha desarrollado una técnica eficiente que permite minimizar los efectos que originan discontinuidades en el campo de velocidades debidas a variaciones de la geometría del canal de fluido.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado gracias a la financiación de la Universidad Cardenal Herrera-CEU, proyecto UCH 2-27 y del Oficina de Ciencia y Tecnología(OCYT), proyecto CTIDIA/2002/20.

REFERENCIAS

ADVANI, S.G. (1994), *Flow and rheology in polymer composite manufacturing*, Elsevier. J.A. GARCÍA, LI. GASCÓN, F. CHINESTA, (2003). A Fixed Mesh Numerical Method for Modelling the Flow in Liquid Composites Moulding Processes Using a Volume of Fluid Technique, *Comp. Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 192/7-8 (2003) 877-893.

C. HIRT, B. NICHOLS (1981), Volume of fluid method for the dynamics of free boundaries, *J. Comput. Phys*, 39, (1981) 201-225.

LL. GASCÓN AND J. M. CORBERÁN (2001), TVD Schemes for Non-homogeneous Conservation Laws, *Journal of Computational Physics*, 172, 261-297.

Estudio numérico del efecto borde en el llenado de moldes por RTM

R. Torres

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universidad Politécnica de Valencia, España **F. Chinesta** LMSP- ENSAM, París, Francia

RESUMEN

La aplicación del procedimiento de moldeo por transferencia de resina en la fabricación de piezas en materiales compuestos plantea algunas cuestiones de índole práctica, entre las que podemos citar la disposición de las salidas de aire del molde. Su situación debe ser cuidadosamente estudiada para conseguir un llenado completo y correcto del molde. Uno de los fenómenos que afectan a la posición de las últimas zonas que se llenan es el efecto de borde (*race-tracking*). Éste suele presentarse por la dificultad para ajustar el refuerzo en los límites de la pieza, dejando en los bordes del refuerzo unas zonas de permeabilidad superior a la del resto de la pieza, de modo que la resina encuentra caminos preferentes, por donde avanzará más rápidamente de lo esperado.

Se ha considerado al refuerzo en el molde como un medio poroso, empleando el modelo de Darcy para representar el flujo de la resina en él, caracterizando al medio mediante su tensor de permeabilidad. En la zona próxima a los límites de la pieza se ha supuesto una banda cuya permeabilidad es superior, simulando la mayor facilidad al paso de la resina en esta región. De este modo, se ha estudiado el problema en una geometría bidimensional tipo, formada por dos regiones de diferente permeabilidad en un molde rectangular. Se estudian los campos de velocidades y de presiones en ambas regiones.

Para la determinación de la posición del frente de avance se ha empleado una técnica VOF (Volume of Fluid) con una malla fija, y una formulación en presión para resolver la ecuación de Darcy en el dominio completo, asignando un pseudo-comportamiento a la región vacía del dominio.

1. INTRODUCCIÓN

El proceso de fabricación de piezas en materiales compuestos por LCM, y en concreto por RTM, está siendo objeto de gran atención por las industrias de la aeronáutica, automoción

y otras, pues permite obtener piezas de geometría compleja, con amplia gama de tamaños, buen acabado superficial por ambas caras, buen control dimensional, posibilidad de incorporar insertos, y trabajar con presiones bajas, manteniendo un coste de la instalación moderado.

El proceso de fabricación por Moldeo por Transferencia de Resina (RTM) se realiza en diferentes etapas. Se comienza por la elaboración del refuerzo de la pieza a fabricar. En esta etapa permite un gran control sobre la disposición y orientación de los refuerzos de la pieza. Estos refuerzos pueden tener diferentes arquitecturas, como fieltros de fibras orientadas aleatoriamente, telas tejidas de diferentes modos, estructuras tejidas tridimensionales, etc., y las fibras pueden estar constituidas de diferentes materiales, tales como fibra de vidrio, carbono, Kevlar, etc. El refuerzo es quien proporciona a la pieza sus propiedades mecánicas. En la siguiente etapa, el refuerzo se coloca en el molde y se cierra. A continuación se inyecta la resina, habitualmente un termoestable, que llenará el molde, impregnando el refuerzo. La resina comenzará la reacción de polimerización y cuando esta avance lo suficiente como para que la pieza sea consistente, se procederá a su extracción del molde.

Cada una de las etapas del proceso es importante para que este tenga éxito. En el presente trabajo se va a estudiar la etapa de llenado del molde desde un punto de vista macroscópico, prestando atención al problema del flujo anómalo que tiene lugar en los bordes de las piezas y en las zonas de gran curvatura, donde el refuerzo no puede amoldarse a la geometría del molde. En estas zonas se producen unos espacios donde la densidad de fibras es menor, o incluso hay zonas donde no hay refuerzo, provocando que el flujo de resina discurra por estas a mayor velocidad que por el interior del refuerzo. Este flujo por estas zonas más permeables provoca una alteración en el avance del frente de fluido, alterando la forma de llenarse del molde.

2. MODELIZACIÓN

La etapa de inyección de la resina a través del refuerzo se modeliza como si se tratase del paso de un fluido por un medio poroso. Este se representa de forma habitual mediante la ecuación de Darcy:

$$\underline{v} = -\frac{\underline{K}}{\mu} \nabla P \tag{1}$$

Donde \underline{v} es el vector velocidad media, \underline{K} es el tensor de permeabilidad, μ es la viscosidad de la resina, y *P* es el campo de presiones del fluido. El dominio completo del molde se denota por Ω , diferenciando la parte llena de fluido (Ω_f) y la parte vacía (Ω_y),

y llamando Γ_0 a la parte de la frontera por donde entra fluido, Γ_f a la superficie libre del frente de avance, y Γ_w a la frontera de la región fluida en contacto con las paredes del molde, cumpliendo:

$$\overline{\overline{\Omega}} = \overline{\Omega_f \cup \Omega_v} \overline{\partial \Omega_f} = \overline{\Gamma_0 \cup \Gamma_f \cup \Gamma_w}$$
(2)

El llenado del molde se realiza antes de que la reacción de polimerización avance de modo significativo, de modo que se supone que la temperatura no varía, manteniendo el fluido una viscosidad constante. También se considera que el refuerzo no se desplaza ni se modifica su configuración durante el llenado del molde, de modo que la permeabilidad del refuerzo se mantendrá constante. En estas condiciones se puede establecer la hipótesis de que el flujo macroscópico de resina es incompresible:

$$\nabla \underline{\nu} = 0 \quad \text{en } \Omega_f \tag{3}$$

Haciendo uso de las ecuaciones (1) y (3) podemos plantear la formulación en presión del problema, donde se denota por Ω_f a la porción del dominio ocupada por fluido:

$$\Delta \underline{P} = 0 \ \text{en } \Omega_f \tag{4}$$

Las condiciones de contorno serán de presión conocida en la entrada del fluido y presión cero en el frente de avance del fluido:

$$P = P_{in} \text{ en } \Gamma_0$$

$$P = 0 \text{ en } \Gamma_f$$
(5)

También debe respetar la condición de impermeabilidad de las pareces del molde, cumpliendo:

$$\underline{v}\underline{n} = 0 \quad \text{en } \Gamma_w \tag{6}$$

Donde \underline{n} representa la normal a la pared del molde.

3. ESQUEMA NUMÉRICO

Para la resolución del problema se ha elegido una estrategia explícita en tiempo con lo que se desacopla la cinemática elíptica del flujo de las ecuaciones hiperbólicas de transporte. Se ha empleado la misma Discretización del dominio para la resolución de ambos

problemas, usando una malla fija del dominio completo.

La presencia de fluido en un elemento de la malla se determina empleando una función auxiliar I(x), que indica la fracción volumétrica del elemento llena de fluido. De este modo se determina que el elemento está lleno cuando I(x) = 1, y que está vacío cuando I(x) = 0. Los valores intermedios indican que se encuentra llenándose, situación que se debe presentar en el frente de avance del fluido.

El transporte de la propiedad I(x,t) está gobernado por la ecuación

$$\frac{\partial I}{\partial t} + (\underline{v} \cdot \nabla)I = 0 \tag{7}$$

Con la condición inicial representando al dominio vacío de fluido:

$$I(x \in \Omega, t) = 0 \text{ para } t = 0 \tag{8}$$

y la condición de contorno indicando que a la entrada del flujo los elementos están llenos:

$$I(x \in \Gamma_0, t) = 1 \tag{9}$$

Para la evolución del campo de velocidades se resolverá, en la parte ocupada por el fluido, la ecuación:

$$\Delta P = 0 \quad \text{en } \Omega_f \tag{10}$$

Esta ecuación se obtiene de la combinación de las ecuaciones de Darcy y de incompresibilidad del flujo. A partir del campo de presiones obtenido, se calcula el campo de velocidades por aplicación de la ecuación de Darcy.

De este modo, el esquema explícito de resolución del problema resulta:

1. En el instante inicial (t = 0):

a.
$$\Omega_f = \emptyset, \ \Omega_v = \Omega$$

b.
$$P(\Gamma_0, t=0) = P_{in}$$

c.
$$I(x,t=0) = \begin{cases} 0 & \text{si } x \in \Omega \\ 1 & \text{si } x \in \Gamma_0 \end{cases}$$

- 2. Cálculo del campo de presiones P(x,t) en Ω_{f} .
- 3. Cálculo del campo de velocidades $\underline{v}(x,t)$ en Ω_f .

- 4. Actualización del campo de fracción ocupada I(x,t) en Ω .
- 5. Actualización de los dominios Ω_f y Ω_{ν} .
- 6. Vuelta al paso 2.

La resolución del campo de presiones se ha realizado empleando el método de elementos finitos con una formulación Galerkin, empleando una interpolación lineal del campo incógnita en elementos triangulares isoparamétricos.

Para la evolución del frente de avance se resuelve la ecuación de transporte de la variable *I*, discretizándola en el tiempo según el desarrollo de Taylor:

$$I(x,t+\Delta t) = I(x,t) + \frac{\partial I}{\partial t}(x,t)\Delta t + \dots + \frac{1}{n!}\frac{\partial^n I}{\partial t^n}(x,t)(\Delta t)^n + \dots$$
(11)

Donde las derivadas temporales evolucionan según la expresión:

$$\frac{\partial^{p}I}{\partial t^{p}} = (\underline{v} \cdot \nabla) \left(\frac{\partial^{p-1}I}{\partial t^{p-1}} \right) = 0 \text{ para } p = 2..n$$
(12)

Aplicando estas expresiones a una discretización del dominio en elementos finitos Ω^e , y calculando las derivadas espaciales de la variable *I* mediante una técnica de Lesaint-Raviart (Galerkin discontinuo), se obtiene:

$$\frac{\partial I^e}{\partial t} = \frac{1}{\left|\Omega^e\right|} \int_{\Gamma^e} I_{\underline{V}} \cdot \underline{n} \, dS \tag{13}$$

De modo que la actualización de la variable *I* de cada elemento de la discretización de elementos finitos resulta:

$$I(\Omega^{e}, t + \Delta t) = I(\Omega^{e}, t) + \frac{\Delta t}{|\Omega^{e}|} \int_{\Gamma^{e}} I \underline{v} \cdot \underline{n} \, dS \tag{14}$$

Para el estudio de la importancia del efecto de borde *(race-tracking)* se ha estudiado el problema bidimensional de un refuerzo situado en un molde rectangular, quedando un espacio sin refuerzo al lado de una de las paredes del molde, tal y como se muestra en la figura:



Fig. 1 – Dominio del problema. Región ocupada por el refuerzo y región libre de refuerzo en la zona inferior de la figura. El molde en posición horizontal.

El comportamiento de la región donde no hay refuerzo se asimila a la de un medio poroso que tuviera la misma capacidad para transportar un fluido, de modo que ambas regiones están modelizadas por la ecuación de Darcy, variando su permeabilidad. Se supondrá que el campo de presiones es constante en todo el dominio.

Dada la imposibilidad de conocer el espacio que queda entre el refuerzo y la pared del molde se va a estudiar un intervalo amplio de valores para la permeabilidad del borde (K2), mientras que el valor de la permeabilidad del refuerzo tiene un rango conocido. Esta se va a estimar mediante la resolución del problema de Stokes en una geometría de sección rectangular, tal y como se describe en Bickerton y Advani (1999), lo que nos proporciona una estimación de la permeabilidad Darcy equivalente:

$$K_{eq} = \frac{a^2}{12} \left(1 - \frac{192a}{\pi^5 b} \sum_{i=1,3,5,\dots}^{\infty} \frac{\tanh\left(i \,\pi \, b/2a\right)}{i^5} \right)$$
(15)

Donde *b* es la anchura y *a* es la profundidad del conducto, estando los valores típicos de la anchura entre 1 y 5 mm, mientras que el espesor de la pieza suele oscilar entre 1 y 15 mm. Con los valores extremos obtendremos un intervalo de permeabilidades equivalentes limitado entre $3.5 \cdot 10^{-8} m^2$ y $3.5 \cdot 10^{-6} m^2$ (véase la tabla 1).

| Anchura $b(mm)$ | Altura <i>a</i> (<i>mm</i>) | Permeabilidad Equiv. (m^2) | |
|-----------------|-------------------------------|------------------------------|--|
| 1 | 1 | 3.51e-8 | |
| 2 | 2 1 5.71e-8 | | |
| 2 | 2 | 1.41e-7 | |
| 3 | 3 | 3.16e-7 | |
| 3 | 10 | 6.08e-7. | |
| 3 | 15 | 6.55e-7 | |
| 8 15 | | 3.55e-6 | |

Tabla 1 - Valores de la permeabilidad equivalente calculados según la dimensión del espacio libre en el borde. (White, 1974)

Los valores de permeabilidad de los refuerzos que se emplean en RTM oscilan entre $10^{-7} m^2$ y $10^{-14} m^2$, dependiendo de la porosidad, tipo de refuerzo, etc. Así, podemos encontrar un ratio entre la permeabilidad equivalente y la del refuerzo del orden de 10^1 hasta 10^6 . Así, se han estudiado los casos K_{eq} / K variando desde valores de 5 hasta 400.

El comportamiento que se espera es la aparición de dos frentes de avance del fluido, uno en la zona menos permeable y otro en la de mayor permeabilidad, que se desplazaran a velocidades iguales inicialmente, y que rápidamente se igualaran las velocidades, manteniendo una distancia constante entre ellos (Luce y otros, 1995). Para un medio compuesto por dos capas, esta distancia está determinada por la expresión:

$$\Delta l = h \sqrt{\frac{1}{4} \left(\frac{K_2 - K_1}{K_t}\right)} \tag{16}$$

Donde K_t es una permeabilidad ficticia que representa la dificultad que encuentra el fluido para pasar de un medio a otro.

4. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Se la llevado a cabo la simulación del llenado de un molde de un metro de longitud y de 35 milímetros de anchura. En esta configuración es posible observar la distancia entre los frentes, incluso para relaciones K / K_{eq} del orden de 500. La anchura de la zona de mayor permeabilidad es de 5 mm. Se ha empleado una presión barométrica de 1 bar en el extremo izquierdo del dominio y la condición de presión nula en el frente de avance.

Las soluciones que se presentan a continuación han sido obtenidas empleando una malla de 8430 nodos y 15330 elementos triangulares. Los campos calculados son: la fracción de



volumen ocupada por el fluido, presión y velocidad del fluido.

Fig. 2 - Evolución del frente de avance del fluido en un instante intermedio. Distancia constante entre los frentes.



Fig. 3 - Campo de presiones en las zonas inferior y superior del dominio.

En la figura 3 podemos observar como la zona marcada con la letra A se encuentra saturada de fluido, tanto en la región más permeable como en la menos permeable. Se observa que la presión es igual entre ambas regiones. En la zona B se observa que ambas zonas se encuentran saturadas de fluido, pero la presión en ambas zonas no se encuentra equilibrada. Esto tendrá como consecuencia el establecimiento de un flujo en la dirección y para compensar esta diferencia. En la región C la región más permeable esta llena de fluido y la menos permeable solo esta llena parcialmente, en la zona próxima a la zona permeable.

En la zona A se encuentra en un régimen establecido de flujo, mientras que en las zonas B y C el régimen no esta establecido, presentando componentes verticales de velocidad importantes, tal y como se observa en la Fig. 4.



Fig. 4 - Módulo de la componente vertical de la velocidad del fluido. En azul las zonas donde la componente vertical de la velocidad es mayor del 1% de la máxima velocidad en el dominio.

El estudio realizado permite establecer que el modelo de la permeabilidad equivalente para el estudio del efecto borde es apropiado y proporciona buenas estimaciones sobre el comportamiento del frente de avance, permitiendo evaluar la posición óptima de las salidas de aire para una evacuación correcta, sin dejar zonas secas en el molde.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado con la financiación de la Oficina de Ciencia y Tecnología (OCYT), proyecto CTIDIA/2002/20 y del Ministerio de Ciencia y Tecnología (MCYT), proyecto DPI2001-2792.

REFERENCIAS

BICKERTON, S. y ADVANI, S. G. (1999) Characterization and modelling of racetracking in liquid composite molding processes. *Composites Science and Technology*, 59, pp. 2215-2229.

LUCE, T. L., ADVANI, S.G., HOWARD, J. G., PARNAS, R. S. (1995) Permeability characterization. Part 2: Flow behaviour in multiple-layer performs. *Polymer composites*. Vol 16, nº 6. pp446-458

ADVANI, S.G. (1994) Flow and rheology in polymer composites manufacuring. Composite Materials Series, 10. Elsevier.

WHITE, F. M. (1974), Viscous fluid flow. McGraw-Hill.

Influencia de los parámetros del proceso de pultrusión sobre el grado de reticulación y las propiedades mecánicas de una resina acrílica reforzada con fibra de vidrio

M. Sarrionandia, J. Aurrekoetxea

Escuela Politécnica Superior Mondragon Unibertsitatea, España.

A. Vázquez

Instituto de Investigación en Ciencia y Tecnología de Materiales (INTEMA), Universidad Nacional de Mar del Plata, Argentina

I. Mondragón

Escuela Ingeniería Técnica Industrial, Universidad del País Vasco/EHU, España.

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo consiste en determinar la influencia de los parámetros del proceso de pultrusión (velocidad de tirado y temperatura de molde) en las propiedades mecánicas (módulo de elasticidad y resistencia a la flexión) del perfil obtenido, relacionándolo con el proceso de curado de la resina.

El análisis del proceso de curado se ha realizado basándose en técnicas de calorimetría diferencial de barrido (DSC). Los ensayos isotérmicos han permitido determinar la energía de activación y los parámetros cinéticos correspondientes al material. Partiendo de estos parámetros se ha desarrollado un modelo teórico para describir el curado de la resina dentro del molde de pultrusión. Posteriormente se han contrastado los resultados del modelo teórico con la temperatura que alcanza la resina durante su polimerización dentro del molde. Los resultados obtenidos teórica y experimentalmente muestran una buena correlación.

Las propiedades mecánicas caracterizadas mediante el ensayo de flexión por tres puntos han demostrado que: 1) El módulo de elasticidad disminuye al aumentar la velocidad de tirado, mientras que no varía en el rango de temperaturas de molde analizado. 2) La resistencia a la flexión disminuye al aumentar tanto la velocidad de tirado como la temperatura del molde. Esta pérdida de propiedades se justifica con variaciones en la polimerización de la resina procesada en diferentes condiciones.

1. INTRODUCCIÓN

La pultrusión es un proceso de transformación para la obtención en continuo de perfiles de sección constante cuyas prestaciones son elevadas. La productividad del proceso es elevada y los campos de aplicación de los productos obtenidos son muy diversos: industria química y eléctrica, agricultura, deportes, construcción, automoción, obras públicas (Andreu, 2000),... y en la actualidad, el sector que se dedica a este proceso está sufriendo un crecimiento notable (Fanucci, 2001).

Los parámetros de proceso más importantes son la temperatura del molde y la velocidad de tirado (Coelho, 2002). Estos parámetros van a afectar a la polimerización de la resina, y las propiedades mecánicas del perfil obtenido van a depender de la misma. Conocer la relación que existe entre los parámetros de proceso y las propiedades del perfil permite obtener productos de elevada calidad con un decremento mínimo de la productividad.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La resina utilizada en este trabajo ha sido un uretano-acrilato (Modar 865 de Ashland Chemical) catalizada con Perkadox 16 en una cantidad de 1.6 phr. El refuerzo utilizado ha sido fibra de vidrio E (Ahlström Kuitulasi-glassfibre).

Para la pultrusión se ha utilizado un molde de 0.8 m de longitud cuya sección transversal ha sido de 3.10^{-3} x 90.10^{-6} . Tres termopares situados a 0.25m, 0.47m y 0.69 m respectivamente desde la entrada del molde han controlado la temperatura del mismo (60°C en la parte más cercana a la entrada (T₁), 160°C en la parte más alejada de la entrada (T₃) y una temperatura (T₂) que ha variado entre 80°C y 140°C en la parte central del molde). En el interior del perfil se ha introducido otro termopar que ha medido la temperatura del mismo mientras éste ha atravesado el molde.

La velocidad de tirado ha sido de 100 mm/min, 200 mm/min, 400 mm/min o 600 mm/min. De los perfiles obtenidos por pultrusión se han cortado probetas de $60x10x3 \text{ mm}^3$ en el sentido transversal a la fibra y se ha analizado su módulo de elasticidad y resistencia mediante flexión a tres puntos en una máquina de ensayos universal Instron a temperatura ambiente, con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 2.10⁻⁵ m/s y con una luz de 48 mm.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Para describir la evolución de la temperatura y el grado de conversión de la resina dentro del molde se ha utilizado la ecuación 1 y las siguientes condiciones de contorno:

1. El proceso está trabajando en régimen permanente.

- 2. La conductividad térmica en la dirección de tirado, dirección *Z*, y en la dirección *X* es despreciable comparada con la de la dirección *Y*, ver figura 1.
- 3. Dentro del molde el perfil está en todo momento en contacto las paredes.



Fig. 1 - Esquema del sistema de coordenadas utilizado para la modelización del curado dentro del molde de pultrusión

Varios autores (Batch, 1993) (Moschiar, 1996), han demostrado la validez de este modelo de transferencia de calor para modelizar la pultrusión.

En la tabla 1 se recoge la ecuación del modelo así como los parámetros cinéticos y físicos necesarios para describir la evolución de la temperatura y el grado de conversión. Los parámetros cinéticos se han obtenido mediante calorimetría diferencial (Sarrionandia, 2000) mientras que las propiedades físicas se han encontrado en la bibliografía.

| Parámetros | Ecuación del modelo |
|------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| $\rho_r = 1075 \text{ kg/m}^3$ | |
| $\rho_z = 2540 \text{ kg/m}^3$ | $\int C U \partial T = \partial^2 T + A U = A U = A $ (1) |
| $Cp_r = 1.883 \text{ kJ/kg K}$ | $\rho \cdot C_p \cdot V_{tir.} \cdot \frac{\partial Z}{\partial Z} = \kappa_c \cdot \frac{\partial Y^2}{\partial Y^2} + \Delta H_{Total} \cdot \rho_r \cdot w_r \cdot \frac{\partial T}{\partial t} $ (1) |
| $Cp_z = 0.833 \text{ kJ/kg K}$ | |
| $k_r = 0.169 \text{ J/m s K}$ | Dente |
| $k_z = 0.866 \text{ J/m s K}$ | Donde: |
| $\Delta H_{Total} = -274 \text{ J/g}$ | $\rho = \varphi_r \cdot \rho_r + \varphi_z \cdot \rho_z$ |
| $\varphi_r = 42.91\%$ | $C_p = w_r \cdot C_{p_r} + w_z \cdot C_{p_z}$ |
| $w_r = 23.6\%$ | $\frac{1}{1} = \frac{\varphi_r}{\varphi_z} + \frac{\varphi_z}{\varphi_z}$ |
| m = 0.773 | $k_c k_r k_z$ |
| <i>n</i> = 1.227 | $\frac{dx}{dt} = V \cdot \frac{dx}{dt} = \frac{k}{k} \cdot r^m \cdot (r - r)^n$ |
| $k_0 = 2.96 \ 10^{13} \ \mathrm{s}^{-1}$ | $dt = t_{tir.} dZ = x_{max} (x_{max} x)$ |
| $E_a = 95.9 \text{ kJ/mol}$ | siendo $k - k \cdot e^{-E_a/RT}$ |
| R = 8.314 J/mol K | Sichuo $\kappa - \kappa_0 \cdot \epsilon$ |

Tabla 1 - Ecuación del modelo teórico y parámetros cinéticos para la modelización de la temperatura dentro del perfil.

donde el subíndice *r* hace referencia a la resina y el *z* a la fibra, y ρ es la densidad, *Cp* es la capacidad calorífica, *k* es la conductividad térmica, ΔH_{Total} es el calor de reacción total, φ es el porcentaje en volumen, *w* es el porcentaje másico, *m* y *n* son los ordenes de reacción,

 k_o es el factor de frecuencia de la reacción de curado, E_a es la energía de activación y R es la constante universal de los gases.

En la figura 2 se muestra la temperatura del perfil (T) en función de la posición dentro del molde (Z) para una distribución de temperaturas de molde 60-80-160 °C y 200 mm/min de velocidad de tirado. Este resultado es representativo de los obtenidos con el resto de temperaturas de molde y velocidades de tirado. En dicha gráfica se han representado tres curvas; por un lado la temperatura experimental, y por otro, dos curvas teóricas; una para la temperatura en el centro del perfil, y otra para la temperatura en la superficie del mismo. El pico de temperatura que se observa en las curvas está relacionado con la velocidad máxima de reticulación de la resina.

Se puede apreciar que existe una buena correlación entre la temperatura experimental y la obtenida para la parte central del perfil con el modelo teórico; en lo que a los picos se refieren tanto la temperatura como la posición Z dentro del molde son muy similares, esto valida el modelo teórico propuesto. Se han comparado estas dos curvas porque el termopar que ha medido la temperatura ha sido ubicado en la parte central del perfil.



Fig. 2 - Temperatura de perfil frente a longitud de molde para una temperatura de molde de 60-80-160°C, siendo la velocidad de tirado de 200 mm/min.

La figura 3 muestra la distribución de temperaturas medida experimentalmente dentro del perfil (*T*) para diferentes velocidades de tirado cuando la temperatura del molde es de 60-100-160°C cuyo control se hace a la longitud del molde indicada por las rectas verticales T_1 , T_2 y T_3 . Las curvas muestran que un aumento de la velocidad de tirado desplaza el pico de temperatura asociada a la velocidad de reticulación máxima hacia la salida del molde.



Fig. 3 - Temperatura medida dentro del perfil cuando éste atraviesa el molde calentado a 60-100-160°C al variar la velocidad de tirado.

En la figura 4 está representada la temperatura medida dentro del perfil mientras éste atraviesa el molde a una velocidad de 600 mm/min para diferentes temperaturas centrales del molde. Se ve que cuanto mayor es la temperatura en la parte central del molde (T_2) antes se obtiene el pico de temperatura, lo cual indica que la resina polimeriza más rápidamente y después de haber recorrido menor longitud dentro del molde.



Fig. 4 - Temperatura medida dentro del perfil cuando éste atraviesa el molde a una velocidad de 600 mm/min a diferentes T₂.

La figura 5 muestra el tiempo necesario para alcanzar el pico de temperatura frente a la velocidad de tirado en perfiles obtenidos a diferentes temperaturas centrales de molde.



Fig. 5 - Tiempo necesario para alcanzar el pico de temperatura versus velocidad de tirado para diferentes T₂.

A medida que aumenta la velocidad de tirado la resina tiene menos tiempo para reticular, y a medida que la temperatura central del molde aumenta, la reticulación se da más rápidamente también. La velocidad de tirado tiene mayor influencia que la temperatura central del molde en la disminución del tiempo de polimerización.

Las figuras 6 y 7 muestran el módulo de elasticidad (E) y la resistencia a la flexión (σ) frente a la velocidad de tirado cuando la temperatura central del molde es 100°C o 120°C respectivamente.



Fig. 6 - Módulo de elasticidad y resistencia a la flexión frente a la velocidad de tirado de perfiles obtenidos a 100°C de T₂.

En la figura 6 se observa que el módulo de elasticidad disminuye al aumentar la velocidad de tirado y que las diferencias que se observan para la resistencia a la flexión se pueden considerar despreciables ya que son del orden del error experimental.



Fig. 7 - Módulo de elasticidad y resistencia a la flexión frente a la velocidad de tirado de perfiles obtenidos a 120°C de T₂.

En la figura 7 se ve que tanto el módulo de elasticidad como la resistencia a la flexión disminuyen al aumentar la velocidad de tirado. Esto puede ser debido a que al aumentar la velocidad de tirado el tiempo que tiene la resina para reticular disminuye. En la figura 5 se ve que para velocidades superiores a 200 mm/min el tiempo en el que se alcanza el pico de temperatura es inferior a 2 min., y menor cuanto mayor es la temperatura central del molde, por lo que la resina tiene que polimerizar en menos tiempo.

Las figuras 8 y 9 muestran el módulo de elasticidad (E) y la resistencia a la flexión (σ) frente a la temperatura central del molde cuando la velocidad de tirado es 200 mm/min o 600 mm/min, respectivamente.



Fig. 8 - Módulo de elasticidad y resistencia a la flexión frente T_2 para perfiles obtenidos a 200 mm/min de velocidad de tirado.

En la figura 8 se observa que, tanto el módulo de elasticidad como la resistencia a la flexión no varían al aumentar la temperatura central del molde a bajas velocidades de tirado. Sin embargo, cuando la velocidad de tirado es alta, figura 9, el módulo de elasticidad no aumenta al incrementar la temperatura central del molde, pero la resistencia a la flexión disminuye. Para una velocidad de tirado dada, el hecho de aumentar la

temperatura en la parte central del molde disminuye el tiempo en el que se consigue el pico de temperatura, pero esta disminución es menor que cuando se aumenta la velocidad de tirado. Trabajando a velocidades de tirado bajas esta disminución no reduce mucho el tiempo de polimerización, en todos los casos es superior a 2 min. Pero si se aumenta la velocidad de tirado, el tiempo al que se obtiene el pico de temperatura disminuye mucho y una pequeña disminución del mismo debida al aumento de T₂ hace que la resistencia a la flexión disminuya.



Fig. 9 - Módulo de elasticidad y resistencia a la flexión frente a T_2 para perfiles obtenidos a 600 mm/min de velocidad de tirado.

El comportamiento de la resistencia a la flexión se puede explicar de la siguiente manera. Para velocidades de tirado bajas, el tiempo que tiene la resina para polimerizar es elevado, ver figura 5, y la disminución de tiempo que supone el aumentar la temperatura central del molde deja todavía un tiempo de polimerización elevado. Mientras que si tenemos velocidades de tirado altas, el tiempo de polimerización es bajo incluso a temperaturas centrales de molde bajas, y el hecho de aumentarla más hace que la disminución de tiempo que esto supone afecte a la polimerización de la resina.

4. CONCLUSIONES

El modelo teórico propuesto para la evolución de la temperatura del perfil dentro del molde concuerda bien con las medidas obtenidas experimentalmente.

El aumento de la velocidad de tirado y de la temperatura central del molde (T_2) hacen que la resina polimerice más rápido. Sin embargo, la distancia recorrida en el molde para polimerizar aumenta al incrementar la velocidad de tirado y disminuye al aumentar la T_2 . La influencia de la velocidad de tirado es mayor que la de la temperatura del molde tanto en el tiempo de polimerización de la resina como en la longitud que recorre la misma dentro del molde antes de polimerizar.

En cuanto a las propiedades mecánicas, al aumentar la velocidad de tirado, tanto el módulo de elasticidad como la resistencia a la flexión disminuyen, y esta disminución es mayor

cuanto mayor T_2 . Esto puede ser debido a que al aumentar la velocidad de tirado la resina tiene que polimerizar en menos tiempo, y éste es menor cuanto mayor sea T_2 .

Al aumentar la temperatura central del molde, el módulo de elasticidad no varía mientras que la resistencia a la flexión presenta diferente comportamiento en función de la velocidad de tirado. Para velocidades de tirado pequeñas la resistencia a la flexión no depende de la T_2 , mientras que para velocidades elevadas, la resistencia disminuye al aumentar la T_2 .

REFERENCIAS

Andreu G., Sánchez-Soto M. Y Pagès P. (2000). *Estudio de la viabilidad para la construcción de un puente para tráfico peatonal en material compuesto*. Revista de Plásticos Modernos, 80, 534, 683.

BATCH G. L. AND MACOSKO C. W. (1993). *Heat Transfer and Cure in Pultrusion: Model and Experimental Verification*. AIChE Journal, 39, 1228.

COELHO R. M. L. Y CALADO V. M. A. (2002). An Optimization Procedure for the Pultrusion Process based on a Finite Element Formulation. Polymer Composites, 23, 3, 329.

FANUCCI J. P., GORMAN J. J. Y NYKVIST W. (2001). *Pultrusion technology: Large Composite Structures are Appearing on the Horizon*. Sampe Journal, 31, 1, 18.

MOSCHIAR S. M., REBOREDO M. M., LARRONDO H. Y VAZQUEZ A. (1996). *Pultrusion of Epoxy Matrix Composites: Pulling Force Model and Thermal Stress Analysis.* Polymer Composites, 17, 6, 850.

SARRIONANDIA M. A., MONDRAGÓN I., MOSCHIAR S. M. Y VAZQUEZ A. (2000). *Analysis of Kinetic Parameters of an Urethane-Acrylate Resin for Pultrusion Process*. Journal of Applied Polymer Science, 77, 355.

Influencia del cambio de ángulo de bobinado sobre el comportamiento mecánico de los domos de un depósito a presión en materiales compuestos

G. Vargas, J. Cruz

Grupo de Nuevos Materiales, Universidad Pontificia Bolivariana, Colombia A. Miravete Grupo de Materiales Compuestos, Universidad de Zaragoza, España

A. Chiminelli

Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

RESUMEN

En este trabajo se presenta la influencia del cambio de ángulo de bobinado sobre el comportamiento mecánico de los domos esféricos de un depósito a presión. Para estudiar dicha influencia se llevó a cabo una simulación numérica por el método de los elementos finitos, considerando el cambio de orientación del refuerzo con respecto a la dirección axial. El laminado del recipiente, fabricado por bobinado de filamentos (resina epoxi reforzada con fibra de carbono), es considerado como un material compuesto ortótropo. Se consideró el criterio de rotura cuadrático de Tsai - Wu como función límite del laminado. La simulación numérica ha indicado que el domo esférico es la zona más crítica del depósito a presión, y que existe una influencia significativa en el comportamiento mecánico del sistema del ángulo de bobinado y de su variación en la esfera. Por ello, las posibles mejoras en el diseño y en la manufactura del depósito, tomando como referencia las variables de procesado, se deben enfocar en esta zona del elemento.

1. INTRODUCCIÓN

Existen diversos procesos de manufactura para la fabricación de recipientes en plástico reforzado como son el moldeo manual, el moldeo por aspersión, el moldeo con bolsa bajo presión y el moldeo por centrifugación. Sin embargo, cuando se pretende fabricar un depósito sometido a alta presión interior el principal proceso empleado es el bobinado de filamentos, dadas las ventajas tecnológicas con respecto a los procesos anteriores. Este proceso consiste en la obtención de piezas huecas por enrollamiento de refuerzos impregnados en continuo por una resina, sobre un molde o mandril (soporte rígido que reproduce estrictamente la forma y dimensiones internas del modelo). La resina se cura posteriormente bajo condiciones ambientales (Miravete, 2000; ASM, 1998).

Durante la fabricación de un depósito en materiales compuestos por la técnica de bobinado de filamentos, las fibras deben deslizar durante el enrollamiento para alcanzar la mayor eficiencia en el uso del refuerzo. Esto limita la optimización en el diseño de modo que las trayectorias de bobinado están restringidas para seguir curvas geodésicas aproximadas. Tal condición hace que el ángulo de bobinado no sea constante en la superficie de los domos esféricos de un depósito. Es más, a medida que el refuerzo es bobinado en la esfera, al avanzar el cabezal de impregnación, su orientación aumenta gradualmente hasta alcanzar un valor igual a 90° en el extremo del domo, donde comienza el recorrido en sentido contrario.

Dadas las características de la técnica de fabricación del recipiente por *filament winding*, el ángulo de bobinado no es constante en el domo. Igualmente, la cabeza del recipiente no se toma como una superficie esférica cerrada, pues existe un inserto metálico para acoplar los sistemas de seguridad y de control. Dicho inserto afecta las condiciones de fabricación y el comportamiento mecánico del depósito. En particular, en la zona de unión entre el cilindro y el domo esférico, el ángulo de orientación toma el valor de la zona cilíndrica. A medida que la fibra es enrrollada en la esfera, al avanzar el cabezal de impregnación, su orientación aumenta de forma gradual hasta alcanzar un valor igual a 90° en el extremo del inserto. Por ello, sería un error de diseño y de simulación, considerar el ángulo de bobinado en el domo como constante. De este modo, para la simulación se debe tener en la cuenta la variación del ángulo de la fibra en dicha zona, en el plano del laminado.

2. SIMULACIÓN NUMÉRICA

Para la simulación numérica del depósito a presión en materiales compuestos se ha considerado un recipiente cilíndrico con domos esféricos fabricado por la técnica de bobinado de filamentos. El recipiente ha sido modelado como un liner interior no estructural reforzado por un material compuesto ortótropo: plástico reforzado con fibra de carbono. Se calcularon los esfuerzos y se consideró el criterio de falla de Tsai – Wu (Tsai, 1992) como función de estado límite para el laminado. El diseño óptimo del depósito se llevó a cabo considerando algunas de las principales variables del proceso: el ángulo de bobinado y el espesor del laminado. Se llevó a cabo un análisis teórico por el método de los elementos finitos considerando el cambio en el ángulo a lo largo del domo esférico, para estudiar su efecto en el comportamiento mecánico del recipiente. Para verificar el análisis por elementos finitos se llevó a cabo un análisis de convergencia (Zienkiewicz, 1982). La simulación numérica del depósito se ha ejecutado usando los programas comerciales MSC Patran, ABAQUS / Standard y ABAQUS / Post, de acuerdo con las dimensiones, los materiales (Chang, 2000) y las condiciones de operación del sistema. Para modelar la estructura se emplearon elementos tipo shell, cuadrilaterales, para esfuerzo desplazamiento, con ocho nodos, interpolación cuadrática e integración reducida.

3. TRAYECTORIAS GEODÉSICAS

Idealmente, una estructura fabricada por bobinado de filamentos debería cubrir completamente la superficie del mandril, *liner* interior de PEAD, sin presentarse vacíos en la matriz ni torceduras en el refuerzo. En otras palabras, para alcanzar la mayor eficiencia en el uso del material de refuerzo, las fibras deben deslizar durante el enrrollamiento. Esto limita la optimización en el diseño de modo que las trayectorias de bobinado están restringidas para seguir curvas geodésicas aproximadas, es decir, las trayectorias más cortas entre dos puntos de una superficie curva (Kabir, 2000). La trayectoria de la fibra se adapta a una hélice bobinada sobre la superficie del depósito. Usando la teoría de placas para balancear los esfuerzos en la cabeza (Hoa, 1991), la trayectoria de la fibra debe satisfacer la siguiente condición:

$$\frac{N_{\phi}}{R_1} + \frac{N_{\theta}}{R_2} = P \tag{1}$$

Donde R_1 y R_2 son los radios meridional y circunferencial (ver figura 1), y N_{ϕ} y N_{θ} son las fuerzas meridional y circunferencial respectivamente. La relación entre los radios se puede simplificar a partir de la siguiente ecuación, que es válida si $Tan^2 \alpha <$.

$$\frac{R_2}{R_1} = \frac{x \frac{d^2 y}{dx^2}}{\frac{dy}{dx} \left[1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}}} = 2 - Tan^2 \alpha$$
(2)

La condición para que los filamentos de fibra se sitúen a lo largo de líneas geodésicas se cumple cuando:

$$x Sen \alpha = x_0 = Constante$$
(3)

Donde x_o es el radio del inserto ubicado en el extremo del depósito, como se indica en la figura 2. Si los filamentos se enrrollan en continuo para una abertura x_o , la constante de la ecuación (3) se puede evaluar, pues la fibra debe ser tangente a esta abertura. Luego:

$$Sen\alpha = \frac{x_0}{x} \tag{4}$$

Sustituyendo la expresión anterior en la ecuación (2) se halla una ecuación diferencial, cuya solución es la siguiente integral de tercer orden:

$$y = -\int \frac{x^3}{((1 - x^2)(x^2 - a_1)(x^2 - a_2))} dx + C$$
(5)

Donde la constante de integración se evalúa para la condición de frontera: x = R, cuando y = 0, y los valores a_1 y a_2 se calculan según:

$$a_{1} = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{1+4x_{0}^{2}}{1-x_{0}^{2}} \right)^{\frac{1}{2}} - 1 \right] \qquad \qquad a_{2} = -\frac{1}{2} \left[\left(\frac{1+4x_{0}^{2}}{1-x_{0}^{2}} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]$$
(6)





Fig. 1 - Bobinado helicoidal en la cabeza del recipiente

Fig. 2 - Geometría de la cabeza esférica con abertura

Las trayectorias geodésicas anteriores de la fibra en la cabeza esférica durante el bobinado, han sido resueltas en función del ángulo inicial en la unión entre el cilindro y la esfera, y de la ubicación en la cabeza (Kabir, 2000), según la ecuación:

$$Sen\alpha_n = \frac{RSen\alpha_0}{x}$$
(7)

Donde, α_0 : Ángulo de bobinado inicial

 α_n : Ángulo de bobinado variable en el contorno de la esfera

x: Distancia radial desde el eje longitudinal del recipiente

R: Radio interno del cilindro (x máxima)

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

A partir de la solución presentada por Kabir (Kabir, 2000) se determinaron las trayectorias geodésicas, es decir los valores del ángulo variable de bobinado en el domo esférico, para

diferentes ángulos iniciales, en función del ángulo polar ϕ . En ese orden de ideas, se determina por medio de los métodos numéricos, el ángulo inicial de orientación óptimo de las fibras en el enrollamiento de la esfera del recipiente. Para tal fin, se considera un recipiente cilíndrico con domo esférico y un inserto metálico cilíndrico en su extremo.

La secuencia inicial de laminado considerada en el cilindro está compuesta por 36 capas helicoidales, con un ángulo de bobinado constante igual a 45°, y 12 capas circunferenciales. En el domo, por 36 capas helicoidales. La presión interior a la que está sometido el sistema, según la norma técnica colombiana NTC 3847 (ICONTEC, 2000), es la presión de servicio de referencia igual a 24.83 MPa (248 bar).

Los resultados numéricos de esta etapa de la simulación se presentan, para el domo del depósito, en las figuras 3 a 6. Así, estos resultados indican la variación tanto de los esfuerzos como del coeficiente de Tsai – Wu con el ángulo polar, ϕ , tomando como patrón de comparación el ángulo inicial de bobinado en la esfera, α_0 . Analizando dichos resultados, se aprecia que existen dos tendencias en el comportamiento: una es la que toman las curvas correspondientes a pequeños ángulos de bobinado inicial (10°, 19,5° y 30°); la otra a grandes ángulos (60° y 75°). Sin embargo, los resultados para el ángulo de bobinado inicial igual a 45° no están enmarcados en ninguna de estas dos tendencias.

En los resultados para el esfuerzo normal en la dirección de la fibra, S11, (ver figura 3) se presentan grandes magnitudes para los valores de pequeños ángulos de bobinado inicial; para estos mismos ángulos se tiene una zona de esfuerzos de compresión, debido a la discontinuidad de esfuerzos en la unión del cuerpo y la cabeza. Por otro lado, las curvas con grandes ángulos de enrollamiento inicial tienen menores magnitudes y un comportamiento decreciente del esfuerzo S11 con el aumento del ángulo polar. Para el caso de $\alpha_0 = 45^\circ$, se tiene un comportamiento similar al obtenido con ángulos de enrollamiento mayores; no obstante, la magnitud del esfuerzo en la dirección de las fibras permanece casi constante en la zona cercana al cilindro, dada la continuidad en el ángulo de bobinado para dicha zona.

Analizando el comportamiento del esfuerzo normal S22, en la dirección perpendicular a la fibra, presentado en la figura 4, se aprecia de nuevo una alta magnitud en las curvas correspondientes a pequeños valores de ángulo α_0 . Al tomar la curva para el ángulo de bobinado inicial igual a 75°, el esfuerzo normal S22, a diferencia del S11, tiene un comportamiento casi constante con una alta magnitud en la región cercana al cilindro. Lo más destacable de los resultados para el esfuerzo perpendicular a la fibra es el comportamiento que se obtiene con el ángulo inicial de enrollamiento de 45°. En tal caso, se presentan las menores magnitudes a lo largo de la superficie del domo, con especial interés en la zona próxima al cuerpo cilíndrico donde se presentan discontinuidades en los estados de esfuerzo.

Ahora bien, al estudiar la figura 5, donde se presenta la variación del esfuerzo cortante S12 con el ángulo polar ϕ , se aprecia un comportamiento semejante en las curvas para los ángulos de bobinado inicial iguales a 10°, 19,5° y 30°, donde se tiene una magnitud considerable tanto en el sentido negativo como en el positivo. No obstante, se obtienen mejores resultados para pequeños valores del ángulo ϕ , o sea, para la región de unión del domo con el cuerpo. Del mismo modo, los resultados para los mayores ángulos α_0 tienen similitudes. A pesar de ello, en el caso del ángulo de enrollamiento inicial igual a 75° se presenta la mayor magnitud para el esfuerzo cortante en el plano *12* en la cercanía con la región cilíndrica, porque hay una marcada discontinuidad en el campo de esfuerzos y en la orientación de la fibra.





Fig. 4 - Variación del esfuerzo normal S22 en la esfera con el ángulo polar

Por último, al analizar la gráfica más importante donde se presenta la variación del coeficiente de Tsai – Wu con el ángulo polar (ver figura 6) se aprecia un alto valor del coeficiente en las curvas que corresponden a valores de ángulo de orientación inicial comprendidos entre 10° y 30°, lo cual no es deseable en el diseño. Asimismo, cuando el ángulo α_0 es igual a 75°, se presentan valores TW considerables. Sin embargo, los valores del coeficiente de Tsai – Wu obtenidos cuando el ángulo de bobinado inicial tiene un valor de 45°, son los menores del análisis. Al considerar la curva para $\alpha_0 = 60^\circ$, se presenta un caso intermedio entre los peores resultados y el mejor, por lo que no es necesario llevar a cabo su análisis.

Con base en los resultados anteriores es posible determinar el ángulo de bobinado inicial óptimo para la fabricación del recipiente; este ángulo óptimo corresponderá con los menores valores del coeficiente de TW, es decir, con los mayores factores de seguridad. Como se mencionó anteriormente, los mejores resultados se obtienen cuando el ángulo α_0 es igual a 45°, según el comportamiento de los esfuerzos S11, S22 y S12 al considerar esta

orientación. Conjuntamente, se aprecia que la variación del coeficiente a lo largo de la esfera, sigue la misma tendencia de la variación del esfuerzo S22 (ver figuras 4 y 6), lo cual indica que este valor de esfuerzo normal rige el comportamiento de seguridad del depósito. De tal manera, el domo falla cuando la magnitud del esfuerzo S22 es igual a la resistencia del laminado unidireccional en la dirección perpendicular a la fibra y, en efecto, este valor de resistencia es menor que el correspondiente a la resistencia del *composite* en la dirección de las fibras. Debido a ello, el valor de 45° es el ángulo de bobinado inicial óptimo en el domo. Los resultados gráficos según el programa de postproceso ABAQUS / Post, se presentan en la figura 7, considerando el coeficiente de Tsai – Wu como valor de estado límite para el diseño del laminado. En dicha figura se aprecia que la región crítica del domo es la zona central donde el ángulo polar toma valores entre 35 y 50°.





Fig. 5 - Variación del esfuerzo cortante S12 en la esfera con el ángulo polar

Fig. 6 - Variación del coeficiente de Tsai -Wu en la esfera con el ángulo polar



Fig. 7 - Variación del coeficiente de Tsai-Wu en el domo esférico

5. CONCLUSIONES

Para un adecuado diseño del recipiente propuesto se debe considerar la variación del ángulo de bobinado en el domo esférico, pues dicho ángulo aumenta a medida que el enrollamiento se desarrolla cerca del extremo del depósito donde está ubicado el inserto metálico. Ello se debe a que las trayectorias de bobinado son las más cortas entre dos puntos de la superficie a cubrir; es decir, las trayectorias están restringidas para seguir curvas geodésicas aproximadas.

Se ha estudiado el comportamiento mecánico de un depósito a presión en materiales compuestos, considerando las principales variables del proceso de fabricación por la técnica de bobinado de filamentos. El coeficiente de Tsai – Wu se consideró como la función de estado límite del laminado para determinar la influencia de los parámetros de diseño. La simulación numérica del depósito, mediante el MEF usando el programa comercial ABAQUS, ha indicado una influencia significativa del cambio de ángulo de bobinado sobre el comportamiento mecánico de los domos del depósito evaluado. Por otro lado, la simulación ha revelado que la componente de esfuerzo en la dirección perpendicular a la fibra, S22, domina la respuesta ante la falla del recipiente. Igualmente, ha indicado que la zona crítica del recipiente a presión es el domo esférico, principalmente alrededor de la zona central. Esto sugiere que las mejoras en el diseño del depósito, a partir de las variables de procesado, se deben enfocar en esta zona.

Además, como sugerencia para un estudio posterior se tiene la simulación del comportamiento fuera del plano del laminado, para evaluar el fenómeno de delaminación. En ese orden de ideas, se deben emplear elementos sólidos axisimétricos. Si bien para el desarrollo de este estudio se usaron métodos teóricos de análisis y de diseño, su precisión y validez se deben verificar con datos experimentales, que pueden ser evaluados por medio de la extensometría eléctrica o de la emisión acústica.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Universidad Pontificia Bolivariana, particularmente al Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales, y a la Universidad de Zaragoza, en cabeza del Grupo de Materiales Compuestos, por el apoyo para la ejecución de este proyecto.

REFERENCIAS

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. (1998). Engineered Materials Handbook. Volume 1. Composites. ASM International, Ohio.

CHANG, R. R. (2000). Experimental and theoretical analyses of first-ply failure of laminated composite pressure vessels. *Composite Structures*. N^o. 49, pp. 237-243.

HOA, S. V. (1991). Analysis for design of fiber reinforced plastic vessels and pipings. Technomic, Montreal.

ICONTEC. (2000). Cilindros para gas natural comprimido utilizado como combustible automotor. ICONTEC, Bogotá: (NTC 3847).

KABIR, M. Z. (2000). Finite element analysis of composite pressure vessels with a load sharing metallic liner. *Composite Structures*. N^o. 49, pp. 247-255.

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. T. 1. INO Reproducciones, Zaragoza.

TSAI, S. (1992). Theory of Composites Design. Think Composites, Dayton.

ZIENKIEWICZ, O.C. y MORGAN, K. (1982). *Finite Elements and Approximation*. Wiley, Chichester.

Mecanizado de materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibra de vidrio

L. M. Pereira, A. Gonçalves CIDEM / ISEP, Porto, Portugal A. Torres, A. Monteiro FEUP / INEGI, Porto, Portugal

RESUMO

A maquinagem de PRFV – plásticos reforçados com fibra de vidro - levanta problemas específicos que não permitem a utilização directa das técnicas e conhecimentos já adquiridos na maquinagem de metais. Neste texto é estudada a furação de três tipos de materiais obtidos a partir de pré-preg, por moldação manual e por RTM, com o objectivo de obter furos tão perfeitos quanto possível, isto é, sem delaminação ou outros defeitos típicos. Todas as peças são furadas com brocas HSS (aço rápido), sendo utilizados diferentes parâmetros de corte e, em alguns casos, o arrefecimento por azoto líquido. Durante a furação são monitorizadas a força axial e o momento torsor. A avaliação dos furos é levada a cabo através da medição da rugosidade da parede interior, e da radiografia.

1. INTRODUÇÃO

Nos anos mais recentes, os materiais compósitos têm vindo a revelar-se como um dos grupos de materiais tecnológicos mais interessantes. As razões da sua crescente utilização estão ligadas às suas propriedades características, tais como o seu baixo peso, a elevada resistência e a rigidez. Entre as desvantagens na sua utilização podemos citar o seu elevado custo de produção e a necessidade de protecção específica dos trabalhadores, para além de problemas ambientais. Embora o desenvolvimento destes materiais tenha sido efectuado pelas indústrias de defesa e aeroespacial, assiste-se recentemente ao alargamento do âmbito do uso destes materiais em áreas tão distintas como a indústria náutica, aeronáutica, automóvel, desporto, lazer, etc.

A maquinagem de materiais compósitos surge da necessidade de efectuar montagens de diversas peças num conjunto – na qual também se pode recorrer à colagem – ou pela necessidade de cumprimento de tolerâncias apertadas, que não possam ser obtidas pelos meios tradicionais de fabrico destes materiais. A semelhança das peças executadas leva a supor que se podem utilizar os meios convencionais de maquinagem utilizados em materiais metálicos nos compósitos. Esta suposição só em parte é verdadeira, pois se é

verdade que se pode utilizar a maquinagem convencional – torneamento, fresamento, furação – nestas peças, também é um facto que estes processos levantam problemas específicos, que implicam uma abordagem diferente do problema. Neste texto será apenas abordado o problema da furação de peças em resina epóxida reforçada com fibra de vidro (PRFV) utilizando uma broca convencional em aço rápido (HSS).

De acordo com Tagliaferri et al. (1990) não é possível obter um acabamento comparável ao das peças metálicas devido à não homogeneidade e anisotropia própria dos compósitos. Por outro lado a operação de furação causa diversos defeitos nas peças, tais como delaminação, fissuras intralaminares, descolamento fibra/matriz e danos térmicos (Bongiorno,1998). Estes defeitos provocam uma deterioração das propriedades mecânicas das peças, podendo mesmo afectar a sua fiabilidade, razão pela qual o seu uso em componentes considerados críticos do ponto de vista da segurança das estruturas tem vindo a ser feito com extremas cautelas. Outro aspecto que deve também ser levado em conta é o desgaste das ferramentas utilizadas, que também contribui para a extensão dos defeitos encontrados nas peças.

A furação de PRFV tem sido estudada por outros investigadores, tais como Caprino e Tagliaferri (1995) que analisaram o desenvolvimento do dano a diferentes profundidades de furação, tendo concluído que o dano depende fundamentalmente do avanço *f*. Com valores elevados do avanço, o dano é do tipo encontrado em impacto e com valores baixos do avanço, as delaminações tendem a aparecer junto da zona de saída da ferramenta. Budan e Vijayarangan (2002) avaliaram o efeito dos parâmetros de corte – velocidade e avanço – e do teor em fibras na rugosidade superficial e na variação do diâmetro, tendo igualmente proposto um modelo de elementos finitos. Concluíram que é preferível ter um avanço mais reduzido na entrada e saída do material. A utilização de pré-furação para reduzir o dano de delaminação é proposta por Dharan (2000).

A extensão da zona delaminada, aspecto que pode ser considerado como o mais crítico, pode ser avaliada através de um parâmetro sugerido por Chen (1997) para placas reforçadas com fibra de carbono, designado como factor de delaminação F_d , e que é apresentado como a razão entre o diâmetro máximo da zona delaminada e o diâmetro nominal do furo.

Lachaud et al. (2001) apresentam um modelo para placas em carbono/epóxido no qual a força axial necessária para existir delaminação é dependente da rigidez do material e da taxa crítica de libertação de energia em Modo I.

As velocidades e avanços referidos por estes autores são variadas. Tagliaferri et al. (1990), em furação de compósitos quasi-isotrópicos, variaram a velocidade de corte entre os 1,5 e os 40 m/min e o avanço entre os 20 e os 460 mm/min. Caprino e Tagliaferri (1995) usaram

velocidades de corte de 1 a 40 m/min e avanços de 0.0057 a 2.63 mm/rot. Budan e Vijayarangan (2002) variaram a velocidade de corte entre os 7 e os 39 m/min e o avanço entre os 0.075 e os 0.30 mm/rot. Em comum a todos estes investigadores o uso de brocas HSS, tal como no presente texto.

O arrefecimento por azoto líquido, também designado por maquinagem criogénica, tem vindo a ser desenvolvido na maquinagem de metais por Hong et al. (2002), sendo considerado uma alternativa ecológica ao uso de emulsões. Como vantagem tecnológica apresenta o aumento da vida da ferramenta pela diminuição do coeficiente de atrito.

Tendo em vista a optimização do número de diferentes experiências a realizar, foi utilizado o método Taguchi, concretamente a tabela L8 condensada (Ross,1991), que permite a utilização de uma variável a três níveis e as restantes a dois níveis. Esta opção limitou a análise de interacções entre os diversos factores em análise.

2. ENSAIOS REALIZADOS

2.1 Materiais

As peças usadas neste ensaio foram obtidas por três diferentes processos de fabrico. Assim, foi usado o epóxido reforçado com fibra de vidro, obtido a partir de pré-impregnado com a sequência de empilhamento indicada na Tabela 1. O laminado foi posteriormente transformado numa prensa de pratos quentes a uma pressão de 3 bar, com um ciclo de aquecimento até aos 130°C, permanência a essa temperatura durante uma hora e arrefecimento. Foram igualmente fabricadas placas por método manual de deposição de fibra e resina, com a sequência de empilhamento indicada na Tabela 1. A cura deste material foi efectuada à temperatura ambiente. Para além destes dois processos de obtenção de peças, recorreu-se ainda ao fabrico de placas por RTM, com duas camadas de Rovicore e resina. Após arrefecimento e permanência no molde por 24 horas, as placas curaram à temperatura ambiente.

| | Disposição | Espessura | Resina | Fibra | Teor |
|----------|-------------------------------|-----------|------------------------------|-------------------------------|--------|
| | camadas | | | | fibras |
| Pre preg | [(0/-45/90/45)] _{5s} | 5,1 mm | ET442 epoxy (SEAL) | EE190 (SEAL) | 76,5 |
| | | | | | % |
| Manual | [0/45/0/45] _s | 4,7 mm | 272 THV poliester isoftálica | FIBERTEX 500 g/m ² | 46 % |
| RTM | manta | 5 mm | Aropol FS799 (Ashland) | Rovicore | 21 % |

Em todos os materiais foi analisado o teor de fibras de acordo com a norma NP 2216 1988.

Tabela 1 – Características dos materiais utilizados nos ensaios

As peças foram cortadas com disco abrasivo em provetes de 135 x 36 mm para posterior furação e ensaios.

2.2 Meios

Para a realização dos ensaios de furação foi utilizada uma furadora de coluna EFI FGR204b com 1,4 kW e uma broca HSS de 6mm de diâmetro e 120° de ângulo de ponta. Nos ensaios com pré-furo foi utilizada uma broca HSS com 3,5 mm de diâmetro (cerca de 60% do diâmetro nominal do furo). A força axial (F_z)e o momento torsor (M_t) durante a furação foram monitorizados através de um dinamómetro Kistler 4782 associado a um computador para recolha dos dados. Todas as peças foram furadas sem utilização de suporte inferior.

Após furação, as peças foram fotografadas, apenas pelo lado da saída, considerado o mais crítico, para avaliação do aspecto visual.

Foi medida a rugosidade superficial dos furos com auxílio de um rugosímetro Hummel Tester 500 e ponta de prova apropriada. Optamos por considerar os resultados de Ra – rugosidade média aritmética.

A extensão da zona delaminada foi avaliada através da radiografía das peças. Para tal, as peças foram mergulhadas em diodometano durante cerca de 1h30m e posteriormente radiografadas com um aparelho Toshiba DG-073B, com uma distância focal de 70mm e tempo de exposição de 0,25 segundos. As películas assim obtidas serviram para a medição do diâmetro delaminado, através de um projector de perfis Mitutoyo PJN322, com ampliação de 20x. O diâmetro delaminado foi considerado como a média de três diâmetros, obtidos por integração de três pontos cada com auxílio do Geopak, associado ao projector de perfis e uma mesa X-Y.

2.3 Experiências

Os ensaios foram realizados de acordo com a tabela Taguchi L8 condensada para 3 níveis, com o objectivo de minimizar o número de experiências – ver Tabela 2. Em termos de velocidade de corte estabeleceram-se três velocidades diferentes, uma lenta, uma média e uma elevada, condicionado pela gama de rotações disponível na furadora. Os ensaios 7 e 8, eram opcionais na Tabela L8. Escolhemos a velocidade de 26 m/min por ser aquela que melhor se parecia adequar ao tipo de material e ferramenta escolhidos. Os avanços seleccionados correspondem aos dois mais lentos disponíveis. O arrefecimento por azoto líquido era um dos factores a analisar nestes ensaios. A escolha pela execução de pré-furo foi determinada pelos resultados apresentados por Dharan (2000).

| Nº ensaio | Vc | Avan | Arref | Pré-furo |
|------------|---------|----------|-------|----------|
| [unidades] | [m/min] | [mm/rot] | | |
| 1 | 19 | 0.10 | Sim | Sim |
| 2 | 19 | 0.15 | Não | Não |
| 3 | 26 | 0.10 | Sim | Não |
| 4 | 26 | 0.15 | Não | Sim |
| 5 | 53 | 0.10 | Não | Sim |
| 6 | 53 | 0.15 | Sim | Não |
| 7 | 26 | 0.10 | Não | Não |
| 8 | 26 | 0.15 | Sim | Sim |

Tabela 2 – Definição dos ensaios realizados (L8 condensada)

Os PRFV são sensíveis ao uso de líquidos de arrefecimento, geralmente desaconselhados, mas também sensíveis a danos térmicos, tanto maiores quanto mais lento o avanço e o ritmo de furação. Decidiu-se, então, tentar os resultados com um meio alternativo de arrefecimento da zona maquinada, no caso concreto o azoto líquido, cuja temperatura, quando fornecido é de cerca de 77K (-196°C). Este meio de arrefecimento tem vindo a ser experimentado por Hong et al. na maquinagem de materiais metálicos, como já atrás foi referido. Havia o interesse de verificar se a redução de atrito ferramenta-peça também se verificava na maquinagem de PRFV e se as baixas temperaturas a que localmente o material seria sujeito não teriam efeitos prejudiciais nas propriedades mecânicas e danos induzidos pela maquinagem. A montagem utilizada foi a que se pode ver nas Figuras 1 e 2. A existência de um filme plástico serve para proteger o dinamómetro e a mesa da furadora de um contacto com o azoto líquido, cujo efeito corrosivo não deve ser esquecido.



Fig. 1 – Montagem para arrefecimento com azoto líquido Fig. 2 – Furação com arrefecimento por azoto líquido
3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Força de corte e Momento torsor

A evolução da força axial ao longo da furação segue uma curva típica, conforme se pode ver na Figura 3. Há uma subida inicial do valor da força, que corresponde à entrada da ponta da broca na peça. Correspondendo à entrada do maior diâmetro da broca na peça, o valor da força sobe de forma apreciável, mantendo-se razoavelmente estável enquanto toda a broca se encontra em contacto com a peça, o que acontece durante um curto período de tempo. Segue-se um decréscimo rápido da força, à medida que a broca deixa de estar em contacto com a peça, isto é, quando a atravessa completamente. Nesta altura, a força reduzse a zero.

O momento torsor, ver Figura 3, segue uma evolução mais suave, cujo aumento se deve à resistência das fibras ao corte e à existência de atrito ferramenta/peça. Conforme se pode verificar na figura, mesmo após o corte estar completo (F=0), existe um momento torsor residual, devido ao atrito ferramenta/peça.



Fig. 3 – Curvas típicas de Fz e Mt (Nota: Fz é a curva mais acima)

Ao ser introduzido o arrefecimento das peças com azoto líquido, verificamos a existência de forças no dinamómetro, bem como de momentos diferentes de zero, apenas devidos ao desenvolvimento de tensões térmicas na peça. Este facto tem de ser levado em conta na observação dos valores medidos durante as furações efectuadas, o que faz com que os valores retirados durante os ensaios não sejam aqui apresentados. Este assunto terá que merecer um estudo mais aprofundado, pelo que as conclusões finais só poderão ser apresentadas mais tarde.

Na tabela 3 podem ser vistos os diversos valores obtidos nas furações sem arrefecimento. Os valores da tabela são a média de 4 medições cada.

| Nº ensaio | Vc | Avan | Arref | Pré-furo | Fz max | | |
|------------|---------|----------|-------|----------|--------|--------|--------|
| (unidades) | [m/min] | [mm/rot] | | | [N] | [N] | [N] |
| | | | | | Preg | Man | RTM |
| 2 | 19 | 0.15 | N | N | 343.81 | 133.51 | 101.56 |
| 7 | 26 | 0.1 | N | N | 135.30 | 122.38 | 83.26 |
| 4 | 26 | 0.15 | N | S | 171.19 | 53.12 | 22.49 |
| 5 | 53 | 0.1 | N | S | 166.16 | 47.37 | 50.24 |

Tabela 3 – Valores máximos da força axial os três materiais testados

Numa primeira avaliação, pode-se dizer que a pré-furação permite reduzir a força axial necessária à execução do furo, o que não é de admirar. Este efeito deverá ser confirmado com uma menor tendência para o dano à volta do furo, nomeadamente a delaminação.

Por outro lado, a velocidade menor, 19 m/min, apresenta forças mais elevadas, o que a leva a indicar como menos aconselhável.

Não se pode analisar, com os dados disponíveis, o efeito do avanço, assim como eventuais interacções entre os diversos efeitos analisados. Neste caso, a opção por uma tabela de três níveis condicionou as possibilidades de estudo de eventuais interacções.

Os trabalhos em curso, que incluem testes mecânicos às peças, bem como a interpretação adequada dos ensaios realizados e aqui não mencionados, permitirão retirar mais alguns ensinamentos.

3.2 Rugosidade média superficial

Para obter os resultados apresentados, foi efectuada a média de 5 a 6 medições em pontos diferentes de 2 a 3 peças furadas com os mesmos parâmetros de corte. Para as medições de rugosidade foi usado um comprimento de base de 0.8mm e um comprimento de medição de 3.2 mm, excepto nas placas obtidas por moldação manual em que foi necessário reduzir o comprimento de medição para 2,40 mm a fim de evitar os constantes erros de medição que o aparelho apresentava. Em termos de dificuldade de obtenção de resultados, foram estas as peças que maiores dificuldades levantaram, sendo necessário repetir as medições por diversas vezes. Este facto também aconteceu com as placas obtidas por RTM, mas em muito menor número.

De uma maneira geral, os resultados obtidos para a rugosidade apresentam uma certa homogeneidade, para todos os materiais em estudo. Também se pode observar que os valores na placa de pré-impregnado são os mais baixos, bem como os que apresentam menor dispersão. Observando a figura 4 podemos verificar que quer o aumento da velocidade de corte quer o aumento do avanço provocam um aumento da rugosidade superficial. A utilização de azoto líquido apresenta igualmente resultados interessantes na diminuição do mesmo parâmetro. O recurso à pré-furação fez diminuir a rugosidade nas

placas em pré-impregnado e em RTM, verificando-se um efeito contrário na placa de moldação manual. Pensamos que este efeito se deve mais ao material e dispersão maior de resultados do que aos parâmetros de corte.



Fig. 4 – Evolução da rugosidade em função da velocidade de corte, avanço, arrefecimento pré-furo

Em função destes resultados seria de esperar que os valores mais baixos de rugosidade surgissem na utilização da velocidade de corte de 19 m/min, avanço de 0,1 mm/rot, com arrefecimento e pré-furo, o que corresponde ao ensaio 1 (ver Tabela 2). Tal facto verifica-se apenas na placa de pré-impregnado e com uma dispersão muito baixa. Nos restantes materiais, os valores mais baixos de Ra surgem com uma velocidade de 26 m/min e sempre com recurso ao arrefecimento. Poderá haver em relação a este aspecto uma vantagem pela diminuição do atrito ferramenta/peça, igualmente referida em [8] para a maquinagem de metais.

3.3 Diâmetro delaminado

Os valores médios obtidos para a diâmetro delaminado, foram de seguida divididos pelo diâmetro nominal do furo – 6mm - e o resultado obtido, factor de delaminação, multiplicado por 100 para permitir uma interpretação mais simples dos resultados. Os diversos valores obtidos para os três diferentes materiais podem ser vistos na tabela 4. A comparação de valores pode ser melhor apreciada na figura 5.

| | | | | | | Fd *100 | |
|-----------|----|--------|----------|----------|---------|---------|---------|
| Nº ensaio | Vc | Avanço | Arrefec. | Pré-furo | Preg | Manual | RTM |
| 1 | 19 | 0.1 | S | S | 106.606 | 110.867 | 107.722 |
| 2 | 19 | 0.15 | N | Ν | 108.000 | 105.444 | 107.961 |
| 3 | 26 | 0.1 | S | Ν | 107.522 | 107.850 | 107.283 |
| 4 | 26 | 0.15 | N | S | 105.778 | 106.061 | 105.622 |
| 5 | 53 | 0.1 | N | S | 107.156 | 106.567 | 107.217 |
| 6 | 53 | 0.15 | S | Ν | 105.761 | 107.850 | 112.478 |
| 7 | 26 | 0.1 | N | Ν | 107.317 | 107.661 | 108.006 |
| 8 | 26 | 0.15 | S | S | 106.133 | 106.778 | 110.117 |

Tabela 4 – Valores do factor de delaminação (F_d) para os diferentes materiais



Fig. 5 - Factor de delaminação em função dos diversos parâmetros estudados

Observando os gráficos, poderemos verificar algumas tendências. Assim, a um aumento de velocidade de corte corresponde uma diminuição da área delaminada. esse efeito é mais pronunciado quando se passa de 19 para 26 m/min do que de 26 para 53 m/min. Um avanço mais elevado parece favorecer a diminuição do dano. A influência deste factor deverá ser analisada com mais cuidado, e suportada igualmente nos testes mecânicos a realizar. Tal como seria de esperar, dado que as temperaturas baixas tenderão a fragilizar a matriz, a utilização de arrefecimento com azoto líquido não apresenta qualquer vantagem neste parâmetro. O recurso à pré-furação, diminuindo os valores das forças axiais durante a maquinagem, permite uma redução da área danificada.

4. CONCLUSÕES E TRABALHO FUTURO

Foram estudados alguns aspectos práticos da furação de PRFV, e sua análise por meio de ensaios não-destrutivos. Verificou-se que materiais, à partida, semelhantes – resinas de epóxido com fibra de vidro – apresentam comportamentos diferentes relacionados com o respectivo processo de fabrico. No entanto, submetidos a uma furação com o mesmo tipo de broca e variação idêntica de parâmetros de corte, permitiram chegar a algumas conclusões.

A utilização de uma pré-furação na peça a um diâmetro 0,6d permite um abaixamento das forças axiais durante a furação final, o que favorece a obtenção de furos sem delaminação. A influência do factor avanço na força axial precisa de ser melhor analisada, quer através da interpretação dos dados disponíveis, e ainda não tratados, de furos com arrefecimento, quer pelo alargamento da gama de avanços utilizados. De notar que a variação do avanço foi, percentualmente, menor que a da velocidade, o que poderá ter sido uma opção menos boa.

A influência da utilização do arrefecimento com azoto líquido ainda necessita de ser mais analisada para uma melhor compreensão dos seus efeitos. Foi nítido que a rugosidade Ra baixou com a utilização deste fluido de refrigeração. Resta avaliar se este aspecto se revela benéfico para as peças assim obtidas quando solicitadas mecanicamente.

Não foi possível estabelecer se a rugosidade é um parâmetro que permita a boa avaliação da qualidade do furo. Tal só poderá vir a ter resposta após conclusão dos ensaios mecânicos às peças, actualmente em curso.

O factor de delaminação diminui com o uso de velocidades mais elevadas –26 ou 53 m/min- e recorrendo à pré-furação. O efeito do avanço neste parâmetro necessita de ser reavaliado, pois os resultados parecem contradizer conclusões apresentadas por outros autores. O uso de azoto líquido faz aumentar este factor.

A nível de trabalhos futuros destaca-se a realização de ensaios mecânicos às peças furadas que permitam uma avaliação objectiva dos dados obtidos por meio dos ensaios não-destrutivos.

Está igualmente previsto o alargamento do âmbito do estudo da furação a placas em carbono/epóxido a partir de pré-impregnados.

AGRADECIMENTOS

A realização deste trabalho não teria sido possível sem a colaboração do CEMACOM – INEGI e das Oficinas da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

REFERÊNCIAS

V. TAGLIAFERRI, G. CAPRINO, A. DITTERLIZZI – *Effect of drilling parameters on the finish and mechanical properties of GFRP composites* - Int. Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol.30, 1990, pp. 77-84

A.BONGIORNO, E. CAPELLO, G. COPANI, V. TAGLIAFERRI – *Drilled hole damage and residual fatigue behaviour of GFRP* – Vol.II – pp. 525-532 – ECCM-8, 1998

G. CAPRINO, V. TAGLIAFERRI – *Damage development in drilling glass fibre reinforced plastics* - Int. Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol.35, 1995, pp. 817-829

D.A. BUDAN, S. VIJAYARANGAN – Quality assessment and delamination force evaluation in drilling glass fibre-reinforced plastic laminates – a finite element analysis and linear elastic fracture mechanics approach, Proc Instn Mech Engrs Vol 216 Part B, Journal Engineering Manufacture, 2002, 173-182

DHARAN, H. – Conferência sobre maquinagem de compósitos – INEGI – Outubro 2000 W.C. CHEN – Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) composite laminates, Int. Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol.37, 1997, N°8, pp. 1097-1108

F. LACHAUD, R. PIQUET, F. COLLOMBET, L. SURCIN – Drilling of composite structures – Composite Structures, 52, 2001, pp. 511-516

HONG, S.; DING, Y.; JEONG, J. - *Experimental evaluation of friction coefficient and liquid nitrogen lubrication effect in cryogenic machining, Machining Science & Technology*, Jul2002, Vol. 6 Issue 2, pp 235-250

PHILLIP J. ROSS – Aplicações das Técnicas Taguchi na Engenharia da Qualidade, McGraw Hill, 1991.

Aplicación del método Taguchi en el reciclaje de composites poliméricos en polímero colado

J. Cruz, C. I. Barreto, M. Gutiérrez, A. M. Correa

Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales, Universidad Pontificia Bolivariana, Colombia. L. C. Isaza Firplak S.A., Colombia.

RESUMEN

Las tan de moda normas ISO 14000, que muy pronto tendrán carácter obligatorio en todos los países, exigirán unas claras políticas de gestión y de manejo de residuos en todas las empresas productivas. En el caso especial de los composites poliméricos termoestables, por su misma naturaleza, son materiales de altísimo impacto medioambiental, lo que justificará la realización de investigaciones tendientes a disminuir dicho problema.

En tal sentido, entre la Universidad Pontificia Bolivariana y la empresa Firplak S.A., ubicadas ambas en Medellín-Colombia, se desarrolló la presente investigación tendiente a la reutilización de residuos de poliéster insaturado con fibra de vidrio y con carbonato de calcio en elementos sanitarios (lavamanos, lavarropas, lavaplatos, etc.) que conserven un adecuado grado de competitividad tanto técnico, como económico.

Teniendo en cuenta la gran cantidad de variables a considerar durante la experimentación: cantidad de residuos de polímero cargado, cantidad de residuos de polímero reforzado, cantidad de resina, cantidad de carga, cantidad de catalizador, cantidad de acelerador, tamaño de residuos y tiempo de mezcla; se empleó el método Taguchi como una herramienta estadística eficaz de optimización. Como variable respuesta (de calidad) se emplearon la resistencia a la tracción, a la compresión, resistencia al impacto, temperatura de deflexión bajo carga, dureza, absorción de agua.

El nuevo material optimizado contiene un 2% de residuos (1% de poliéster con fibra de vidrio y 1% de poliéster con carbonato de calcio). Dicho material, además de ser más económico y de aportar su granito de arena en la disminución de la degradación medioambiental, presentó un incremento en la resistencia a la tracción, a la compresión y al impacto. Su única desventaja es un mayor nivel de absorción de humedad, lo cual se puede subsanar con el uso de un gel coat adecuado en la pieza final.

1. INTRODUCCIÓN

Un material compuesto es una asociación de dos o más materiales diferentes en el que uno de ellos es la matriz aglutinadora y el otro es el reforzante, de modo que sus ventajas se suman y sus desventajas se compensan.

En un sentido muy genérico los composites se pueden clasificar en:

- Materiales compuestos reforzados, tienen elementos estructurales incorporados en la matriz para reforzar el material, por ejemplo plásticos reforzados con fibra de vidrio.

- Materiales compuestos cargados, en la matriz se incorporan finas partículas cerámicas como material de relleno o carga que ayudan a mejorar ciertas características como estabilidad térmica y dimensional y resistencia a la abrasión, por ejemplo polímero colado.

Por sus buenas propiedades a temperatura ambiente y sus facilidades de fabricación, los termoestables reforzados representan más del 90% del consumo mundial de plásticos reforzados. Sin embargo, este material presenta un grave problema de impacto medioambiental dadas las grandes dificultades para su reciclado.

Hasta la fecha, el reciclaje de este tipo de materiales consiste en triturar los residuos hasta unas dimensiones y morfologías adecuadas y emplearlo de nuevo en la cadena productiva como material de relleno. En tal sentido, la técnica de polímero colado empleada para la elaboración de elementos sanitarios (lavamanos, lavarropas, lavaplatos, etc.) a partir de resina de poliéster insaturado (30%) y cargas minerales cerámicas, concretamente, carbonato de calcio (70%) representa una buena alternativa para el uso de material de residuo reemplazando la carga mineral.

La presente investigación tuvo como finalidad, desarrollar un sistema de producción más limpio que permita el reciclado de residuos de plástico reforzado, para la obtención de elementos sanitarios y de cocina, con un adecuado grado de competitividad, tanto desde el punto de vista de calidad como de costos.

Para tal efecto, la investigación se centralizó en la optimización del sistema de trituración y recolección de los residuos por un lado y; por el otro, en la optimización del sistema de procesado de elementos sanitarios con material de residuo. Dada la gran cantidad de parámetros de fabricación involucrados en este último proceso, fue necesario aplicar el método Taguchi como una herramienta estadística eficaz para minimizar y agilizar la investigación experimental.

2 DESCRIPCIÓN DE LOS RESIDUOS

En Firplak S.A., empresa productora de elementos para baños y cocinas, se trabaja en dos líneas de producción: una de plástico reforzado para bañeras y otra de polímero colado para lavamanos, lavarropas, lavaplatos y otros accesorios. Cada línea de producción consta de tres etapas: vaciado-moldeo, curado y corte de rebaba, pulido y perforado.

Los residuos equivalen aproximadamente al 10% o 20% de la producción según el tipo de piezas procesadas (lavamanos, lavarropas, lavaplatos, etc), los desechos están representados generalmente como recortes, rebabas, ruedas de perforación y partículas muy finas. La morfología de los residuos de cada una de las líneas de producción se aprecian en la tabla 1.

| Material | Sección | Formas |
|--------------------|-----------|--------|
| Plástico reforzado | Vaciado | |
| Plástico reforzado | Pulido | |
| Plástico reforzado | Perforado | 11 |
| Polímero colado | Vaciado | |
| Polímero colado | Pulido | × |
| Polímero colado | Perforado | 0 |

Tabla 1 - Morfología de los desechos

Los índices de desperdicio se calcularon según los datos obtenidos en Firplak S.A. en un período de tres meses de producción variable, ver figura 1.

Los residuos obtenidos en cada una de las líneas, plástico reforzado y polímero colado, en las diferentes zonas, se almacenan para ser triturados con las morfologías y tamaños requeridos para reincorporarlos como carga en la línea de polímero colado. El manejo y

tratamiento de los residuos se hizo por separado debido a la diferente naturaleza de cada material (plástico reforzado y polímero colado).



Fig. 1 – Cantidad de residuos en cada etapa del proceso

La trituración de los residuos se llevó a cabo en un molino de cuchillas, graduado para obtener dimensiones en los residuos similares a los de la carga empleada en la línea de polímero colado, ver figura 2.



Fig. 2 – Distribución de tamaños del carbonato de calcio

3. FASE EXPERIMENTAL

El método estadístico Taguchi, fue el procedimiento utilizado para encontrar el porcentaje de residuo de material compuesto (plástico reforzado con fibra de vidrio y polímero colado) que puede ser utilizado como carga en la producción de polímero colado.

Para el diseño experimental por el método de Taguchi, se tuvieron en cuenta las siguientes consideraciones:

- Los factores, variables controlables, que intervienen en el proceso son: porcentaje de carga, porcentaje de catalizador, porcentaje de resina, porcentaje de cobalto líquido, tamaño de los residuos, tiempo de mezcla, porcentaje de residuos de polímero colado y porcentaje de residuos de plástico reforzado con fibra de vidrio.

- Los niveles son las variaciones que tendrán los factores durante la experimentación. En este caso se definieron tres niveles para cada factor: 1,2 y 3, como puede verse en la tabla 2.

| | | | | FACTOR | ES | | | |
|--------|-------------------------------|-------------------------------|------------------------|-----------------|--------|-----------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| S | Α | В | С | D | Ε | F | G | Н |
| Nivele | Desecho Polímero Colado | Desecho Fibra de Vidrio | Carbonato de Calcio | Catalizad or | Resina | Naftena to de cobalto | Tamaño de residuo, Malla Nº | Tiempo de mezcla |
| 1 | 0% | 0% | 77% | 0,30% | 22,95% | 0,15% | 20 | 5 min |
| 2 | 1% | 1% | 75% | 0,60% | 22,90% | 0,10% | 30 | 6 min |
| 3 | 2% | 2% | 73% | 0,90% | 22,85% | 0,05% | 40 | 7 min |

Tabla 2 – Factores y niveles para la investigación experimental

- Los parámetros de calidad, variables dependientes, definidos a partir de los requerimientos del producto, se observan en la tabla 3.

| Parámetros de Calidad | Unidades | Norma ASTM |
|-----------------------------|---------------------|------------|
| Resistencia a la Tensión | Kgf/mm ² | D638 |
| Resistencia a la Compresión | Kgf/mm ² | D695 |
| Resistencia al Impacto | Joule | D256 |
| Dureza | Barcol | D2583 |
| Temperatura de deflexión | Celsius | D648 |
| Densidad | g/mm ³ | D792 |
| Absorción de agua | Porcentaje | D570 |

Tabla 3 - Parámetros de calidad

Definidas estas condiciones y apoyados en el método estadístico Taguchi, se obtiene el arreglo ortogonal a partir de un análisis factorial que nos indica cuantos experimentos se deben hacer y cuales son sus posibles combinaciones de factores y niveles. La nomenclatura del diseño experimental definido es L_{27} (3¹³). El método Taguchi permite aproximar dicho diseño a 54 experimentos.

Finalmente, considerando 54 experimentos, 7 propiedades a evaluar (parámetros de calidad) y un promedio de 2 probetas por ensayo, se fabrican 756 probetas.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El experimento óptimo se deduce a partir de los efectos principales y para ello se asignan criterios de calidad, para este caso son: "mayor es mejor", donde se considera el efecto principal más alto en cada uno de los parámetros de calidad y "menor es mejor", el valor óptimo para la repuesta es el valor más cercano a cero.

Para el diseño de experimentos, los criterios de calidad para cada uno de los parámetros descritos se muestran en la tabla 4.

| Parámetro de calidad | Criterio de calidad |
|-----------------------------|---------------------|
| Resistencia al impacto | Mayor es mejor |
| Resistencia a la tensión | Mayor es mejor |
| Resistencia a la compresión | Mayor es mejor |
| Dureza | Mayor es mejor |
| Temperatura de deflexión | Mayor es mejor |
| Densidad | Mayor es mejor |
| Absorción de agua | Menor es mejor |

Tabla 4 - Criterios de calidad

Una vez definidos los criterios de calidad, se eligen las combinaciones que cumplan estas características, ver tabla 4. Para elegir la mezcla óptima, se analizan cada uno de los resultados independientes de la tabla 5 y se tienen en cuenta los siguientes parámetros de selección: parámetros de calidad en orden de importancia, bajo costo de material y facilidad de procesado.

| | Parámetros de calidad | | | | | | |
|-----------------------|---------------------------|-----------------------------|--------------------------|----------|--------|-----------------------------|----------------------|
| Factores de proceso | Resistencia al impacto | Resistencia a compresión | Resistencia a tensión | Densidad | Dureza | Temperatura de deflexión | Absorción de agua |
| Residuo PC, % | 1 | 2 | 1 | 1 | 0 | 1 | 1 |
| Residuo FV, % | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 |
| Carbonato, % | 77 | 73 | 75 | 75 | 77 | 77 | 75 |
| Catalizador, % | 0.9 | 0.3 | 0.6 | 0.3 | 0.6 | 0.3 | 0.9 |
| Resina, % | 22.95 | 22.95 | 22.85 | 22.9 | 22.85 | 22.85 | 22.85 |
| Cobalto, % | 0.15 | 0.15 | 0.05 | 0.05 | 0.15 | 0.15 | 0.15 |
| Tamaño, malla Nº | 40 | 40 | 20 | 40 | 40 | 20 | 30 |
| Tiempo de mezcla, min | 6 | 5 | 7 | 7 | 7 | 7 | 7 |

Tabla 5 - Tabla de respuesta de los parámetros de calidad

Considerando los parámetros de calidad en su orden de importancia: resistencia a la tensión, resistencia a la compresión, resistencia al impacto, dureza, temperatura de deflexión, densidad y absorción de agua; buscando el menor costo de material y la mayor facilidad de procesado, se encuentra la mezcla óptima para el nuevo material que se presenta en la tabla 6 comparada con el material actual, polímero colado cargado solamente con carbonato de calcio.

| Factores | Mezcla actual | Mezcla óptima |
|-----------------------------|---------------|---------------|
| Residuos de polímero colado | 0% | 1% |
| Residuos de Fibra de vidrio | 0% | 1% |
| Carbonato de calcio | 77% | 75% |
| Catalizador | 1% | 0.9% |
| Resina | 23% | 22.95% |
| Naftanato de cobalto | 0.1% | 0.15% |
| Tamaño de grano, malla Nº | 20 | 20 |
| Tiempo de mezcla | 7 min | 7 min |

Tabla 6 - Comparación entre la mezcla actual y la óptima

5. CONCLUSIONES

- La optimización para el reciclaje de residuos de compuestos poliméricos en piezas de polímero colado, se obtuvo con los siguientes valores en los parámetros de proceso: 1% de residuos de polímero colado, 1% de residuos de plástico reforzado con fibra de vidrio, 75% de carbonato de calcio, 0.9% de catalizador, 22.95% de resina, 0.15% de cobalto liquido con un tamaño de residuo malla Nº 20 y un tiempo de mezcla de 7 minutos.

- El nuevo material con un 2% de residuos comparado con el material tradicional presenta un mejor comportamiento en todas sus propiedades, resistencia a la tensión, resistencia a la compresión, resistencia al impacto, dureza, temperatura de deflexión y densidad. La absorción de agua es ligeramente mayor en el nuevo material, inconveniente que no es muy significativo debido a la capa exterior, gel coat, que se aplica a los productos.

- Se comprueba la eficacia del método estadístico Taguchi en la investigación experimental de materiales.

- De acuerdo con las propiedades y el comportamiento del nuevo material fabricado con un 2% de residuos, se puede pensar que el principal campo de aplicación para reincorporar estos desechos, será la línea de producción de elementos de baños y cocinas.

AGRADECIMIENTOS

Al SENA, Firplak S.A. y a la Universidad Pontificia Bolivariana por el apoyo financiero necesario para el desarrollo y feliz término del proyecto de investigación en cuestión.

REFERENCIAS

AGUIRRE, A. et al. (1997). Seminario "Plásticos Reforzados", Ed. Universidad Pontificia Bolivariana y ANDERCOL S.A., Abril 21 a 23 de, Medellín..

ANTEQUERA, P., JIMENEZ. L. y MIRAVETE, A. (1996). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Zaragoza.. 346p.

CRUZ, J., ROS; A. y MIRAVETE, A. (1997). Curso Internacional "Plásticos Reforzados: Ingeniería de Producción y Diseño", Ed. Universidad Pontificia Bolivariana, 29 de Septiembre de, Medellín.

GUTIÉRREZ, M. y CORREA, A. M. (2001) Tesis de Grado "Reciclado de plásticos reforzados en polímero colado", Universidad Pontificia Bolivariana, Medellín.

MIRAVETE, A. (1994). Los Nuevos Materiales en la Construcción, Ed. Centro Politécnico de Zaragoza, España. pp. 93-293

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos, primera edición. Zaragosa, España. pp. 658-678.

PARRILLA, F. (1998). Resinas poliéster, plásticos reforzados, México, D.F., 347 p.

SICOMP Technical Report, Mechanical Recycling of fibre reinforced thermosets in sprayup applications. Part II a: Comparison of mechanical properties of core materials. June 1995.

A. R. Harper

Plastech TT Ltd, Reino Unido

1. INTRODUCCIÓN

En el día de hoy, las partes de Composite moldeadas por inyección de resina líquida cobran cada vez un mayor grado de importancia en esta preferente y creciente industria. Se trata, sin lugar a dudas, de una tendencia a la reducción de los caminos tradicionales confiados a la fabricación a Moldes de contacto, abiertos (laminación manual y proyección simultánea de fibra y resina).

La producción en Molde Cerrado es reconocida como un medio de fabricación de piezas de superior calidad, con relación a las anteriores técnicas de Molde abierto, principalmente debido a los acabados de ingeniería, excelentes y suaves en ambas caras. Además debe considerarse que al producir en Molde cerrado, los niveles de emisión ambientales son fácilmente controlables, manteniéndose dentro de los más estrictos niveles de la legislación europea.

2. RESEÑA

Para examinar las técnicas de moldeo con resina utilizadas hoy en día nos encontramos básicamente con dos de ellos en línea de vanguardia. Primero, el tradicional proceso de **RTM** (Resin Transfer Moulding) y el nuevo método denominado **RTM Light** de reciente implantación. Como variante del método RTM tradicional y anterior, se encuentra un tercero, menos conocido pero no por eso menos importante, denominado **RTM-MIT**[®] (Multiple Insert Tooling - "Inserto Múltiple de Moldeo") y que debemos considerar en esta reseña por cuanto ofrece en la actualidad la mayor productividad en el proceso de Molde cerrado.

Para situar los tres procesos en un contexto y en términos de expectación de producción, de exactitud de fabricado, posibilidades de uso y tamaño de piezas y niveles de inversión en cada caso, véase a continuación la Tabla 1 que debiera dar a simple vista las características y méritos de cada proceso.

| Proceso | Pro- | Nivel de | Viabilidad | Apropiado para | Coste de | Esperanza | Tiempo de |
|---------|-------|-----------|------------|------------------|----------|-------------|-----------|
| | duc- | Exactitud | 0 | piezas | Moldes e | de vida del | Arranque |
| | tivi- | | aplicación | superiores a | infraes- | Molde | |
| | dad | | | 15m ² | tructura | | |
| RTM | 7 | 10 | 10 | 6 | 5 | 8 | 5 |
| RTM | 10+ | 10 | 7 | 5 | 3 | 10 | 3 |
| MIT® | | | | | | | |
| RTM | 3 | 7 | 5 | 10 | 10 | 3 | 10 |
| Light | | | | | | | |
| Tabla 1 | | | | | | | |

En una escala de 1 -10 se indica el nivel de evaluación de cada encabezamiento, siendo 1 el número menos atractivo y 10 el de mejor calificación.

Esta tabla demuestra de inmediato que cada proceso tiene tanto lados positivos como otros de menor atractivo. Por ejemplo si imaginamos moldear una pieza de 20 m^2 , el proceso RTM Light aparenta ser el más atractivo y sin embargo será el producto moldeado de menor exactitud en cuanto a espesor de pieza teniendo como contrapartida el ser el que menor nivel de inversión en Molde e infraestructura representa.

Sin embargo situándonos en el otro extremo de la escala, si se requiriese de una pieza de Composite de alta tecnología y en volúmenes razonablemente altos, entonces el RTM tradicional sería la elección más adecuada.

3. PRODUCTIVIDAD

Las expectaciones de productividad de cada uno de los procesos seleccionados será un criterio básico para su selección. Para una elección final la Tabla 2, a continuación, sirve como guía general, sin llegar a ser considerada como definitiva por cuanto otros factores deben tenerse en cuenta como son el nivel de inversión, tiempo requerido para la fabricación del Molde y capacidad del producto de ser ejecutado por uno u otro proceso. Esta tabla toma como ejemplo una pieza de aproximadamente 2m².

| Proceso | Producción optimizada | Producción optimizada por |
|----------------------|--------------------------|---------------------------|
| | por turno y sin gel coat | turno y con gel coat |
| RTM | 20 | 8 |
| RTM MIT [®] | 60 | 60 |
| RTM Light | 8 | 5 |

Tabla 2

Se observa de inmediato una gran diferencia entre los tres procesos en sus posibilidades de

La razón fundamental de esto se debe a la capacidad de presión máxima de inyección que cada uno de los procesos puede aceptar. La generación de presión se debe a la velocidad de flujo de la resina dentro de la cavidad del molde cargada de algún tipo de fibra (etapa de inyección o infusión). Resulta bastante común tanto en un proceso de RTM o RTM MIT[®], que pueda inyectarse, en una situación optima de medios, a razón de 12 litros por minuto, cuando por el contrario, en un proceso de RTM Light, la presión que el Molde puede aceptar no superaría a 1 litro por minuto en nuestro ejemplo. Estas características de presión de cada proceso en particular se ven restringidas por la estructura del Molde, siendo fuerte, diseñado para trabajo pesado y por lo tanto de naturaleza de mayor resistencia a las presiones, en el caso del RTM y RTM MIT[®] y de construcción mas ligera en el caso del RTM Light. Es este último detalle el que da su denominación a este proceso.

El proceso de RTM tradicional utiliza normalmente un punto de inyección colocado centralmente dentro de la cavidad del Molde, mientras que el RTM Light utiliza una estrategia de inyección periférica.

Otras características demuestran una significativa ventaja en la filosofía de inyección periférica, la que resulta llegar a ser hasta tres veces más rápida. Teniendo esto en cuenta, pudiera esperarse que utilizando esta filosofía, el RTM Light no debiera encontrarse tan alejado de los rápidos procesos en RTM convencional. Sin embargo, debe entenderse que aún cuando la estrategia de inyectar periféricamente es significativamente más rápida a una presión estipulada, el RTM Light no puede aceptar presiones superiores a la presión atmosférica y por lo tanto la velocidad de flujo debe mantenerse baja para asegurar que las presiones en la cavidad del Molde se mantengan restringidas a ese nivel.

El proceso de RTM no ha utilizado tradicionalmente la inyección periférica, pero últimamente en nuevos diseños de Molde se enfoca a esta solución obteniéndose por lo tanto cada vez tiempos de inyección menores soportando presiones mayores.

4. COMPROBANDO LA TEORÍA

número de piezas producidas.

Efectuado un Test mediante un molde de RTM Light de 0.2 m², éste se llenó a través de un tubo de alimentación de 10mm conectado al centro del Molde y se tomó notas exactas con respecto al tiempo de inyección resultante.

Comparativamente se efectuó un segundo Test, pero esta vez inyectando a través de un canal periférico. En ambos casos tanto la fibra como la resina y la temperatura se

mantuvieron idénticas y para asegurar el mismo nivel de presión, el llenado se realizó simplemente mediante vacío.

El resultado del Test probó en forma concluyente que en condiciones controladas, el relleno periférico resultó ser 4 veces más rápido que el central. El primer Molde necesitó 9 min. para ser llenado mientras que el de llenado periférico sólo 2,1 min.

Por consiguiente y siguiendo ese resultante, se puede concluir con que si un Molde de RTM Light se rellena mucho mas eficientemente desde los bordes, lo mismo debiera ocurrirle a un Molde de RTM convencional. El vacío es realmente una presión. La resina fluye dentro del Molde de vacío simplemente porque la presión dentro del Molde es menor que la presión exterior y la de la resina. Esta es la misma razón por la que en los Moldes de RTM fuerzan la resina presurizada a penetrar en la cavidad rellenándola.

Un molde de RTM inyectado a través de un canal periférico se va a llenar mucho más rápido que inyectado a través de un punto de inyección convencional en el centro del mismo, utilizando en ambos casos la misma presión.

En la figura 1 se observa el típico gradiente de presión previsto entre inyección periférica y puntos centrales con respecto al borde del Molde. El gradiente de presión, tal como se observa a través del corte transversal del Molde, es el mismo en ambos escenarios, sin embargo las áreas de alta presión cambian alrededor.



Fig. 1 – Gradiente de presión.

Sin embargo, se debe señalar que el relleno periférico tiene una rápida caída de presiones a medida que se rellena el canal periférico. La velocidad de la resina se reduce rápidamente a medida que se reparte la misma alrededor de todo el borde del Molde. La reducción proporcional de la velocidad reduce a su vez la contra-presión. También es digno de mención que en un Molde de RTM diseñado para inyección periférica se creará menos tensiones en la estructura del Molde por cuanto la presión más alta solo estará presente en y cerca de la zona más reforzada de un Molde provisto de cierres convencionales de RTM. Por consiguiente, puede ser de gran valor para el diseñador de un Molde el considerar seriamente esta variante típica de un Molde de RTM Light para su aplicación en un Molde Convencional de RTM.

Estos Tests llevados a cabo por el autor, según lo descrito, no han sido autentificados por un organismo independiente, pero la lógica debe ser un buen soporte de apoyo para esta argumentación.

5. EXACTITUD

El tema referido a la exactitud, como explicado aquí, se refiere principalmente con lo concerniente a la precisión del espesor de la pieza moldeada, al medirse en sección de corte de la misma. Las piezas moldeadas por medio del proceso RTM Light no son tan exactas con respecto a la cavidad original del Molde, debido a las variantes que ocurren durante el proceso de inyección en cuanto a niveles de vacío, carga de fibras, densidad y estilos. Por otro lado, el RTM depende mucho más de la exactitud de la cavidad dado a la fortaleza mucho mayor de la estructura del Molde, lo que hace que se vea menos afectado el proceso debido a esos factores.

La exactitud de espesor es la razón fundamental del por qué se elige RTM en vez de RTM Light en la mayoría de los casos de exigencia de alto grado de exactitud y mínimo nivel de tolerancia.

Con el RTM pueden esperarse valores mejores que ± 0.2 mm donde con el RTM Light se obtendría uno en una escala de aproximadamente ± 0.5 mm.

6. USO

Los procesos de RTM y el RTM MIT[®] se utilizan en una gran gama de aplicaciones en el campo de los composites moldeados, tan variable como pueden serlo los procesos de aplicación por laminación manual. No obstante, ambos son más apropiados en composites avanzados y aplicaciones aeroespaciales que el proceso de RTM Light. Esto no se debe solamente a la ya mentada exactitud de espesores sino también al contenido de fibra en volumen, donde es posible conseguir cifras superiores al 60%. Estos altos volúmenes de

fibra requieren presiones significativamente mayores que las que permite el Proceso de RTM Light y por lo tanto deja muy poco hueco a una elección prácticamente imposible dentro de la especificación de la pieza a moldear.

7. TAMAÑO DE LA PIEZA A MOLDEAR Y SUS LIMITACIONES

El área superficial de una pieza moldeada no juega un rol importante en la elección entre los procesos de RTM y RTM Light. Es lógico que el RTM Light resulte cada vez más atractivo a medida que aumentan los requerimientos en dimensión. Muchas carcasas de generadores en el campo eólico, de 35M² y mayores se moldean hoy en día mediante RTM Light, al igual que ocurre en grandes piezas moldeadas aplicadas en la industria Naval. El creciente número de aplicaciones en Molde cerrado en esos sectores más otras series similares de grandes partes es significativo y demuestra que el proceso de RTM Light es una excelente y apropiada solución. Producción en pequeñas series combinadas a grandes dimensiones se ajustan de forma ideal al camino del RTM Light. El coste de un Molde convencional de RTM sería prohibitivo en este tipo de piezas.

8. NIVELES DE INVERSIÓN EN MOLDE E INFRAESTRUCTURA

Recalcamos e ilustramos la implicación de costes en la tabla 4 siguiente. La mayor parte de estos costes están relacionados con el coste del Molde y la infraestructura necesaria para optimizar cada proceso.

| Proceso | Coste por m ² por | Mano de Obra, en | Inversiones en |
|----------------------|------------------------------|------------------------------|------------------|
| | materiales en € para | horas necesarias, | infraestructura |
| | Molde de Composite | por m ² fabricado | para optimizar € |
| RTM | 1.000 | 60 | 5.000 |
| RTM MIT [®] | 1.400 | 90 | 7.000 |
| RTM Light | 500 | 30 | 1.000 |
| Tabla 4 | | | |

Lo más llamativo de la Tabla anterior es lo sorprendentemente bajo que es el coste de infraestructura en el proceso de RTM Light con respecto a los de RTM. Agréguese a esto el coste de Moldes y el nivel de inversión que llega a ser cuatro veces menor si se decide seguir la ruta del RTM.

9. EXPECTACIÓN DE VIDA DEL MOLDE

Se ha establecido en la Tabla 1 que los procesos de RTM y RTM MIT[®] otorgan un razonable nivel de expectación de vida útil al Molde. Una correcta utilización puede asegurar ciclos mínimos de hasta 5000 piezas en RTM y 12000 ciclos en MIT[®]. Debe

recalcarse que estas cifras se basan en la construcción de Moldes en Composite. La construcción estándar utiliza sistemas de resina de viniléster de alta resistencia a la temperatura con núcleos incorporados al laminado y estructuras de acero prefabricadas para su ajuste exacto al laminado de ambas caras.

Los Moldes de RTM Light también utilizan gel coats de alta resistencia a la temperatura, especialmente en la cara de trabajo (vista) del Molde, al igual que resinas de soporte que no tienen tan larga longevidad. La razón básica de esto debe orientarse a las técnicas ligeras de fabricación con el ánimo de mantener dichos costos en el nivel más bajo posible, aliviando además con esto los costes de infraestructura de manipulación de Moldes típicas en Moldes convencionales.

La vida útil del RTM Light se acorta además usualmente por las tensiones que el operario acarrea al Molde en el momento del desmoldeo sobre la fina estructura del composite. Para sobreponerse a esto se tiene como opinión el reforzar molde ligero de RTM Light. Este argumento sin embargo choca frontalmente con las ventajas del proceso ya que la manipulación se vería fuertemente incrementada debido al mayor peso del utillaje.

10. TIEMPO DE ARRANQUE

La pregunta que siempre dirige el cliente final al moldeador en el momento de cotizar un Molde de producción es: "¿En cuanto tiempo estará el Molde preparado para producir?". La Tabla 1 aclara que el sistema más rápido para fabricar Moldes machihembrados es el referente al RTM Light. Como ejemplo, arrancando de un Modelo maestro de una pieza con superficie de 2 m², un Molde de RTM Light puede fabricarse en forma exacta, en condiciones ideales, en tan solo 55 horas/hombre. Sin embargo un Molde en RTM, similar de dimensión, requerirá al menos el doble de tiempo y en el caso de superficie con temperatura controlada, al menos otras 20 horas más.

11. TIPO DE FIBRAS – ELIGIENDO LA FORMA MÁS ADECUADA DE ELLAS

El ultimo tópico de esta presentación se orienta hacia la gran variedad de de formas de presentación de fibras disponibles en el mercado para el proceso de inyección en Molde cerrado.

Los típicos Mat de fibra de vidrio y *chopped strand* Mat tan utilizados en laminación manual, en la mayoría de los casos no son apropiados para un proceso a Molde cerrado. El sistema de ligante es insuficientemente fuerte como para frenar el "lavado" o desplazamiento de la fibra debido al flujo de la resina inyectada a través de la fibra.

Otro valor a tener en cuenta es que el paquete de fibra que rellena la cavidad del Molde necesita aceptar cierta fuerza de compresión ejercida por el cerrado del Molde al ser forzada a rellenar el espesor de la cavidad deseada. Se entiende esto mejor diciendo que el estilo de fibra de mejor resultado para un trabajo de moldeo, es aquel de consistencia voluminosa, es decir que presenta un efecto tipo muelle, de modo que es ligeramente mayor de dimensión que el espesor de la pieza final.

Todos estos términos son en cierta forma no científicos y por lo tanto requiere de cierto trabajo adicional para definir las características deseadas con mayor exactitud.

El trabajo del autor en este campo, le ha llevado a desarrollar estándares de medición no solo en cuanto a compresibilidad de la fibra, sino también a su permeabilidad. Basado en el deseo de establecer estándares que puedan ser fácilmente comparados e implementados en toda la Industria, se requiere la aceptación del dispositivo que coja un Mat de fibra o un tejido y lo comprima a un espesor conocido y nos provea de un lector de la presión ejercida para lograr este efecto.

Considerando como ejemplo que la cavidad de un Molde de RTM Light será de 3mm y que el componente deberá tener un 30% de fibra en fracción de peso, se sabe que necesitaremos al menos 1.2 kg/m². Recae por lo tanto en el moldeador el encontrar el Mat de fibra que se "ajuste" en la cavidad comprimiéndose hasta 3 mm. La fuerza de compresión generalmente aceptada y que se encuentra en el mercado para RTM Light, es de 0.5kg/cm² por lo que si el Mat de fibra de 1.2 kg/m² no puede ser comprimido a los 3 mm con la fuerza disponible del proceso, deberá utilizarse otro Mat menos rígido y más compresible.

Actualmente la comunidad de moldeadores no cuenta con medios para establecer si la fibra elegida se adapta a una aplicación y condiciones de moldeo específicos. El sistema de medida propuesto dará un estándar a todos los fabricantes de Mat de fibra de vidrio y permitirá proveer de valores de permeabilidad como ayuda al moldeador para establecer, predecir y optimizar el llenado de resina incluso antes que el Molde se haya fabricado.

12. CONCLUSIONES

Esta revisión a la tecnología actual de Molde cerrado, se basa en la intensa implicación del autor suministrando a clientes globales tanto Equipamiento como Moldes y soporte de técnicas de inyección. Este soporte abarca desde Maquinaria a sistemas de fabricación totalmente automáticos, tanto para la Industria del Moldeador normal como a sectores de la industria aeroespacial.

La Tablas sirven de guía para permitir una elección correcta del proceso que sea de mejor aplicación para el moldeador. Las muchas variables deben ser consideradas para lograr que el proceso correcto elegido sea el que cubra las expectaciones del cliente en cuanto a inversión, resultados técnicos y productivos.

Nueva comprensión del método RTM "Light" y su optimización

A. R. Harper

Plastech TT Ltd, Reino Unido

1. INTRODUCCIÓN

Esta presentación se enfoca métodos prácticos de monitorización y control la infusión de resina para este sistema de moldeo con vacío.

Se abre aquí un debate sobre el logro de obtener una mucha mayor exactitud en productos acabados y que permita la optimización de la producción, mediante el control del vacío dentro de la cavidad del Molde a través de un equipo dosificador.

Debe entenderse este nuevo acercamiento como una participación académica de ayuda clara y probada a la industria de los Composites con el fin de establecer una fácil comprensión de la optimización de un proceso dentro de los límites de las fuerzas atmosféricas de cierre de un Molde.

A continuación presentamos los detalles del trabajo ya emprendido en busca de esa meta, comprendiendo todos los elementos necesarios y hasta esta fecha desarrollados y que ofrecen una solución práctica y económica a la comunidad general de moldeadores.

2. EL TIEMPO ATMOSFÉRICO ALTERA LAS CONDICIONES DE MOLDEO

Un nuevo sistema de ayuda para el proceso RTM Light es aquel que toma el control para lograr optimizar el moldeo por vacío. La necesidad de controlar la presión del proceso de RTM Light es esencial para tener éxito. Sin embargo, hasta la fecha, esto se hace mediante un operador versado que, por arte de su experiencia, asegura que sea alcanzado el nivel correcto de inyección sin ejercer una sobre-inyección del Molde provocando distorsiones en la estructura del mismo debido a la sobre-presión, o que la inyección se haga a tan bajo nivel que el Molde no llegue a llenarse antes del momento de inicio del curado. A medida que el proceso se hace más popular y se aplica a piezas cada vez mayores se comprende que el control del proceso debía apoyarse más en el control del ritmo de infusión para lograr mayores niveles de confianza a medida que se aumenta la velocidad de llenado de resina.

Si el Molde se llena demasiado rápido existe la verdadera preocupación de sobre-presión de la cavidad con el resultante de una pieza de excesivo espesor, o incluso, lo que es peor, que la resina comience a rezumar desde el Molde cerrado con vacío. Sin embargo, una velocidad de llenado demasiado baja simplemente reduce el nivel de productividad o incrementa el temor a una gelificación antes de llenar el Molde.

Lo que se necesita es un medio más exacto que determine qué nivel de velocidad de llenado debiera tener. Esto exige una lectura exacta de la presión dentro del Molde con respecto a la atmósfera. El proceso RTM Light se basa en la utilización de la presión atmosférica para mantener el Molde cerrado, manteniéndose así hasta que la resina haya curado. Por lo tanto, si la resina es bombeada demasiado rápida las presiones dentro de la cavidad evacuada del Molde pueden fácilmente exceder la presión atmosférica exterior que sujeta el Molde.

3. CAMBIO EN LAS CONDICIONES ATMOSFÉRICAS

Un estudio actual, detallado y relativo a presiones positivas y negativas, determina que el éxito de optimizar el proceso radica en mantener el control de presión dentro de una banda muy estrecha situada entre los 1000mb y los 1200mb en la mayoría de los casos relativos al RTM Light. Hablamos de un abanico de tan sólo 200mb (3psi). Teniendo esto en cuenta, la pregunta que aflora es la siguiente: "Si ese el caso, ¿las condiciones atmosféricas pueden alterar los parámetros de moldeo?".

Una respuesta simple es que los cambios barométricos atmosféricos pueden llegar a variar en ¡100mb! Por lo tanto esto también debe tenerse en cuenta, si el tema de optimización de un proceso de RTM Light se toma en serio. Un cambio atmosférico de este nivel significa que los ajustes efectuados en un día pueden no ser los adecuados al día siguiente.

Las bajas presiones pueden llegar a valores inferiores a 948mb cuando en cambio con buen tiempo una alta presión de 1050mb es perfectamente posible.

4. LLEVANDO LA TEORÍA A UNA SOLUCIÓN ECONÓMICA

Todo esto puede parecer una simple teoría para un moldeador estándar, pero sería sensato seguir estos argumentos, lo que acarreará menos desechos y mayores posibilidades de aumentar la productividad.

Sería relativamente fácil de colocar en el Molde un transductor de presión sensitivo y mediante este controlar el proceso desde los valores leídos. El coste de este sistema gravaría enormemente la inversión en el Molde ya que su coste es superior a £500 (800 US) y su robustez no es lo suficiente como para mantenerse en buenas condiciones en el

trajín de un taller de moldeo. ¡Agréguese a eso el coste de un sistema automático para leer los parámetros del sensor y ajuste el flujo de de bombeo de resina del equipo al Molde! Todo esto se traducirá en una cifra superior a las £1.000 (1.600 US).

Lo que realmente necesitamos es un sistema hecho a medida y que garantice una inyección segura a un ritmo optimizado evitando conjeturas y, todo ello, a un coste más real, acorde con el sistema. También sería de mayor ventaja si el sistema funcionase automáticamente. Se entiende que, de forma totalmente confiada, el operador arranque el equipo de inyección dejando al sistema de control de presión controlar automáticamente el flujo del mismo a un ritmo óptimo de inyección.

Este sistema es el que actualmente se encuentro disponible. La presentación de este sensor, denominado "PV", puede vincularse al equipo de inyección garantizando un sistema de llenado totalmente automático para optimizar el proceso del RTM Light.

Primero al Moldista se le indicará con un lector digital la presión barométrica. Puede entonces programarse el equipo en un punto a partir del cual reduce su velocidad manteniéndose dentro de los límites definidos y que se fija fácil y exactamente en el lector digital. A partir de ahí basta con dar al botón de inyección y el relleno del Molde es automáticamente controlado por el sensor "PV", a un nivel óptimo, y dentro de los límites de seguridad.

El nuevo sensor "PV" pasa a ser el corazón del sistema. Ha sido diseñado a partir de sensores convencionales. Aplicando luego los años de experiencia, tanto en Composites como en electrónica, permitieron obtener un diseño robusto dentro de un cuerpo de PTFE y que se atornilla a un porta-inserto tipo estándar, laminado dentro del Molde.



La junta de sellado en el cuerpo permite una fijación rápida a la cavidad del Molde, quedando la conexión perfectamente hermética. Una resistente clavija de conexión queda fijada en posición para permitir la interrelación de la máquina al sistema electrónico. Esto permite un rápido intercambio con otros sensores "PV" en otros Moldes una vez que el primero se ha llenado a un ritmo óptimo.

Los ya conocidos sistemas MPG (Guarda Presión de Molde), suministrados en los equipos, se utilizan para ajustar el caudal de la mezcla automáticamente a partir de la lectura del sensor electrónico "PV", manteniendo la máxima velocidad permisible, dentro de los parámetros de baja presión prefijados.

El sistema lector digital del "PV" proporciona lectura barométrica y mediante un simple ajuste se puede adaptar a las cambiantes condiciones ambientales.

En la práctica, el sensor "PV" permite al usuario monitorizar de forma exacta la inyección, habiendo demostrado además, ganar un 20% más en velocidad de ciclo, en forma segura y exacta. El sistema se puede ajustar inmediatamente en línea si se considerase necesario.

5. EJEMPLO DE APLICACIÓN

Considérese la fabricación de un gran casco de embarcación de aprox. 30m². Se pretende rellenar un Molde de RTM Light por medio de infusión de resina. El Molde se encuentra cerrado por medio de vacío. El sensor "PV" indica una presión barométrica de 1050mb. Esta presión es alta y el buen día permite esperar una buena pieza fabricada.

El sistema esta programado para que el equipo desacelere cuando la presión de la cavidad llegue a 1150mb. Una vez iniciada la inyección, el sensor "PV" "lee" que la presión inicial de la cavidad, ha sido puesta a 500mb. A medida que el Molde se va llenando, la lectura comienza a ascender a partir de los 500mb, hacia la presión atmosférica conocida de 1050mb. Sin embargo el punto de desaceleración será activado a los 1150mb, es decir, 100mb sobre la presión atmosférica. (Cada Molde tiene un límite de seguridad en cuanto a un límite de sobre-presión).

A medida que el límite de 1150mb se va alcanzando, la máquina automáticamente comienza a ralentizar su velocidad. La histéresis del sistema, dada por su diseño, actúa a un límite inferior, antes que el equipos se detenga, reduciendo y automáticamente el sistema, permitiendo que se mantenga el caudal, dentro de los límites de llenado del Molde, sin temor a sobre-presión, pero manteniendo un ritmo lo suficientemente rápido, que no permita una pre-gelificación antes del llenado del Molde.

Ahora bien, tome por ejemplo en consideración, que las condiciones climáticas indicadas por el sensor "PV", representan una presión barométrica inicial de sólo 980mb. Esto significa 70mb menos que la presión del día anterior. En este caso, deberá prefijarse un nuevo punto de inicio de ralentización, para tomar en consideración este valor. En este ejemplo, lo lógico será programar un valor de 1080mb, como más apropiado que el

utilizado el día anterior de 1150mb. Esto mantendrá exactamente los mismos límites de sobre-presión del Molde, mientras el flujo se mantiene óptimo dentro de los límites de seguridad y operabilidad.

6. CONCLUSIONES

La mayoría de los pilotos de aviones comprenderán completamente la importancia de conocer exactamente las presiones barométricas, en el aeropuerto en el que deban aterrizar, para asegurar que el altímetro de la cabina se fije correctamente, sin temor a estrellarse o pasar a demasiada altura por la pista de aterrizaje. Es obvio, por lo tanto, la fuerza de este argumento, para la utilización de un sistema de sensor "PV", en un llenado a presión de un Molde RTM Light.

Debe agregarse, por último, que si se utilizan mayores valores de vacío que los 500mb indicados en el ejemplo anterior, esto no quiere decir que los valores de sobre-presión del Molde vayan a ser mayores para el mismo. Si se sabe que un Molde puede trabajar tranquilamente hasta a 100mb sobre la presión atmosférica, entonces debe ser la presión atmosférica el factor de mando.

Nuevas tecnologías en la fabricación de barras estructurales

A. de Benito, S. Diez, G. Molina, J.M. Martínez

ARIES COMPLEX, S.A., Madrid, España

RESUMEN

El objetivo del presente estudio consiste en la puesta en práctica de métodos de fabricación alternativos para componentes estructurales de aeronaves, y demostrar que representan mejoras sustanciales frente a las soluciones de fabricación actualmente adoptadas.

En este sentido se pretende describir una serie de pasos llevados a cabo en el estudio y desarrollo de una nueva barra estructural con terminales de carbono integrados utilizando la tecnología de moldeo manual (lay-up) de preimpregnado.

1. INTRODUCCIÓN

Las piezas analizadas en este estudio son barras estructurales de amplia utilización en aeronáutica, pudiendo encontrarse en zonas como:

- Costillas de superficies aerodinámicas
- Zona de encastre ala (o estabilizador) fuselaje
- Soporte del suelo de cabina
- Cono de cola.

En general las barras estructurales son utilizadas en casos en que se necesiten elementos resistentes a cargas de tracción/compresión, dado que es aquí donde su empleo es idóneo. Por ello, el ámbito de aplicación no solo se reduce al aeronáutico, sino que también son de gran uso en los campos de estructuras espaciales, ingeniería civil, etc.

El método de fabricación aquí propuesto persigue conseguir barras estructurales con terminales integrados en fibra de carbono, obteniéndose importantes ventajas de diseño y de proceso, como:

- Reducción de peso
- Reducción de costes de material
- Reducción de costes de fabricación por ahorro de tiempos de producción.

2. ESTUDIO DEL DISEÑO DE LOS STRUTS

2.1 Introducción

Los struts constan de dos zonas diferenciadas como son el área cilíndrica y los terminales de conexión a la estructura del avión. Actualmente se pueden encontrar diversos tipos de configuraciones para struts de material compuesto, pero ninguno de ellos ofrece todas las prestaciones que se han conseguido en el nuevo diseño propuesto tras este proyecto.

Se ha optado por el desarrollo de un **strut integral**, fabricado en una única pieza, siguiendo un proceso de fabricación que consiste en el moldeo manual de preimpregnados de fibra de carbono sobre dos semi-moldes, que se cierran antes del curado. La posibilidad de utilizar prepregs de cinta con las fibras orientadas en la dirección de aplicación de carga hace que la cantidad de material necesaria sea menor.

La siguiente matriz establece una comparativa entre diferentes soluciones de diseño de struts, algunas de ellas actualmente en uso:

| | Strut FC-metal | Strut FC RTM | Strut FC moldeo prepregs |
|-----------------------------|----------------|--------------|-----------------------------|
| Peso | Alto | Bajo | Bajo |
| Costes de desarrollo | Bajo | Alto | Bajo |
| Tiempo puesta a punto | Bajo | Alto | Bajo |
| Fabricabilidad en serie | Alto | Alto | Alto |
| Facilidad de instalación | Alto | Medio | Medio |
| Fácil intercambiabilidad | Alto | Bajo | Bajo |
| Requisitos de inspección | Alto | Bajo | Bajo |
| Dificultad de mantenimiento | Medio | Bajo | Bajo |

El análisis de estos resultados muestra que la solución adoptada presenta en la mayoría de los casos ventajas con respecto al resto de soluciones, de ahí la decisión de optar por esta alternativa.

2.2 Materiales a emplear

El material seleccionado para la fabricación de prototipos ha sido el preimpregnado de fibra de carbono con resina epoxi tanto en forma de cinta unidireccional como tejido. En la tabla 1 se muestran las características físicas y mecánicas. Presenta la ventaja de que sus características estructurales están sobradamente probadas en el campo aeronáutico, siendo de uso habitual en partes como elementos estructurales de superficies sustentadoras y de control (alas, estabilizadores, timones, etc).

| | Propiedad / Material | CF Tape ⁽¹⁾ | CF Fabric ⁽²⁾ |
|-----------|-------------------------------------------|------------------------|--------------------------|
| Físions | Densidad (g/cm^3) | 1.5 | 1.45 |
| risicas | Espesor de capa (mm) | 0.186-0.221 | 0.220-0.254 |
| Mecánicas | Resistencia a tracción 0°(MPa) | 1250 | 450 |
| | Resistencia a compresión 0°(MPa) | 965 | 450 |
| | Resistencia a tracción 90° (MPa) | 45 | 450 |
| | Resistencia a cortadura en el plano (MPa) | 90 | 96 |
| | ILSS (MPa) | 90 | 60 |
| | Módulo de tensión (GPa) | 110-143 | 46-61 |
| | Módulo de compresión (GPa) | 100-135 | 38-58 |
| | Módulo de cortadura en el plano (GPa) | 3.3-4.6 | 2.6-3.5 |

Notas: (1) CF Tape: cinta unidireccional (2) CF Fabric: tejido

Tabla 1 - Propiedades físicas y mecánicas de los preimpregnados carbono / epoxi

2.3 Diseño de pieza

Se establecen una serie de requisitos dimensionales y mecánicos de partida, y se realiza el predimensionado de las zonas cilíndrica y de orejetas antes de proceder a diseñar el strut, para ello se ha empleado CATIA 4.2.2.

Se ha definido en 3D una superficie exterior lo más suave posible, sin aristas para evitar problemas de desmoldeo y porosidad. En la Figura 1 se muestra la zona de transición, donde se aprecia la elevada pendiente de caída de capas. Para la elaboración y desarrollo de patrones de las telas se ha empleado FIBERSIM.



Fig. 1 - Transición de orejetas a zona cilíndrica

Además se ha empleado MSC / Patran v.2000 como pre- y post-procesador y MSC / Nastran v.2001 como código de elementos finitos para realizar un análisis estático y de pandeo lineal del strut. Partiendo de la geometría de CATIA se ha generado un modelo de elementos finitos (ver Figura 2).



Fig. 2 - Modelo de elementos finitos de medio strut

3. METODOLOGÍA DE FABRICACIÓN

En el caso que nos ocupa la fabricación de struts se basa en el moldeo manual de preimpregnados pues, es el modo más seguro de garantizar la consecución de los objetivos.

Se moldea sobre un útil hembra dividido longitudinalmente en dos mitades sobre las que independientemente se colocan tejidos y cintas de preimpregnado.



Fig. 3 - Laminado sobre semi-moldes. Solapes

Uno de los problemas del método es cómo compactar las telas una vez se ha cerrado el molde. Una solución de sencilla aplicación y capaz de aportar la presión interna necesaria para la compactación es utilizar un mandrino extraíble: un tubo inflable por el interior del strut. El curado posterior al moldeo puede hacerse bien en autoclave sin presión, bien en estufa.

3.1 Utillaje y materiales auxiliares

3.1.1 Generalidades

Los útiles y materiales auxiliares para fabricar los struts son los siguientes:



Fig. 4 - Configuración general del útil de moldeo

- Molde de Acero:
- <u>Tubo inflable</u>: Es un tubo de silicona de sección uniforme cuya función es compactar los preimpregnados contra las superficies del útil.
- <u>Pastillas metálicas</u>: Para conformar las orejetas, asegurando que el espesor sea el correcto. Van enfundadas en el inflable y taladradas para llevar la presión al interior .
- <u>Tomas de presión</u>: Se acoplan al útil a través de válvulas. Aportan la presión necesaria para hinchar el tubo inflable.
- <u>Comprobador</u>: Calibre en forma de C para saber si las dos valvas han cerrado completamente.
- <u>Materiales auxiliares</u>, etc.

3.2 Proceso de Fabricación

- Corte de telas:
- <u>Moldeo</u>: Se realiza moldeo manual independiente sobre cada semimolde. Se realizan varias compactaciones a las telas enteras (llamando así a las que cubren toda la superfície de una orejeta hasta la opuesta).
- <u>Cierre del útil</u>: Una vez finalizado el laminado se enfundan las pastillas en el tubo inflable cortado a la longitud adecuada y se colocan en su posición del útil.
- <u>Curado</u>: Se conecta la toma de presión a una de las entradas del molde, inflando el tubo de silicona. El curado de la pieza puede hacerse tanto en estufa como en autoclave sin presión. La temperatura de curado es la que indican las especificaciones del material.
- <u>Desmoldeo</u>: Una vez que el strut se ha curado y atemperado se abre el molde. Después se retiran las pastillas y se extrae el tubo inflable del interior del strut.
- <u>Rebarbado</u>: Puede quedar una cierta cantidad de resina en la línea de unión entre las dos mitades. No es necesario el recanteado de acuerdo al diseño actual, ya que la pieza se moldea a borde neto.
- <u>Taladrado</u>
- <u>Inspección por ultrasonidos</u>: Se prevé un sistema automático de inspección por inmersión (Técnica pulso-eco), pudiéndose obtener representaciones C-SCAN, B-SCAN y A-SCAN. El método tiene la posibilidad de localización tanto en profundidad como en área afectada.
- <u>Pintura</u>

4. ENSAYOS DE VALIDACIÓN

Los ensayos realizados hasta el momento han servido, junto con otros varios, como dato de partida para realizar el rediseño del strut. Hasta el momento los datos de ensayo recogidos corresponden a los realizados sobre prototipos iniciales. Una vez se disponga de prototipos para el nuevo diseño, se seguirá el mismo método.

Aunque la cualificación de las piezas requiera la realización de gran cantidad de tests bajo diferentes condiciones, en un principio se ha comenzado por realizar los más significativos en condiciones ambiente, que son: Ensayo de tracción simple, ensayo de compresión simple y ensayo de carga combinada compresión + lateral.

Dado que el material utilizado es de uso común en aplicaciones estructurales, se dispone de sus propiedades bajo condiciones diferentes, lo cual en primera aproximación puede ser extrapolado a la pieza.

4.1 Procedimiento y medios de ensayo

Los ensayos se han realizado por medio de una máquina hidráulica MTS-810, con capacidad para \pm 100 kN. Los ensayos se han realizado bajo control de carga, a una velocidad de 200 N/s. Previamente a estos se han realizado una serie de ensayos de preparación bajo control manual sobre 3 struts, sin resultados, al producirse roturas no controladas.



Fig. 5 - Máquina de ensayos

Algunos struts fueron intencionadamente dañados por impacto, hasta nivel visible BVID, mediante caída libre de un dardo de cabeza hemi-esférica de 12 mm de diámetro. Por pruebas previas, se ha determinado que el nivel de energía para BVID es de 11,6 J, correspondiendo a una sección delaminada superior a 300mm².

En los ensayos que requieren carga combinada axial – lateral, la carga lateral constante se ha introducido mediante un cable de acero que rodea al strut y a las columnas soporte de la máquina de ensayos. El nivel de carga se ha ajustado previamente mediante un par controlado en un tornillo de sujeción previamente tarado.

4.2 Resultados obtenidos

A continuación se pasan a resumir los ensayos realizados y resultados obtenidos sobre estos primeros prototipos.

A-Ensayo de tracción hasta fallo por rotura sobre pieza intacta

B- Ensayo de compresión hasta fallo por rotura o inicio de inestabilidad sobre pieza intacta

C-Ensayo de carga combinada compresión + lateral hasta fallo sobre pieza intacta

D-Ensayo de tracción hasta fallo por rotura sobre pieza dañada

E- Ensayo de compresión hasta fallo por rotura o inicio de inestabilidad sobre pieza dañada

F- Ensayo de carga combinada compresión + lateral hasta fallo sobre pieza dañada.

Un total de 6 struts han sido ensayados a tracción (carga (+)) y a compresión (carga (-)) con resultados válidos bajo las diferentes condiciones, aplicándose determinados valores de carga según muestra la siguiente tabla:

| | | ENSAYO | | | | | | |
|----------|----|--------|---|------|------|----------------------|----------------------|--|
| | | А | В | С | D | E | F | |
| STRUT N° | 11 | | | 46.7 | | | -59.5 ^(*) | |
| | 21 | | | | | -76.9 ^(*) | | |
| | 22 | | | | 39.4 | -70.0 | | |
| | 23 | | | | | -72.8 (*) | | |
| | 24 | | | | 40.5 | 70.8 | -47.5 | |
| | 25 | | | | 40.5 | 71.0 | | |

^(*) Ensayo realizado hasta rotura. Resto de ensayos han soportado la carga aplicada sin producirse fallo y con respuesta elástica.



Fig. 6 - Gráfico carga-desplazamiento strut s/n 22

Todos los casos en los que se ha alcanzado el fallo corresponden a casos de compresión. En ninguno de ellos la causa ha sido la inestabilidad global de la columna, sino el fallo del laminado en la zona de transición orejetas-cilindro, tal como se aprecia en la Figura 7.



Fig. 7 - Rotura de strut por compresión

Esta causa, junto con la alta porosidad detectada en la zona de transición en el primero de los diseños, son el motivo principal de la modificación del diseño en este área, suavizando la geometría y cuidando la disposición del empilado (ver Figura 8).



Fig. 8 – Modificación del diseño en la zona de transición

5. CONCLUSIONES

El resultado de este proyecto arroja un nuevo diseño de barra estructural aplicable a diversos tipo de aeronaves con dos avances importantes sobre los anteriores diseño disponibles en el mercado:

- Por un lado se ha obtenido un diseño de barra integral, con orejeta en fibra de carbono integrada en la barra desde el inicio del proceso de fabricación.
- Se ha conseguido aliviar significativamente el peso de la pieza, dadas las prestaciones que para ello consiguen los materiales y proceso utilizados, fundamentalmente fibra de carbono.

La integración de la orejeta permite un ahorro importante de los tiempos de fabricación. De otra manera, sería necesario fabricar por separado el terminal y después ensamblarlo con la barra, con el consiguiente aumento de peso añadido por las piezas metálicas de unión.

Análisis mediante M.E.F. del comportamiento del anillo de fuselaje de un avión de pasajeros de gran capacidad fabricado con materiales compuestos trenzados

J. M. Bielsa, V. Berrueco, M. Carrera, A. Alonso

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

A. Chiminelli

Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

J. M. Martín, I. Márquez

Department of Composite Development Engineering, Airbus España S.L., Madrid, España

RESUMEN

En este artículo se presenta el análisis mediante el Método de los Elementos Finitos del anillo de fuselaje fabricado en materiales compuestos de un avión de pasajeros de gran capacidad. Con ello se pretende reflejar la cada vez mayor aplicación de los materiales compuestos en piezas de gran compromiso estructural, coincidiendo con el desarrollo de nuevas Tecnologías Textiles Tridimensionales, como el 3D braiding. El análisis presentado incluye cálculos empleando la técnica del submodelado, dada la necesidad de estudiar con un mayor grado de detalle las zonas críticas de la estructura.

1. INTRODUCCIÓN

1.1 Tecnologías Textiles Tridimensionales

El creciente desarrollo en el campo de las tecnologías textiles ha tenido en los últimos años un especial auge, enmarcado éste en la búsqueda posibles soluciones al problema que supone la ausencia de refuerzo en la dirección normal al plano, en el caso de laminados convencionales.

Dada la cada vez más extensiva aplicación industrial de los materiales compuestos, especialmente en aeronáutica y automoción, y por consiguiente, las cada vez más rigurosas condiciones de estructuralidad impuestas a las piezas (cargas multiaxiales, resistencia a fatiga e impacto...), se ha planteado la necesidad de aportar soluciones al problema de la pobreza de propiedades mecánicas fuera de plano, ya no sólo en el caso de laminados de gran espesor, sino extensivamente a cualquier tipo de componente estructural de materiales compuestos.
Es en este entorno donde se proponen las tecnologías textiles tridimensionales como una solución de compromiso entre las rigurosas especificaciones tecnológicas impuestas a las piezas, y la viabilidad económica de su procesos de fabricación. Por otra parte, es responsabilidad del ingeniero o doctor la elección de uno u otro proceso textil, en función de los requerimientos de geometría, configuración y cargas de servicio del componente.

1.2 Trenzado Tridimensional (3D Braiding)

El trenzado tridimensional representa una de las más novedosas tecnologías para aplicaciones estructurales de alto compromiso estructural, si bien la solución óptima entre viabilidad técnica y producibilidad está actualmente en desarrollo. La Universidad de Zaragoza, junto con Airbus España S.L., y otras grandes empresas europeas del sector aeronáutico, está involucrada en el desarrollo de aplicaciones estructurales con este tipo de tecnología textil.



Fig. 1 – Máquina experimental de 3D braiding

Sin soslayar los esfuerzos que actualmente se están llevando a cabo para la optimización y puesta a punto de las máquinas productoras de preformas de 3D braiding, el presente artículo se centrará en el estudio del comportamiento de un anillo de fuselaje de un avión de pasajeros de gran capacidad, cuyo vuelo inaugural tendrá lugar próximamente. Dicho anillo estará compuesto por matriz epoxi reforzada con fibra de carbono según la arquitectura tridimensional propia del 3D braiding, por lo que se atenderá especialmente a las prestaciones mecánicas que pueda aportar este tejido.

1.3 Anillo de fuselaje

En la Figura 2 se puede observar la geometría exterior propuesta para el anillo de fuselaje, que consta de un perfil curvado en Z. En principio, la tecnología 3D braiding es aplicable en piezas tubulares y/o con simetría axial, lo cual, justificaría en principio su uso en esta aplicación.



Fig. 2 – Geometría y sección transversal del anillo de fuselaje.

La ubicación del anillo corresponde a la parte trasera del avión, justo detrás del *bulkhead* de la cabina de pasajeros, en la zona del fuselaje donde confluyen las raíces de los estabilizadores verticales y horizontal.



Fig. 3 – Sección del fuselaje del avión donde se ubica el anillo.

2. SIMULACIÓN MEDIANTE EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS

2.1 Consideraciones previas

Dado que tanto la geometría, como la configuración material empleada y la distribución de cargas vienen impuestas por Airbus, el estudio se enfoca en obtener un análisis lo más preciso posible del comportamiento del anillo. Para ello se define una estrategia consistente en analizar un modelo de toda la estructura, con el objeto de analizar su comportamiento global, para luego obtener un submodelo de la zona más desfavorable del anillo, estudiando así los posibles efectos locales.

2.2 Modelo global de Elementos Finitos

La siguiente Figura 4 muestra el modelo empleado para el análisis global de la estructura del anillo. Por motivos de ahorro computacional, se aplica la simetría transversal del anillo, por lo que sólo se modela la mitad de su estructura.



Fig. 4 – Modelo global de Elementos Finitos del anillo de fuselaje.

Este modelo MEF consta de 28242 nodos y 17768 elementos sólidos lineales (hexaedros). Este tipo de elementos permitirá la implementación de un modelo de material ortótropo (9 constantes elásticas independientes) y un análisis de tensional tanto en el plano como fuera de él, dentro del régimen elástico.

2.3 Cargas y condiciones de contorno aplicadas.

Las condiciones de contorno aplicadas al modelo correspondientes a su simetría se aplicarán siguiendo el siguiente esquema:



Fig. 5 – Esquema de las condiciones de contorno correspondientes a simetría.

Como puede verse en dicho esquema, en la parte inferior del modelo se aplica una condición de empotramiento, mientras que la superior corresponde a una típica condición de simetría de material.

Por otra parte, las cargas de servicio se transmiten a la estructura a través de piezas en "L" desde el revestimiento exterior. Dichas piezas van unidas al anillo mediante uniones atornilladas a lo largo de todo el arco de la cuaderna, según el siguiente esquema:



Fig. 6 – Esquema de las condiciones de aplicación de cargas.

Esta configuración deberá ser tenida en cuenta tanto para la restricción en desplazamientos que supone la existencia de dichas piezas, como para el modo de aplicación de dichas cargas al modelo. Finalmente, se decide aplicar dichas directamente a los nodos correspondientes a los tornillos de unión de las piezas en "L" al anillo, tornillos que, por su parte son incluidos en el modelo.

2.3 Resultados obtenidos con el modelo global.

Con las especificaciones descritas anteriormente, se obtienen unos resultados tales que, mediante un tratamiento sencillo de los datos obtenidos, permiten analizar por separado cuáles son los valores del coeficiente de seguridad, según el Criterio de Tsai-Wu, en el plano y fuera de él. Las siguientes figuras muestran los valores de dichos coeficientes de seguridad y en qué zonas aparecen:



Fig. 7 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu.



Fig. 8 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu en el plano.



Fig. 9 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu fuera de plano.

La siguiente tabla resume los valores máximos para los coeficientes de seguridad global (tensiones en las tres direcciones del material ortótropo), en el plano (tensiones en las dos direcciones correspondientes al plano), y fuera de él (tensiones sólo en la dirección normal al plano), según el Criterio de Tsai-Wu.

| TSAI-WU GLOBAL | 2.7 |
|------------------------|------|
| TSAI-WU EN EL PLANO | 2.56 |
| TSAI-WU FUERA DE PLANO | 4.69 |

Tabla 1 – Resumen de las especificaciones sobre fuentes

3. ANÁLISIS MEDIANTE LA TÉCNICA DE SUBMODELADO

3.1 Consideraciones previas.

En casos como el presente, en los que sería deseable un análisis de precisión de alguna de las zonas de una estructura muy grande, con el objeto de ver más en detalle las tensiones que en ella aparecen, o cuando se tiene la certeza de la existencia de un posible fallo que el modelo global no permita revelar, se emplea la técnica llamada submodelado.

Esta técnica consiste en realizar un modelo más detallado de una sección de la estructura, a la que se le aplican como condiciones de contorno en los nodos correspondientes a los planos de corte, los desplazamientos obtenidos en el modelo global en dichos planos de corte. Todo ello para el mismo caso de carga. Dado que el submodelo es más fino que el modelo global, aparecerán más nodos en los planos de corte que en aquél. Ello se soluciona interpolando geométricamente los desplazamientos a esos nodos de más. Generalmente esta operación es ejecutada automáticamente por el preprocesador del programa de Elementos Finitos, si bien requiere de una cuidadosa comprobación.

3.2 Submodelo de Elementos Finitos

En la siguiente figura puede verse en detalle la sección del modelo global donde aparece mayor concentración de tensiones, y sobre la que se aplica el submodelo:



Fig. 10 – Submodelo de la sección del anillo más desfavorable.

3.3 Resultados obtenidos con el submodelo.

Como sucedía en el análisis del modelo global, se pueden estudiar los estados tensionales global, intralaminar e interlaminar según el Criterio de Tsai-Wu.



Fig. 11 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu.



Fig. 12 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu en el plano.



Fig. 13 – Distribución de valores del coeficiente de Tsai-Wu fuera de plano.

Los resultados arrojan un coeficiente de seguridad en torno a 1.1 para tensiones intralaminares, y de 2.7 para interlaminares. Como puede verse en un análisis más en detalle, los problemas podrían aparecer en las zonas próximas a las uniones atornilladas. Un aumento del diámetro de estas uniones, o incluso una variación de su número, podría ayudar a aumentar estos márgenes de seguridad.

4. CONCLUSIONES

En el presente artículo se ha presentado el análisis mediante Elementos Finitos del comportamiento del anillo de fuselaje de un avión de pasajeros. El avance tecnológico de este anillo es su fabricación en materiales compuestos de carbono/epoxi mediante la técnica textil tridimensional 3D braiding, y su consolidación por RTM. Como puede verse en los resultados del análisis MEF, las propiedades del 3D braiding mejoran el comportamiento del anillo en los siguientes aspectos:

- La estructura $\pm \alpha$ de las hebras del 3D braiding mejora el comportamiento a cortadura intralaminar en el alma del anillo.
- El concepto de tejido 3D mejora sustancialmente el comportamiento de la estructura frente a tensiones fuera de plano.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). *Mechanics of Textile and Laminated Composites*. Chapman & Hall, London.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

Análisis comparativo de tecnologías textiles avanzadas (2D y 3D "braiding") aplicadas al diseño y cálculo de un componente estructural de aplicación aeronáutica mediante M.E.F.

J. M. Bielsa, E. Bernal, R. Guzmán de Villoria, C. Nuez, L. Castejón Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España J. M. Martín, I. Márquez Department of Composite Development Engineering Airbus España S.L., Madrid, España

RESUMEN

En este artículo se presenta un análisis comparativo de las posibilidades de rediseño en materiales compuestos de una pieza estructural aeronaútica fabricada en aluminio. Las tecnologias textiles tipo braiding aplicadas en este caso, no sólo consiguen un ahorro en peso respecto de la pieza original, sino que demuestran su idoneidad para cargas de servicio multiaxiales, en concreto, la técnica tridimensional 3D braiding. Dada la complejidad de las cargas aplicadas y de las condiciones de contorno del problema, los análisis se han realizado mediante cálculos no lineales de Elementos Finitos.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos vienen aplicándose en la industria cada vez de manera más extensiva, y con mayor funcionalidad. De todos los sectores industriales, el aeronáutico es quizá el mayor impulsor de la aplicación de estos materiales, dada la especial importancia que tiene en el diseño de aeronaves el ahorro en peso. Por otra parte, esta necesidad hace que los requerimientos impuestos a las piezas de material compuesto sean cada vez más exigentes, al rediseñarse piezas de gran compromiso estructural de materiales metálicos a compuestos, con el objeto de obtener el máximo ahorro en peso, y garantizar el comportamiento mecánico de las piezas.

Es por ello que en el presente artículo, como ejemplo a esa tendencia, se va a estudiar el comportamiento mecánico de una pieza estructural aeronáutica de aluminio rediseñada en materiales compuestos. La principal característica de esta pieza es que se encuentra sometida en servicio a cargas multiaxiales, por lo que se opta en su diseño por recurrir a tecnologías textiles avanzadas, en concreto, 2D braiding y 3D braiding, y analizar cuál de

estas dos tecnologías es la más adecuada para su aplicación en la preforma del componente final.

Dada la complejidad de sus cargas de servicio, se desaconseja el diseño con materiales compuestos convencionales. La siguiente figura muestra la pieza, que sirve de unión entre cuatro larguerillos del fuselaje de la aeronave, y sobre la que actúa además un tirante unido mediante bulón. Esta multifuncionalidad es la que precisamente exige su rediseño mediante materiales compuestos avanzados.



Fig. 1 – Diseño de la geometría de la pieza.

La Universidad de Zaragoza, junto con Airbus España, ha colaborado en el diseño y análisis de esta pieza mediante el uso del Método de los Elementos Finitos, implementando modelos de material compuesto homogéneo y ortótropo correspondientes a conocimientos adquiridos en la investigación de estas tecnologías textiles.

2. SIMULACIÓN MEDIANTE EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS

2.1 Consideraciones previas

Dado que la geometría y la distribución de cargas vienen impuestas por Airbus, el estudio se centra en obtener una configuración óptima de materiales y refuerzos que cumpla los requerimientos especificados. Dos soluciones se presentan al problema del rediseño de aluminio a composite: una configuración con carbono/epoxi fabricada mediante 2D braiding, y otra con carbono/epoxi fabricado mediante 3D braiding.

Los Elementos Finitos constituyen una poderosa herramienta de análisis y optimización de estructuras complejas. En nuestro caso particular, permiten el análisis del comportamiento cuando aquellas están constituidas por materiales ortótropos, y la aplicación de criterios de fallo no invariantes, como es el caso del criterio de Tsai-Wu. Por otra parte, la complejidad de aplicación de cargas de servicio exige que el análisis sea ejecutado como no lineal. Por último, se analizará comparativamente el comportamiento de los materiales 2D

braiding y 3D braiding para una misma geometría y distribución de cargas, observando así las mejoras que aporta la aplicación de tecnologías textiles tridimensionales frente a las convencionales.

2.2 Modelo de Elementos Finitos

Las siguientes figuras muestran los modelos de elementos finitos empleados para el análisis de la pieza tanto en 2D como en 3D braiding. Nótese que la geometría varía ligeramente en función de la diferente distribución de espesores, consecuencia de la optimización realizada para uno y otro material.



Fig. 1 – Modelo de Elementos Finitos de laFig. 2 – Modelo de Elementos Finitos depieza en 2D braiding.la pieza en 3D braiding.

Dada la simetría existente tanto en geometría, como en cargas y condiciones de contorno, se modela únicamente la parte superior de la pieza, con el objeto de conseguir un ahorro computacional tal, que permita un análisis lo más detallado posible. Ambos modelos MEF constan de aproximadamente 20000 elementos sólidos lineales (hexaedros). Este tipo de elementos permitirá la implementación de un modelo de material ortótropo (9 constantes elásticas independientes), y un análisis de tensional tanto en el plano como fuera de él, dentro del régimen elástico.

2.3 Cargas y condiciones de contorno aplicadas.

Las condiciones de contorno aplicadas a ambos modelos correspondientes a su simetría se aplican siguiendo el siguiente esquema:





Como puede verse en dicho esquema, en la parte inferior del modelo se aplica una típica condición de simetría de material. Por otro lado, las cargas aplicadas al modelo siguen la distribución que se detalla a continuación:

• Una carga axial de 15KN actúa en el bulón de la parte superior. El contacto entre bulón y anilla se simula mediante un contacto de deslizamiento finito (no lineal). Dicho contacto puede verse en detalle en la figura 4.



Fig. 4 – Esquema de las condiciones de contorno correspondientes al contacto bulón/anilla.

• Tanto las cargas de tracción/compresión, así como los momentos, aplicados por los larguerillos en la pieza, se introducen en el modelo mediante planos rígidos unidos a la pieza mediante *rivets*, tal y como muestra la siguiente figura.



Fig. 5 – Esquema de la distribución de cargas multiaxiales aplicadas a la pieza.

2.4 Modelo de material empleado.

Los modelos de material aplicados para el análisis estático no lineal de cada configuración son los siguientes:

- Fibra de carbono/epoxi fabricado mediante 2D braiding con una configuración tanto para estructura como para refuerzos de $[0^{\circ}_{50\%}, \pm 45^{\circ}_{50\%}]$, y un volumen de fibra del 57%.
- Fibra de carbono/epoxi fabricado mediante 3D braiding con una configuración para estructura de [0° _{33%}, ± 60° _{66%}], y un volumen de fibra del 50%. Para los refuerzos se considera [± 30° _{100%}], y un volumen de fibra del 50%.

3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Resultados obtenidos en desplazamientos

Las siguientes figuras muestran las deformadas, así como los resultados obtenidos en desplazamientos para cada sistema de material:







Fig. 7 – Deformada 3D braiding.





Fig. 8 – Desplazamientos máximos en 2DFig. 9 – Desplazamientos máximos en 3Dbraiding.braiding.

Aunque como puede observarse, la deformada resultante es muy similar para ambos sistemas materiales, se obtiene un desplazamiento máximo en la dirección axial de 0.228mm en la configuración 2D braiding, mientras que para la de 3D braiding se mejora a 0.219mm.

3.2 Resultados obtenidos en tensiones.

3.2.1 Braiding 2D

Las siguientes figuras muestran los resultados obtenidos en términos del coeficiente de seguridad según el criterio de Tsai Wu para tensiones globales.



Fig. 10 - Coeficiente de seguridad global según TsaiWu para la configuración 2D braiding en estructura de la pieza y refuerzos.

Las siguientes figuras muestran los resultados obtenidos en términos del coeficiente de seguridad según el criterio de Tsai Wu para tensiones en el plano y fuera de él.



Fig. 11 - Coeficiente de seguridad en el plano y fuera de plano según TsaiWu para la configuración 2D braiding.

3.2.2 Braiding 3D

Análogamente para 3D braiding, el criterio de Tsai Wu para tensiones globales:



Fig. 12 - Coeficiente de seguridad global según TsaiWu para la configuración 3D braiding en estructura de la pieza y refuerzos.



Las siguientes figuras muestran los resultados obtenidos en términos del coeficiente de seguridad según el criterio de Tsai Wu para tensiones en el plano y fuera de él.

Fig. 13 - Coeficiente de seguridad en el plano y fuera de plano según TsaiWu para la configuración 3D braiding.

Un primer análisis de resultados revela que en la configuración 3D braiding, los resultados obtenidos en términos de coeficientes de seguridad mejoran con respecto a la configuración 2D braiding, Es destacable como el coeficiente de seguridad fuera de plano mejora de la configuración 2D a 3D, del mismo modo, el efecto inverso tiene lugar en el coeficiente intralamaninar, posiblemente debido a la orientación 3D de las hebras biaxiales, perdiendo algo de resistencia intralaminar a favor de la resistencia fuera de plano.

4. CONCLUSIONES

La siguiente tabla muestra un resumen de los resultados obtenidos para ambas configuraciones:

| MATERIAL | GLOBAL TSAI-WU | TSAI-WU | TSAI-WU | |
|--------------------|----------------|--------------|--------------|--|
| | | INTRALAMINAR | INTERLAMINAR | |
| 2D Braiding | 1.39 | 1.88 | 1.43 | |
| 3D Braiding | 1.6 | 1.44 | 1.61 | |

Fig. 13 - Coeficiente de seguridad en el plano y fuera de plano según TsaiWu para la configuración 3D braiding.

Como conclusión al análisis comparativo realizado, se puede afirmar que las tecnologías textiles tridimensionales, en este caso, 3D Braiding, constituyen una sustancial mejora del comportamiento y resistencia del material frente a cargas multiaxiales. En este caso además, puede observarse que mejora en comportamiento frente a tensiones fuera de plano, a pesar de una ligera reducción del coeficiente en el plano.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). *Mechanics of Textile and Laminated Composites*. Chapman & Hall, London.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

CASTEJON, L., BIELSA, J.M., LARRODE, E., MIRAVETE, A., (2000). *Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers. ISATA 2000, June 2000*, Dublín, Irlanda.

Preparación de materiales compuestos de matriz de oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono

J. Rubio, F. Rubio, J. L. Oteo

Instituto de Cerámica y Vidrio. C.S.I.C. Madrid, España

RESUMEN

En este trabajo se han preparado materiales compuestos de matriz vítrea reforzada con fibra de carbono. La matriz vítrea es un vidrio de oxicarburo de silicio en donde parte de los oxígenos han sido remplazado por átomos de carbono. De esta forma aumenta el número de coordinación de la estructura y la covalencia de los enlaces lo que da lugar a un gran aumento de la resistencia del vidrio de oxicarburo de silicio con respecto a los vidrios tradicionales, superando incluso en gran medida a las propiedades de la sílice vítrea. La obtención de estos materiales compuestos se lleva a cabo en atmósfera neutra lo que evita la degradación de las fibras de carbono por la matriz vítrea, un hecho que implica un aumento esperado en las propiedades finales del material compuesto.

La matriz de oxicarburo de silicio se ha preparado a partir de una sílice modificada orgánicamente, utilizando tetraetilortosilicato y un plidimetilsiloxano mediante reacción en medio ácido. El material obtenido fue pirolizado en atmósfera neutra hasta 1100 °C obteniéndose el vidrio de oxicarburo de silicio. La incorporación de fibras se ha llevado a cabo de dos formas diferentes. La primera consistió en mezclar las fibras directamente con los reactivos y proceder a la reacción simultánea. En la segunda forma las fibras se añadieron una vez transcurrida la reacción (60 minutos).

Con el fin de determinar la influencia de la longitud de la fibra de carbono en la preparación del material compuesto se han utilizado fibras cortadas a 0.5 y 2 cm de longitud. Estas fibras han sido utilizadas tal y como se han recibido y también se las ha tratado a 500 °C previamente para mejorar la interacción con la matriz.

Los estudios realizados se han llevado a cabo analizando la interacción de la matriz de oxicarburo de silicio con la superficie de las fibras de carbono. Se ha observado que la adhesión superficial del vidrio de oxicarburo de silicio es mínima sobre la superficie de la fibra de carbono. Esta adhesión mejora cuando la fibra es pretratada a 500 °C. Finalmente se han preparado materiales compuestos y se han medido las propiedades. Se ha encontrado la presencia de abundante porosidad lo que produce una pérdida de propiedades mecánicas. No obstante la resistencia a la temperatura de estos materiales sobrepasa los

1300 °C. Es por lo que dichos materiales son unos posibles candidatos para su uso a éstas temperaturas.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos en base a oxicarburo de silicio componen una nueva familia de materiales de alta temperatura susceptibles de ser utilizados en ciertas aplicaciones especiales (Pantano, 1999). Tradicionalmente la estructura y propiedades de los vidrios se modifican o varían introduciendo cationes diferentes al Si⁴⁺ los cuales sirven bien como modificadores o formadores de red. Sin embargo, el anión siempre ha sido el O²⁻. Cuando el anión divalente (oxígeno) se reemplaza por nitrógeno o por carbono, aniones tricoordinados o tetracoordinados, se produce fortalece la estructura vítrea de tal forma que se produce un aumento en las propiedades mecánicas (módulo elástico, dureza, resistencia a la fractura, etc.,) y se incrementa la temperatura de transición vítrea. También se incrementa la resistencia química y la estabilidad frente a desvitrificaciones (Colombo, 1999).

Estos vidrios son de gran interés hoy en día en áreas tales como composites de matriz cerámica, recubrimientos resistentes a la oxidación, etc.

La incorporación de átomos de carbono a la estructura vítrea no es un proceso fácil debido en primer lugar a las altas temperaturas que se necesitan si se quiere hacer directamente y en segundo lugar a que se producen las denominadas reacciones carbotérmicas entre la sílice y el carbón impidiendo en gran medida la incorporación de altas proporciones de carbón en el vidrio final. Sin embargo, mediante el denominado proceso sol-gel ha proporcionado un método efectivo para el desarrollo de vidrios de oxicarburo de silicio y en consecuencia una alta incorporación de carbono dentro de la red vítrea debido a que este método está basado en la utilización de compuestos líquidos precursores que mediante las reacciones de hidrólisis y policondensación de las mismas se forma un sol el cual gelifica y mediante posterior tratamiento térmico en atmósferas neutras (nitrógeno, argon, etc.) se obtienen los oxicarburos de silicio con un alto contenido en carbono en la estructura vítrea.

2. EXPERIMENTAL

2.1 Materiales de partida

Las fibras de carbono utilizadas en la preparación de los materiales compuestos son las denominadas ASK-400 las cuales fueron cortadas a tamaños de aproximadamente 0,5 y 2 cm de longitud. De esta forma se intentará correlacionar la influencia de la longitud de las fibras en las propiedades mecánicas del material final.

Las materias primas precursoras de la matriz de oxicarburo de silicio fueron Tetraetilortosilicato (TEOS), polidimietil siloxano (PDMS), isopropanol, agua desionizada y ácido clorhídrico.

2.2 Preparación de los materiales compuestos

Para la obtención de materiales compuestos de matriz de oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono se parte de una solución compuesta por los reactivos anteriormente mencionados los cuales se hacen reaccionar a 80° C durante 60 minutos en un matraz de tres bocas provisto de agitación para una buena homogeneización. A continuación esta mezcla se introduce en un recipiente adecuado para su gelificación que se produce después de 60 minutos aproximadamente. Las fibras de carbono se adicionan de dos formas diferentes bien al comienzo de la reacción, es decir, junto con todos los reactivos y posterior reacción o bien al final del proceso de reacción en el recipiente donde se producirá la gelificación. De esta forma se intentará determinar la influencia del momento de adición de las fibras de carbono en las propiedades mecánicas finales del material compuesto.

Tras la gelificación y posterior secado del material en verde se cortan piezas del ormosil original de aproximadamente 1 cm de anchura y 8 cm de longitud el cual se le somete a un proceso de pirólisis que consiste en el tratamiento térmico a diferentes velocidades de calentamiento (0,5, 1, 2 y 5°C/min) en atmósfera de nitrógeno hasta una temperatura de 1100°C. A esta temperatura se obtiene el material compuesto de matriz de oxicarburo de silicio reforzado con fibras de carbono. Se estudiará la influencia de la velocidad de calentamiento en las propiedades mecánicas finales.

Una vez determinada la velocidad de calentamiento la cual proporciona mejores propiedades mecánicas y puesto que el material compuesto final tiene una alta porosidad, (superior al 60%), se procede a una reducción de la misma mediante un proceso de infiltración con las mismas materias primas iniciales y mismo proceso de reacción, es decir, 80°C y 60 minutos. El método consiste en hacer un vacío inicial al material compuesto para extraer el aire ocluido en toda la estructura porosa y se adiciona posteriormente la solución de ormosil original. Se mantienen en contacto durante 5 minutos y a continuación se extraen las piezas y se introducen en una estufa a 110°C para gelificación y secado de la solución. Se mide la ganancia en peso entre la pieza original y la infiltrada y se somete a este proceso hasta que la ganancia en peso entre una infiltración y otra sea menor del 1%. En este momento se somete a la pieza a un tratamiento de pirólisis a una velocidad de calentamiento de 2°C/min. Este mismo método experimental se realiza dos veces para intentar reducir la porosidad de la muestra.

2.3 Caracterización del material compuesto.

La caracterización del material compuesto final se llevó a cabo mediante la determinación de las propiedades mecánicas y microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización mecánica de los materiales compuestos originales.

En primer lugar se estudió la influencia de la velocidad de calentamiento en las propiedades mecánicas (módulo de rotura y elongación) de los materiales compuestos de matriz oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono. En la figura 1 se presentan los resultados para la muestra con un contenido en peso de fibra de carbono del 3%. En esta figura se observa como el módulo de rotura se mantiene prácticamente constante en el intervalo de velocidad de calentamiento 0.5-2°C/min disminuyendo drásticamente cuando la velocidad de calentamiento es de 5°C/min. Similares resultados se obtienen para las demás muestras independientemente del contenido en fibra de carbono de la matriz de oxicarburo de silicio o si las fibras se adicionaron durante la reacción de formación del ormosil o al final de la misma.



Fig. 1 - Influencia de la velocidad de calentamiento en las propiedades mecánicas (módulo de rotura y elongación) del material compuesto.

También se estudió la influencia de la longitud de las fibras adicionadas (0.5 o 2 cm) en las propiedades mecánicas. En la figura 2 se presentan las gráficas correspondientes. Puede observarse como a medida que aumenta la longitud de la fibra para bajos contenidos de fibras la resistencia a la rotura disminuye al aumentar la longitud de la fibra independientemente de si la adición de las fibras se ha producido durante el proceso de reacción o al finalizar el mismo. Sin embargo, no tiene mucha influencia cuando la cantidad de fibras introducidas es mayor, es decir, para los materiales compuestos con contenidos del 15%.

También a partir de la figura 2 se puede deducir la influencia de la incorporación de la fibra de carbono en las propiedades mecánicas del material final, si esta incorporación se hace en el medio de reacción, es decir, a la vez que todas las materias primas o bien si la incorporación se realiza una vez finalizada la reacción de formación del ormosil y posterior adición de las fibras. Se observan dos comportamientos bastante diferentes en función del porcentaje de fibras introducidas. Así, si el porcentaje es pequeño (3%) independientemente de la longitud de la fibra, la mayor resistencia mecánica la presentan los materiales compuestos en los cuales la fibra se ha adicionado al finalizar la reacción de obtención del ormosil mientras que si el contenido en fibra de carbono es del 15% no se observa una tendencia clara y parece que las propiedades mecánicas son similares independiente de la adición (antes o después) de las fibras de carbono.



Fig. 2 - Influencia de la longitud de las fibras en las propiedades mecánicas del material compuesto.

3.2 Propiedades mecánicas de los materiales compuestos infiltrados.

Debido a la alta porosidad que presentan estos materiales, superior al 60%, y que puede ser la causa en gran medida de las bajas propiedades mecánicas se intentó reducir la porosidad de estas muestras mediante procesos infiltración del material compuesto con el ormosil de partida y posterior pirólisis. Como se mostró en la figura 1, las propiedades mecánicas del material compuesto se mantienen prácticamente constantes hasta una velocidad de calentamiento de 2°C/min disminuyendo para velocidades mayores. Por eso se eligió la mayor velocidad de calentamiento, (2°C/min), para la pirólisis de las muestras originales infiltradas.



Fig. 3 - Influencia de la longitud de las fibras en las propiedades mecánicas del material compuesto final.

En la figura 3 se presenta la variación del módulo de rotura en función del número de infiltraciones para la muestra correspondiente a la fibra corta y con un 3% en peso y en la Tabla 1 se dan dichos valores para todas las muestras estudiadas. En la Tabla 2 se dan los valores del módulo de Young para las mismas muestras.

En primer lugar se observa claramente como la infiltración, es decir, la reducción de la porosidad del material compuesto final mediante incorporación de ormosil y posterior pirólisis incrementa la resistencia a la rotura de las diferentes muestras. Sin embargo, este incremento no es tan grande como se podría esperar y esto es debido a como se mostrará más adelante a que la estructura final que se obtiene no es continua y esta discontinuidad la originan las fibras de carbono que no dejan que se forme una estructura tridimensional esperada.

| | | Dentro del Reactor | | | Fuera del Reactor | | |
|-----|-------|--------------------|---------|---------|-------------------|---------|---------|
| w/w | Tipo | 0 | 1 | 2 | 0 | 1 | 2 |
| (%) | Fibra | Infilt. | Infilt. | Infilt. | Ilfilt. | Infilt. | Infilt. |
| | Corta | 1,73 | 2,63 | 3,35 | 1,52 | 1,55 | 1,62 |
| 3 | Larga | 1,15 | 1,62 | 2,12 | 2,34 | 1,95 | 2,28 |
| | Corta | 0,47 | 0,66 | 2,02 | 0,68 | 1,13 | 1,45 |
| 15 | Larga | 0,23 | 1,48 | 2,30 | 1,60 | 1,85 | 2,24 |

Tabla 1 - Módulo de rotura (MPa) para los materiales compuestos matriz de oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono originales e infiltrados.

En cuanto al módulo de Young no se observa una gran diferencia entre las muestras correspondientes al 3% o 15% del contenido en fibra de carbono. Puede decirse que

| | | Dentro d | Dentro del Reactor | | | Fuera del Reactor | | |
|-----|-------|----------|--------------------|---------|---------|-------------------|---------|--|
| W/w | Tipo | 0 | 1 | 2 | 0 | 1 | 2 | |
| (%) | Fibra | Infilt. | Infilt. | Infilt. | Ilfilt. | Infilt. | Infilt. | |
| | Corta | 4.89 | 18.8 | 20,4 | 6.41 | 18.06 | 19.52 | |
| 3 | Larga | 4.45 | 19.57 | 20.78 | 5.91 | 17.53 | 18.56 | |
| | Corta | 3.89 | 17.10 | 21.38 | 7.01 | 14.87 | 18.83 | |
| 15 | Larga | 3.98 | 18.48 | 20.23 | 6.66 | 18.06 | 19.12 | |

disminuye ligeramente con el contenido en fibras. Donde si que se observa gran diferencia es entre las muestras originales y las infiltradas y en donde se ve claramente como el módulo de Young se incrementa aproximadamente 4 veces.

Tabla 2 - Módulo de Young (MPa/mm) para los materiales compuestos matriz de oxicarburo de silicio reforzados con fibras de carbono originales e infiltrados.

En cuanto al módulo de Young no se observa una gran diferencia entre las muestras correspondientes al 3% o 15% del contenido en fibra de carbono. Puede decirse que disminuye ligeramente con el contenido en fibras. Donde si que se observa gran diferencia es entre las muestras originales y las infiltradas y en donde se ve claramente como el módulo de Young se incrementa aproximadamente 4 veces.

En cuanto al tipo de rotura, comparando las gráficas de las figuras 2 y 3 se puede comprobar como la rotura es frágil en las muestras infiltradas independientemente del contenido en fibra de carbono indicando que las fibras no ejercen ningún tipo de mecanismo de prevención de la rotura mientras que dicha rotura no es frágil cuando no se han infiltrado las muestras indicando que las fibras ayudan a mantener la estructura del material compuesto. Esto es debido a, como se mostrará a continuación, al ataque que sufren las fibras de carbono cuando se infiltran los materiales compuestos.

3.3 Microscopía Electrónica de Barrido.

En la figura 4 se presenta la microscopia electrónica de barrido del material compuesto original sin ninguna infiltración. Como puede observarse la fibra se encuentra dentro de la estructura del oxicarburo de silicio sin formar parte de ella. No se observa ningún tipo de anclaje del oxicarburo sobre la fibra de carbono lo que hace que sus propiedades mecánicas sean muy bajas, además de la alta porosidad que presentan estas muestras.

En la figura 5 se expone la fotografía de microscopía electrónica de barrido para el material compuesto con una infiltración y en la figura 6 para dos infiltraciones. Lo que se observa claramente es que, además de que disminuye la porosidad del material compuesto como consecuencia de la incorporación de ormosil (figura 6) en los poros y posterior pirólisis, la fibra de carbono ha sido atacada enormemente, deteriorándose prácticamente

en su totalidad lo que influye drásticamente en las propiedades mecánicas del material compuesto.

Con una infiltración, figura 5, se observa como la fibra se rompe y aparecen estrías sobre su superficie y ya cuando se ha infiltrado dos veces, figura 6, la fibra ha reducido su diámetro a casi la mitad deformándose totalmente.



Fig. 4 - M.E.B. para la muestra sin infiltrar.



Fig. 5 - M.E.B. para la muestra con 1 infiltración.



Fig. 6 - M.E.B. para la muestra con 2 infiltraciones.

4. CONCLUSIONES

La incorporación de fibras de carbono en el ormosil original y posterior pirólisis del mismo para la obtención de materiales compuestos en base a oxicarburos de silicio proporciona materiales de bajas propiedades mecánicas debido principalmente a que el ormosil no moja la fibra de carbono.

Las infiltraciones para aumentar la resistencia mecánica produce un deterioro de la fibra de carbono y aunque las propiedades mecánicas aumentan son debido más que nada a la disminución de la porosidad del material compuesto.

REFERENCIAS

PANTANO, C.G (1999). Silicon Oxycarbide Glasses. J. of Sol-Gel Sci. Tech. 14, pp 7-25. COLOMBO, P. (1999). Silicon Oxycarbide Foams from Silicone Preceramic Polymer and Polyurethane. J. of Sol-Gel Sci. Tech. 14, pp. 103-111.

SINGH, A. K. and PANTANO, C.G. (1997) Surface Chemistry and Structure of Silicon Oxicarbide Gels and Glasses. J. of Sol-Gel Sci. Tech. 8, pp 371-376.

KAMIYA, K., YOKO, T., TANAKA, K. and TAKEUCHI, M. (1990). Thermal Evolution of Gels Derived from $CH_3Si(OC_2H_5)_3$ by the sol-gel method. J. of Non-Crystalline Solids. 121, pp. 182-187.

Estudio aerodinámico y selección de materiales de una pala aerogeneradora de 6 MW

G. Hauke, M. García-Rodríguez

Departamento de Mecánica de Fluidos, Universidad de Zaragoza, España E. Bernal, J. Cuartero, A. Miravete Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

Este artículo junto con la segunda parte del mismo presenta una metodología para diseñar y optimizar palas de aerogenerador, tanto desde el punto de vista aerodinámico como estructural. En particular, el procedimiento se va a aplicar a una pala de aerogenerador de 6 MW de potencia. En este primer artículo se aborda la optimización de la pala desde el punto de vista aerodinámico. Por motivos de fabricación, el diseño óptimo se aproxima por una pala de construcción más sencilla, con variación lineal de cuerda y ángulo de calado, de la que se obtienen las curvas características y la distribución de cargas aerodinámicas. Esta información es empleada en el segundo artículo para llevar a cabo el cálculo y optimización estructural.

1. INTRODUCCIÓN

Con el objetivo de hacer la energía eólica más competitiva, en los últimos años se está incrementando de forma paulatina la potencia máxima de los aerogeneradores. Por este motivo, en este artículo se presenta una metodología para el diseño y optimización de palas de aerogeneración, que como ejemplo se aplica a un aerogenerador de 6 MW de potencia.

El procedimiento de cálculo comienza con la estimación de los parámetros básicos, como potencia, velocidades admisibles del viento, punto de máxima eficiencia, radio máximo de pala, velocidad angular, elección de perfiles aerodinámicos, etc. Una vez decidido cuál es el punto óptimo de funcionamiento, se optimiza el comportamiento fluidodinámico de la pala a través de la elección de distribución de cuerda y ángulo de calado.

El proceso de optimización se lleva a cabo de forma automática a través de un programa de simulación que se ha puesto a punto por el grupo dentro de un proyecto de colaboración. El programa de cálculo es capaz de simular tanto ventiladores (o hélices) como aerogeneradores, estáticos o en movimiento, y es capaz de funcionar en los modos de diseño directo (análisis) y diseño inverso (optimización).

Para simplificar el proceso de fabricación, la pala óptima se aproxima mediante una distribución lineal de cuerda y ángulo de calado, de forma que los rendimientos a lo largo del rango de velocidades del viento incidente sea aceptable. Seguidamente se determinan las curvas características del aerogenerador y las cargas aerodinámicas producidas por el campo fluido para diversas configuraciones.

Finalmente, esta información es utilizada en el posterior cálculo y optimización estructural, que será tratado en la segunda parte de este artículo.

2. SELECCIÓN DE PARÁMETROS Y OPTIMIZACIÓN FLUIDODINÁMICA

2.1 Selección de parámetros

Supongamos que se dispone de un rango de velocidades de viento entre 6 y 14 m/s. Con el objeto de alcanzar una potencia de 6 MW para una velocidad de viento de 14 m/s, se ha decido utilizar un aerogenerador bipala B = 2, con un punto óptimo para una velocidad de 8 m/s con una potencia P = 1.75 MW, resultando en un radio máximo de R_{max} = 63.0 m. El número máximo de Mach se ha limitado a unos 0.25, lo que se traduce en una velocidad lineal en la punta de V_{tip} = 83,8 m/s, una velocidad angular de Ω = 12.7 rpm y un $\lambda \approx 10$. Estos valores se han elegido de forma que el rendimiento óptimo del aerogenerador se encuentre cerca del máximo marcado por la ley de Bezt (1919) a la vez que se alcancen rendimientos aceptables para la velocidad máxima del viento.

Los perfiles aerodinámicos seleccionados pertenecen a la familia NACA 63-2xx, que son los perfiles NACA que dan mejores resultados en aplicaciones de aerogeneración, con una baja sensibilidad a la suciedad e incrustaciones acumulados en el borde de ataque. Otros tipos de perfiles más avanzados y diseñados para este tipo de aplicación, como los SERI (Tangler y Sommers, 1995), se podrían aplicar siguiendo exactamente las líneas marcadas en este artículo.

2.2 Optimización fluidodinámica

En el proceso de optimización de la pala se ha aplicado una técnica novel, empleada hasta ahora sólo para diseñar hélices, que ha sido extendida y aplicada con éxito en este artículo al diseño óptimo de una pala de aerogenerador. El programa de cálculo puede utilizarse tanto para simular ventiladores (o hélices) como aerogeneradores, y puede funcionar en los modos directo (análisis) o inverso (optimización). Esta metodología está basada en la teoría del elemento de pala combinada con la teoría del momento (ver Wilson y Walter, 1984; Spera, 1994 y referencias allí citadas), incluyendo las pérdidas de la punta de Prandtl (1919). El criterio de optimización consiste en minimizar las pérdidas, lo que implica una velocidad inducida constante a lo largo de la pala. Es de resaltar, que en el procedimiento de optimización se han incluido tanto la sustentación como la resistencia del perfil.

A tal efecto, se ha dividido la pala entre $R_{max} = 63.0$ m y $R_{min} = 6.3$ m en N = 100 elementos o rodajas de espesor constante. El radio mínimo en la raíz no es un parámetro crítico, puesto que la extracción de la energía se produce fundamentalmente en las zonas externas de la pala. El algoritmo utiliza las características aerodinámicas de los perfiles, que pueden obtenerse de datos experimentales o programas computacionales. En este caso, las características de los perfiles se han extraído de los datos experimentales de Abbott, Doenhoff y Stivers (1945) y Abbott y Doenhoff (1959), mientras que para las condiciones en pérdidas se ha empleado un modelo similar al de Viterna y Corrigan (1981).

Las Figuras 1 y 2 muestran la distribución de cuerda y ángulo de calado para la pala óptima.



Fig. 1 – Distribución óptima y lineal de la cuerda de la pala



Fig. 2 – Distribución óptima y lineal del ángulo de calado de la pala

3. PALA CON APROXIMACIÓN LINEAL DE CUERDA Y ÁNGULO

3.1 Selección de parámetros

Para facilitar la construcción de la pala, usualmente se aproximan la distribución de cuerda y ángulo de calado mediante funciones lineales, como muestran las Figuras 1 y 2. Los factores que se han considerado para determinar su variación han sido mantener un buen rendimiento en el punto óptimo, así como conseguir unos buenos rendimientos para las velocidades máximas y mínimas del viento. Como es natural, es más importante mantener el diseño óptimo para la zona externa de la pala que para la raíz. Además se deben

considerar otros factores, como el método de regulación de la máquina y el arranque de la misma.

Finalmente, las curvas características de la pala representada en las Figuras 1 y 2 se muestran en la siguiente sección. La solidez del rotor es $\sigma_{3/4}=2.3\%$.

3.2 Curvas características

Para optimizar la distribución lineal de cuerda y ángulo de calado y obtener las curvas características del aerogenerador en diversos puntos de trabajo, es necesario ejecutar el programa de cálculo en modo de análisis directo.

A continuación se presentan las curvas características más importantes del aerogenerador, correspondientes a la distribución lineal de cuerda y ángulo de las Figuras 1 y 2. En particular, las Figuras 3, 4 y 5 presentan, respectivamente, la potencia en eje en función de la velocidad incidente del viento V, C_p en función de λ , y K_p en función de J. Las definiciones de los números adimensionales empleados son las siguientes:

$$Cp = \frac{P}{\frac{1}{2} \cdot \rho \cdot V^3 \cdot \pi \cdot R_{\max}^2}$$
(1)

$$Kp = \frac{P}{\frac{1}{2} \cdot \rho \cdot \Omega^3 \cdot R_{\max}^3 \cdot \pi \cdot R_{\max}^2}$$
(2)

$$\lambda = \frac{\Omega \cdot R_{\max}}{V} \tag{3}$$

$$J = \frac{1}{\lambda} \tag{4}$$

Donde,P: potencia del aerogenerador, W
ρ: densidad del aire, kg/m³
V: velocidad incidente del viento, m/s
Ω: velocidad angular del rotor, rad/s
R_{max}: radio máximo de la pala, m

Con la distribución lineal, el rendimiento máximo del aerogenerador decrece. Como es sabido, el diseño de la parte externa presenta una gran influencia en los resultados, mientras que el diseño de la raíz es menos influyente en el comportamiento global.



Fig. 3 – Potencia en eje en función de la velocidad del viento



Fig. 4 – Curva de potencia adimensional C_p



Fig. 5 – Curva de potencia adimensional K_p



Fig. 6 – Esquema del sistema de referencia de las cargas

4. ESTIMACIÓN DE LAS CARGAS Y SELECCIÓN DE MATERIALES

4.1 Estimación de las cargas

Después del diseño fluidodinámico se ha de abordar el diseño estructural. A tal efecto, son necesarias las distribuciones de cargas provocadas por la interacción entre el flujo y las palas para las configuraciones más desfavorables de funcionamiento. De acuerdo con el sistema de ejes de la Figura 6, las Figuras 7, 8 y 9 muestran la distribución de cargas F_x , F_y y momentos M_z puntuales en los nodos de cada elemento.

Puede observarse cómo la raíz de la pala trabaja en pérdidas debido a la adopción de una distribución de torsión lineal.

4.2 Selección de materiales

Aunque en un principio se emplearon metales como el acero y el aluminio, hoy en día prácticamente la totalidad de las palas se fabrica en materiales compuestos. Entre ellos, los polímeros reforzados con fibra de vidrio son el material favorito debido a su bajo coste. Típicamente, la estructura laminada se refuerza con un núcleo de espuma y diversas piezas o vigas metálicas. Otros plásticos que se emplean son resinas de poliéster y compuestos de epoxy, que dan lugar a estructuras un poco más ligeras pero más delicadas.

Otra opción, tecnológicamente más avanzada, consiste en construir las palas mediante plásticos reforzados por fibra de carbono, que consiguen mucha mayor rigidez con una fracción del peso, sin embargo a un coste mayor. Por tanto, la última tendencia consiste en combinar capas de fibra de carbono y fibra de vidrio.

5. CONCLUSIONES

En este artículo se ha mostrado el proceso de optimización y diseño aerodinámico de una pala de aerogenerador, y ha sido aplicado al caso de un aerogenerador de 6 MW. El diseño óptimo de cuerda y ángulo de calado de partida se ha simplificado por motivos

constructivos hasta una pala con distribución lineal. La elección de la aproximación lineal se ha realizado en base a mantener un buen rendimiento óptimo y un rendimiento aceptable para las velocidades mínimas y máximas de viento. Finalmente, se han obtenido las curvas características del aerogenerador y la distribución de cargas, para el posterior diseño y optimización estructural.



Fig. 7 – Distribución de cargas puntuales: Fx



Fig. 8 – Distribución de cargas puntuales: Fy



Fig. 9 – Distribución de momentos puntuales: Mz

El mismo procedimiento y códigos de optimización y análisis pueden aplicarse para otras potencias o perfiles aerodinámicos. Otros aspectos importantes a la hora de concluir el diseño definitivo serían el mecanismo de control y regulación, y el de arranque.

REFERENCIAS

ABBOTT, I.H. y DOENHOFF, A.E. (1959). *Theory of Wing Sections*. Dover Publications, New York.

ABBOTT, I.H., DOENHOFF, A.E. y STIVERS, L.S. Jr. Summary of Airfoil Data. NACA Report 824. 1945.

BETZ, A. (1919). Schraubenpropeller mit geringstem Energieverlust. *Göttinger Nachrichten, mathematisch-physikalishe Klasse*, pp. 193-213.

PRANDTL, L. (1919). Schraubenpropeller mit geringstem Energieverlust. *Göttinger* Nachrichten, mathematisch-physikalishe Klasse, pp. 213-217.

SPERA, D.A. (1994). Wind Turbine Technology. Asme Press, New York.

TANGLER, J.L. y SOMERS, D.M. (1995). NREL Airfoil Families for HAWTS. NREL/TP-442-7109. Golden, CO: National Renewable Energy Laboratory.

VITERNA, L.A. y CORRIGAN, R.D. (1981). Fixed Pitch Rotor Performance of Large Horizontal Axis Wind Turbines. *Workshop on Large Horizontal Axis Wind Turbines*, NASA CP-2230, DOE Publication CONF-810752, Cleveland, OH: NASA Lewis Research Center, pp. 69-85.

WILSON, R.E. y WALKER, S.N. (1984). *Performance Analysis of Horizontal Axis Wind Turbines*. Oregon State University, Corvallis (Oregon).

Predimensionado de palas aerogeneradoras de gran tamaño mediante un método de cálculo por secciones y algoritmos genéticos. Aplicación a una pala de 6 MW

E. Bernal, J. Cuartero, C. Nuez, A. Miravete, J. C. Román Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España G. Hauke, M. García

Departamento de Mecánica de Fluidos, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

Este artículo completa el estudio de una pala aerogeneradora de 6 MW presentada en la primera parte del mismo, donde se obtuvieron sus características aerodinámicas. En esta segunda parte se aborda su diseño estructural empleando para ello un método de cálculo por secciones basado en las hipótesis simplificativas de la resistencia de materiales, en concreto la teoría de flexión de vigas de Euler-Bernouilli extendida al estudio de secciones no homogéneas. Se presenta además la aplicación de un algoritmo genético para la optimización de esta pala de 63 metros de envergadura realizada en fibra de vidrio y fibra de carbono, bajo hipótesis de carga estática y sometida a restricciones de máximo desplazamiento, peso y coeficiente de seguridad.

1. INTRODUCCIÓN

La potencia eólica instalada crece a un ritmo anual del 36.2 % según datos proporcionados por la "Asociación europea de energía eólica", *EWEA*. Sólo en el periodo comprendido entre finales de1996 y finales de 2001, la potencia instalada pasó de 6,070 MW a 24,927 MW. Este intenso crecimiento viene acompañado de numerosas innovaciones tecnológicas en muy diversos campos: regulación automática, gestión de proyectos, procesos o materiales entre otros. En el diseño de un aerogenerador, la pala destaca sobre el resto de componentes, suponiendo entre un 15 y 20 % del coste total. Los diseños actuales superan ya los 2 MW de potencia por turbina, con longitudes de pala por encima de 40 metros de longitud, y al parecer, la tendencia a emplear palas todavía mayores se mantendrá en los próximos años. Una de las primeras consecuencias de este hecho es la progresiva implantación de la fibra de carbono en los diseños más recientes, o incluso su aplicación en otros elementos como el buje, tradicionalmente fabricado en acero o fundición.

En este escenario, una herramienta de predimensionado rápido capaz de manejar un gran número de variables de diseño y acotar soluciones desde los primeros pasos del desarrollo de una nueva pala resulta extremadamente útil. En el trabajo aquí recogido se describe la utilización conjunta de un método analítico de cálculo por secciones y optimización mediante algoritmos genéticos, ilustrando su uso mediante la aplicación a una pala de 6 MW.

2. DESCRIPCIÓN DEL MÉTODO DE CÁLCULO

El método aproximado de cálculo por secciones para el predimensionado de palas aerogeneradoras aquí presentado se basa en las hipótesis simplificativas de la resistencia de materiales, en concreto la teoría de flexión de vigas de Euler-Bernouilli extendida al estudio de secciones no homogéneas. Su enfoque, básicamente analítico, ofrece una gran accesibilidad de uso, escaso coste computacional y una enorme facilidad para evaluar de forma rápida un gran número de modificaciones en el proceso de diseño.

Su metodología consiste, en primer lugar, en la división de la pala en un número de secciones individuales suficiente para describir el comportamiento global de la estructura. A continuación se realiza la discretización mediante elementos lineales de cada una de ellas tratando de reproducir con suficiente fidelidad la geometría real, así como las zonas con diferente secuencia de apilamiento denominadas propiedades (refuerzos en la zona central o el borde de salida, panel en el borde de ataque, etc.). La definición de propiedades contiene información acerca del número de capas, características del material, espesor, etc. La figura 1 ilustra estos aspectos junto al detalle de uno de los elementos.

Ordenando en el sentido indicado cada uno de los nodos, se define de forma consistente el vector tangente de cada elemento, \hat{t} , en la línea que une dos nodos consecutivos, y realizando el producto vectorial de éste con el vector [0 0 1] se obtiene el vector normal \hat{n} , que indica la dirección de crecimiento del espesor. Este procedimiento evita sobrestimar la rigidez de la estructura, tal como sucedería en el caso de considerar una distribución simétrica de espesor respecto de la línea geométrica que define un elemento.



Fig. 1 – Discretización de una sección aerodinámica genérica

Una vez discretizada la sección se calculan la masa por unidad de longitud, su rigidez a flexión en direcciones principales, EI_1 , EI_2 así como las posiciones del centro de gravedad y centro elástico necesarios para obtener la masa total, desplazamientos, deformaciones y frecuencias naturales. A continuación se detalla los aspectos más importantes de esta metodología de diseño.

2.1 Obtención de la rigidez a flexión

El núcleo del método de cálculo por secciones lo constituye la obtención de la rigidez a flexión de la pala, generalización del producto *EI* para vigas homogéneas. Una vez discretizada la sección, cada elemento contiene información relativa al número de capas, espesor y material de cada una de ellas, así como orientación respecto a un sistema global de coordenadas XY. Considérese el caso mostrado en la figura 2, donde aparece representado un elemento de longitud *L* orientado según el vector tangente \hat{t} , para el que a continuación se evaluará la contribución al tensor de inercia de una de sus capas, de espesor *t* y cuyo centroide esta definido por el vector de posición $\vec{r}_{o}(x_{g}, y_{g})$.



Fig. 2 – Obtención de los momentos de inercia transformados en cada sección
Los momentos de inercia respecto a los ejes locales ξ , η mostrados en la figura son:

$$I_{\xi} = \frac{1}{12}L \cdot t^{3} \quad , \ I_{\eta} = \frac{1}{12}L^{3} \cdot t \tag{1}$$

Las componentes del tensor de inercia expresado en un sistema paralelo al global XY son:

$$I_x|_g = I_\xi \cos^2 \varphi + I_\eta \sin^2 \varphi \tag{2}$$

$$I_{y}\Big|_{g} = I_{\xi}\sin^{2}\varphi + I_{\eta}\cos^{2}\varphi$$
(3)

$$I_{xy}\Big|_{g} = -I_{\xi}\sin\varphi\cos\varphi + I_{\eta}\sin\varphi\cos\varphi \tag{4}$$

Finalmente se expresará el tensor de inercia respecto al centro elástico de la sección, definido a partir de los momentos estáticos de las secciones transformadas E_iA_i de toda la sección. Siendo $\vec{r}_{c.e.}(x_{c.e.}, y_{c.e.})$ el vector de posición del centro elástico de la sección, aplicando el teorema de Steiner queda:

$$I_{x}|_{c.e.} = I_{x}|_{g} + tL \cdot (x_{c.e} - x_{g})^{2}$$
(5)

$$I_{y}\Big|_{c.e.} = I_{y}\Big|_{g} + tL \cdot (y_{c.e} - y_{g})^{2}$$
(6)

$$I_{xy}\Big|_{c.e.} = I_{xy}\Big|_{g} - tL \cdot (x_{c.e} - x_{g}) \cdot (x_{c.e} - x_{g})$$
(7)

Multiplicando cada uno de estos términos por el módulo elástico del material correspondiente y extendiendo la suma a cada capa en todos los elemento se obtiene finalmente el tensor EI.

2.2 Distribución de momentos a lo largo de la pala

Habitualmente, la entrada de acciones externas empleada en el dimensionado de palas aerogeneradoras lo constituye una evolvente de cargas puntuales a lo lago de la pala, con su punto de aplicación en el centro de presiones de cada sección. Éstos valores, obtenidos en la fase de diseño aerodinámico deben ser transformados a momentos flectores (se suele despreciar el efecto del momento torsor), de tal forma que pueda resolverse el problema empleando la analogía de una viga en voladizo sometida a una distribución de cargas puntuales.

La obtención de momentos flectores a lo largo de la pala puede sistematizarse de la siguiente forma:

- Sea F^k, (k = 1,2) la distribución de cargas puntuales en cada una de las dos direcciones globales, X e Y, de componentes F^k_i, (i = 1,2,...,n) siendo n el número de secciones considerado.
- Sea x_i , (i = 1, 2, ..., n) la posición radial de cada sección.
- Las fuerzas y momentos de reacción en el empotramiento, F_e^k y M_e^k (k = 1,2) se obtienen directamente:

$$F_{e}^{k} = \sum_{i=1}^{n} F_{i}^{k}$$
(8)

$$M_e^k = \sum_{i=1}^n x_i \cdot F_i^k \tag{9}$$

- Se define una matriz de distancias relativas *D*, donde cada componente d_{ij} (*i*,*j* = 1,2,...,n) se calcula como:

$$d_{ij} = \begin{cases} 0, \text{ si } x_i < x_j \\ x_i - x_j, \text{ en el resto de los casos} \end{cases}$$
(10)

- Finalmente, cada una de las componentes del momento flector que actúa en una sección situada en la posición radial *x_i* se calculan como:

$$M_{i}^{k} = M_{e}^{k} - F_{e}^{k} \cdot x_{i} + \sum_{j=1}^{n} d_{ij} \cdot F_{j}^{k}$$
(11)

2.3 Cálculo de desplazamientos

Uno de los criterios de diseño más importantes, y en muchos casos el más restrictivo, es el máximo desplazamiento de la punta de la pala. Aspectos constructivos fijan este valor, en concreto la distancia que medie hasta la torre, con el fin de evitar interferencia. Así mismo, el desplazamiento de la pala conlleva una reducción del área efectiva de barrido, con el consiguiente desaprovechamiento energético.

Puede recurrirse a diversas alternativas para obtener los desplazamientos de una pala aerogeneradora una vez obtenidas las distribuciones de acciones externas y momentos de inercia transformados; el uso de elementos tipo viga en el método de elementos finitos supone un coste computacional mínimo, al igual que los métodos matriciales. Pueden emplearse además formulaciones analíticas como el principio de los trabajos virtuales o el segundo teorema de Mohr, ambos profusamente empleados en la flexión de vigas, sin más que incorporar en su formulación el efecto de la variación de las direcciones principales de inercia a lo largo de la pala.

3. EJEMPLO DE APLICACIÓN

Como ejemplo ilustrativo del método de cálculo por secciones cuyas principales características han sido expuestas en los anteriores apartados de este artículo, se va a proceder a calcular desde el punto de vista estructural la pala aerogeneradora de 6 MW obtenida en la primera parte de este artículo. En esta tarea se recurrirá al uso de un algoritmo genético que permite optimizar el apilamiento empleado para la consecución de un coste mínimo de material bajo diversas restricciones de diseño.

3.1 Geometría

Tal como sucede en la práctica, el espacio de diseño es fijado en la fase de optimización fluidodinámica mediante la elección de los perfiles aerodinámicos a emplear y la variación de cuerda y ángulo. Los perfiles empleados en este caso pertenecen a la familia NACA 63-2xx, con espesores de la sección que varían entre el 15 % de la cuerda en el extremo de la pala y el 30 % en el inicio de la sección aerodinámica. Se ha considerado además una variación lineal del ángulo y la cuerda a lo largo de la pala. La siguiente tabla resume las principales características geométricas de la pala analizada y en la figura 3 se muestran diferentes secciones.

| Longitud total: 63 m | Ro = 6.3 m | Rf = 63 m |
|----------------------|-------------|-------------|
| Tipo de perfil | NACA 63-230 | NACA 63-215 |
| Ángulo de la sección | 10° | -1° |
| Cuerda | 6.4 m | 1.31 m |

Tabla 1 – Descripción geométrica de la pala



rig. 5 - i er maer oamanneo empleado en uner entes posiciones

3.2 Materiales empleados

Con objeto de alcanzar un diseño suficientemente rígido, y dado el gran tamaño de la pala considerada, se ha empleado en su predimensionado preimpregnados de fibra de vidrio y fibra de carbono con resina epoxi, cuyas características se recogen en la tabla 2.

| | Laminado triaxial de fibra de vidrio (0°/45°/-45°) | Laminado unidireccional de fibra de carbono |
|-------------------------------|-------------------------------------------------------|------------------------------------------------|
| Espesor [mm] | 0.72 | 0.215 |
| Módulo longitudinal [GPa] | 35 | 115 |
| Densidad [Kg/m ³] | 1815 | 1500 |
| Coste unitario [€/Kg] | 21 | 80 |

Tabla 2 – Características de los materiales empleados

Como secuencia de apilamiento de partida se ha optado por un número máximo de 26 capas distribuidas como muestra la figura 4, admitiendo plano de simetría con el fin de evitar fenómenos de acoplamiento. Adicionalmente se considera una zona de refuerzo a ambos lados de la pala, extradós e intradós, donde se coloca un inserto en el centro del laminado base con un número máximo de 60 capas de carbono.



Fig. 4 – Apilamiento base de partida

3.3 Momentos aplicados

Las distribuciones de cargas puntuales, F_x , F_y obtenidas en la primera parte de este artículo han sido convertidas a momentos M_x , M_y siguiendo las pautas indicadas en el apartado 2.3 *Distribución de momentos a lo largo de la pala*. Además se ha realizado una conveniente transformación de coordenadas para expresar estos en las direcciones principales de inercia de cada sección, dirección 1 ("Flap wise") y dirección 2 ("Edge wise"). Ambos convenios, distribución de momentos en direcciones globales y locales para cada sección se hallan recogidos en la figura 5.



Fig. 5 – Distribución de momentos a lo largo de la pala

4. OPTIMIZACIÓN MEDIANTE ALGORITMOS GENÉTICOS

La naturaleza analítica del método de cálculo por secciones, así como el gran número de variables que pueden intervenir en el proceso de diseño de una pala aerogeneradora convierten esta tarea en una candidata idónea para el uso de algoritmos genéticos.

4.1 Variables de diseño, función objetivo y restricciones impuestas

La flexibilidad combinada de las dos técnicas aquí empleadas, el método de cálculo por secciones y la optimización mediante algoritmos genéticos permiten seleccionar prácticamente todos los parámetros que interviene en el diseño de una pala: materiales a emplear, distribución de las zonas de refuerzo, posición de cada una de las capas de material, espesores de espuma, etc. Cada diseño analizado se evalúa con respecto a una "función objetivo" que mide su idoneidad, "fitness" en inglés. Las restricciones impuestas en el diseño, tales como máximo desplazamiento admisible, rango de frecuencias propias, peso máximo o coeficiente de seguridad mínimo suelen incorporarse en el algoritmo genético mediante penalizaciones sobre la función objetivo.

En este ejemplo se han considerado como función objetivo a minimizar el coste de

materias primas, empleando como restricciones de diseño las siguientes:

- Desplazamiento máximo inferior a 4.5 m.
- Masa total inferior a 6.5 Ton.
- Coeficiente de seguridad superior a 2.

4.2 Resultados obtenidos

La figura 6 muestra cómo evolucionan a lo largo de 300 generaciones la respuesta óptima, así como la media de una población de 10 individuos. La función objetivo mostrada corresponde al coste de las materias primas en miles de euros, cambiado el signo por tratarse de un algoritmo de maximización.



Fig. 6 – Evolución de la solución óptima y la media aritmética de la población

La siguiente figura muestra la configuración óptima del laminado base obtenida tras el proceso de optimización.



Fig. 7 - Secuencia de apilamiento óptima del laminado base



La figura 8 ilustra la distribución de la rigidez a flexión a lo largo de la pala en dirección "Flap wise", EI_1 , con valores comprendidos entre 1.33×10^6 Nm² y 6.16×10^9 Nm².

Fig. 8 – Distribución de la rigidez a flexión en dirección "Flap wise" a lo largo de la pala

5. CONCLUSIONES

Se han presentado en este trabajo las principales características de un método de cálculo por secciones para el predimensionado de palas aerogeneradoras y su implementación en un algoritmo genético para obtener un diseño óptimo desde el punto de vista estructural. Si bien el método expuesto no permite un diseño completo de la pala al no poder tenerse en cuenta todas las especificaciones presentes en la normativa vigente, ofrece una valiosa herramienta en las fases iniciales del proyecto, donde la construcción de un modelo detallado de elementos finitos para cada una de las modificaciones resulta completamente inviable.

Para ilustrar su uso se ha procedido a optimizar la secuencia de apilamiento de una pala aerogeneradora de 6 MW cuyo diseño aerodinámico se halla recogido en un artículo anterior. Mediante la utilización conjunta de preimpregnados de fibra de vidrio y fibra de carbono, se ha obtenido un diseño que satisface las restricciones impuestas con un peso de la sección aerodinámica considerada de 4.5 Ton y un coste estimado de material de168,000 euros, sin tener en cuenta la raíz de la pala ni los paneles de refuerzo verticales, "shear webs".

REFERENCIAS

MIRAVETE, A., (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MAYUGO, J.A. (2002). Diseño de Estructuras de materiales Compuestos. Aplicación a palas de Aerogenerador. En: OLLER, S. (ed) *Análisis y Cálculo de Estructuras de Materiales Compuestos*, CIMNE, Barcelona. pp. 433-455.

CAÑAS, J., MARÍN, J.C., BARROSO, A., PARÍS, F. (1999). Sobre el uso de modelos de resistencia de materiales y modelos de elementos finitos en el diseño de palas de aerogenerador. *Actas del congreso Materiales Compuestos, 1-3 diciembre 1999*, Benalmádena.

HOUCK, C.R., JOINES, J.A., KAY, M.G. (1994) On the use of non-stationary penalty functions to solve constrained optimization problems with genetic algorithms. *International Symposium Evolutionary Computation*. Orlando, Fl, pp. 579-584.

HOLLAND, J. (1975) Adaptation in Natural and Artifitial Systems, University of Michigan Press, Ann Arbor.

GOLDBERG, D.E. (1989) Genetic Algorithms in Search, Optimization and Machine Learning, *Addison-Wesley, Reading, MA*.

Análisis numérico - experimental de uniones T-bolt

V. Martínez

Departamento de Física, Universidad de las Islas Baleares, España J. A. Güemes Escuela Técnica Superior Ingenieros Aeronáuticos, Universidad Politécnica de Madrid, España

RESUMEN

Las uniones T-bolt se están utilizando ampliamente para la unión de materiales compuestos gruesos, especialmente en la raíz de las palas de grandes turbinas eólicas, por su buena reproducibilidad y su coste relativamente bajo comparado con otros sistemas de unión (Kensche y Schultes, 1996).

Las uniones T-bolt son muy comunes en aplicaciones de unión entre piezas de madera; un cilindro transversal recibe la carga desde el laminado y la traspasa a un vástago tensionado colocado en un agujero realizado en el plano del laminado, en la dirección de la carga. El vástago está fuertemente pretensado para asegurar la junta y para reducir las cargas de fatiga que actúan sobre el mismo. Debido a la peculiar geometría de la junta, el análisis clásico de fallo de juntas mecánicas no es aplicable directamente, ya que, en este tipo de juntas el fallo por aplastamiento local es predominante debido, tanto a una área de "bearing" reducida, como a un estado de esfuerzos más complicado que en el caso de juntas a solape.

El presente trabajo es continuación de otro presentado en el congreso MATCOMP '01, en él se resumen las funciones de los distintos elementos de la unión y los distintos parámetros que afectan a su funcionamiento y se evalúan las distribuciones de esfuerzos en el laminado, para la carga de rotura, previamente determinada mediante ensayos experimentales. Los resultados muestran como, en tensión neta es posible aplicar la metodología del *Point Stress* para predecir el fallo con muy buena aproximación, mientras que, para compresión local, parece que esta metodología no resulta aplicable, si bien, esto puede deberse a la falta de valores precisos de resistencia a compresión.

1. INTRODUCCION

La figura 1 muestra un esquema de la unión T-bolt, en el que se muestran sus elementos principales así como los principales parámetros geométricos que afectan a su

comportamiento. Como se puede ver en la figura, los elementos claves de la junta son el *bulón*, es decir, un cilindro metálico insertado transversalmente al laminado de la raíz de la pala; y un *vástago* roscado, con una elevada pretensión unido, por un extremo, al bulón y, por el otro, a la brida del buje del aerogenerador, mediante tuercas normales. Previamente a la aplicación de la carga, la pretensión del vástago (F_b) produce una fuerte compresión entre el laminado y la brida del buje (F_m) (Figura 2a). Para esta situación inicial, tenemos:

$$F_b = F_m = F_0 \tag{1}$$

Si, a continuación, se aplica una carga exterior, se produce un incremento en la tensión del vástago y, al mismo tiempo, una reducción en la compresión que actúa entre el laminado y la brida del buje. En este caso, la ecuación de equilibrio es:



$$F_b = P + F_m \tag{2}$$

Fig. 1 – Junta tipo T-bolt

Por tanto, la variación de F_b será siempre inferior a la carga externa aplicada (P) hasta que F_m se iguala a 0, momento en el cual se produce la apertura de la junta. La relación entre la carga externa aplicada y el incremento de F_b depende de las rigideces relativas del vástago y el laminado, de acuerdo con la expresión:

$$\Delta F_b = P_b = \frac{K_b}{K_b + K_m} P = \Phi P \tag{3}$$

donde Φ es un factor cuyo valor se encuentra típicamente entre 0.16 y 0.25.



Fig. 2 – Diagrama de cuerpo libre

En la mayoría de diseños actuales, la parte más débil de la junta es el vástago, debido, en primer lugar, al hecho de que es el elemento más simple y más estándar de la junta y, por tanto, el que permite un dimensionamiento más ajustado y, en segundo lugar , a que es la parte de la junta más fácilmente reemplazable en caso de que se produjera su fallo, lo que hace que se utilice este elemento como "fusible mecánico" de la junta. En aerogeneradores, el diámetro del vástago (d en la Figura 1) viene determinado típicamente por las cargas de fatiga, las cuales, como ya se ha mencionado, se reducen en gran medida a causa de la pretensión, de todas formas, es importante tener en cuenta que una pretensión excesivamente elevada puede tener efectos perniciosos ya que puede contribuir a la aparición del fallo estático. Por tanto, el valor de la pretensión se debe fijar de manera que, por un lado, $F_0 > (1-\Phi)P$ para todas las cargas de fatiga (es decir: no se permite la apertura de la junta para este tipo de cargas), mientras que, por el otro, para las cargas extremas F_0 debe ser igual o ligeramente inferior a $(1-\Phi)P$. La figura 3 muestra la relación entre la carga del vástago y una carga cíclica exterior para las dos situaciones anteriores.



Fig. 3 – Comparación entre la carga exterior y la del vástago

Con relación al diámetro del bulón (D en la figura 1), viene determinado por la propia resistencia del elemento, si bien, tiene también una cierta influencia sobre la resistencia en compresión local del laminado. Una estimación razonablemente conservadora de la resistencia del bulón puede obtenerse considerando este elemento como una viga simétrica, con una carga uniformemente distribuida en el área de contacto y una carga cortante uniforme en la rosca del vástago. Este modelo simplificado da como resultado diámetros del bulón de alrededor de 2 diámetros del vástago, es decir, d/D = 0.5, que es el valor típico presente en la mayor parte de los diseños actuales.

El resto de parámetros geométricos, excepto el espesor de la brida del buje (th), que normalmente se diseña independientemente de la pala, dependen principalmente de la resistencia del laminado frente a los distintos modos de rotura posibles, principalmente compresión local y tensión neta.

De ellos, la distancia desde el borde del laminado hasta el eje del bulón (e), relacionada principalmente con la rotura a cortante, es la menos crítica, ya que normalmente es posible asignar a este parámetro un valor suficiente $e \ge 2.5D$.

Por lo que se refiere al espesor del laminado (t), el principal problema que encuentra el diseñador es la ausencia total de estudios sobre la resistencia en compresión local de laminados extremadamente gruesos y con un agujero en el centro de la zona de compresión local, lo que obliga a sobredimensionar t para obtener un diseño seguro. Por ejemplo, de acuerdo con las normas de homologación del *Germanishcer Lloyd*, el esfuerzo medio en compresión local debe ser igual o inferior a 100 Mpa, lo que da típicamente valores de espesor t = 1.5D.

Finalmente, la distancia entre agujeros (w) es probablemente el parámetro que tiene una mayor influencia en la eficiencia de la junta debido a que, para un diámetro de la raíz de la pala dado, un incremento en w produce un incremente en la resistencia en tensión neta de la unión, pero, al mismo tiempo, provoca una disminución relativa de el resto de resistencias (del vástago, del bulón y del propio laminado en compresión local). Por tanto es de vital importancia la elección de un valor apropiado para este parámetro. Sin embargo, al igual que sucedía en el caso de compresión local, no existen apenas trabajos publicados en los que se den valores de resistencia en tensión neta, por lo que los diseños actuales se basan en los datos disponibles para juntas a solape. Esta práctica se basa en la hipótesis de que la influencia del agujero del vástago en la zona de tensión neta es más bien reducida, hipótesis que si bien parece razonable debe ser validada mediante medidas experimentales.

2. MODELO NUMÉRICO Y ENSAYOS

Para la determinación de los esfuerzos en el laminado se ha desarrollado un modelo tridimensional de elementos finitos cuyos detalles se describen en Martínez *et. al.* (2001b), de todas formas, a modo de resumen, se trata de un modelo basado en elementos tetraédricos lineales de 8 nodos con integración completa, la malla ha sido generada mediante un mallador paramétrico desarrollado específicamente para la geometría de la T-bolt (Figura 5), el bulón se ha modelizado, como un cilindro rígido, y el vástago como un resorte lineal, el área de contacto se determina automáticamente mediante un proceso iterativo basado en la imposición directa de restricciones al desplazamiento.

Paralelamente al análisis numérico, se ha desarrollado un programa experimental con el fin de determinar las cargas de rotura del laminado, en la zona de la junta T-bolt, en compresión local y tensión neta, para dos laminados distintos. Estos ensayos se han complementado con la determinación de la carga de rotura del laminado con agujero cargado tanto en tensión neta como en compresión local.

Los detalles de los ensayos realizados se describen en Martínez *et. al.* (2001a) por lo que sólo se recordarán, a continuación, los puntos más relevantes de los mismos.

Se han realizado ensayos con dos materiales distintos, con resistencias últimas a tracción en la dirección principal del laminado: 428 MPa para el material A y 557 MPa para el material M.

| Identificación | Probetas | D | d | W | th | e | L |
|----------------|----------|----|------|----|----|----|-----|
| AB | 2 | 30 | 17.5 | 90 | 37 | 60 | 300 |
| AN | 4 | 30 | 17.5 | 50 | 37 | 60 | 300 |
| MB | 4 | 30 | 21 | 75 | 36 | 75 | 300 |
| MN | 4 | 30 | 16 | 48 | 36 | 75 | 300 |

Tabla 2 – Dimensiones de las probetas (en mm).

Las dimensiones de las probetas se detallan en la tabla 2 de acuerdo con la geometría genérica mostrada en la figura 4.



Fig. 4 – Esquema probeta T-bolt genérica

En cuanto a los resultados, en la tabla 3 se muestran las cargas máximas medias obtenidas para cada tipo de probeta, así como los esfuerzos medios en compresión local (S_b) o tensión neta (S_n) , dependiendo del tipo de fallo obtenido.

S_b y S_n se han obtenido dividiendo la carga máxima de rotura por el área resistente en compresión local, $A_b = tD - \frac{\pi d^2}{4}$, o la de tensión neta, $A_n = t(w - D)$.

| | Tipo fallo | P_{max} (kN) | S_{b} - S_{n} (MPa) |
|----|------------------|----------------|-------------------------|
| AB | Compresión local | 226.9 | 256 |
| AN | Tensión neta | 192.3 | 220 |
| MB | Compresión local | 279.7 | 365 |
| MN | Tensión neta | 223.3 | 326 |

Tabla 3 - Cargas y esfuerzos de rotura

3. ESFUERZOS PARA LAS CARGAS DE ROTURA

Con el fin de evaluar la influencia de las concentraciones de esfuerzos en las cargas de rotura en tensión neta y compresión local, la distribución del esfuerzo en dirección X (σ_x) se ha representado para las zonas indicadas en la figura 5. En el caso de tensión neta, se ha seleccionado la línea A-B, debido a la pequeña variación de esfuerzos en la dirección del espesor en la zona de tensión neta. En cambio, en la zona de compresión local, la variación de esfuerzos a lo largo del espesor es mucho mayor, por lo que los resultados se han representado sobre el área A-B-C-D.



Fig. 5 - Regiones sobre las que se muestran los esfuerzos

En la figura 6 se muestran los resultados obtenidos para los especimenes en tensión neta (AN y MN). El esfuerzo máximo estimado en la superficie del agujero del bulón, es del orden del 25% superior a la carga de rotura del laminado para la probeta MN, mientras que, en el caso de la probeta AN el pico obtenido supera en un 30% la resistencia a tracción del laminado. Esto sugiere, que la relajación de esfuerzos obtenida es bastante reducida en comparación con lo que sucede en las juntas a solape. De todas maneras, en ambos casos, las curvas de esfuerzos alcanzan el valor de rotura de su correspondiente laminado a aproximadamente 0.9 mm del borde del agujero del bulón, lo que indica que es posible estimar la carga de rotura del laminado en tensión neta utilizando el método del *Point Stress* formulado por Whitney y Nuismer (1974) y que para lamiados casi-isótropos a base de fibra de vidrio y epoxy la distancia característica de este método estaría entorno a 0.9 mm



Fig. 6 – Esfuerzos a lo largo de la línea A-B (probetas AN y MN)

En la figura 7 se muestran los resultados obtenidos para los especimenes a compresión local. Como se puede apreciar los valores absolutos de esfuerzo apenas alcanzan la resistencia a tracción del laminado (557 MPa) en el caso de las probetas tipo MB, mientras

que en el caso de las probetas tipo AB el pico máximo de esfuerzo tan solo alcanza un valor de alrededor del 85% de la carga de rotura a tracción (428 MPa). Esto indica que, o bien la relación entre la resistencia a tracción y la de compresión de ambos laminados no es igual, o bien, el método del *Point Stress* no resulta aplicable para el caso de compresión local (al menos con la misma precisión que en el caso de tensión neta). Para esclarecer este punto, resultaría necesario disponer de medidas precisas de la resistencia a compresión del laminado.



Fig. 7 – Esfuerzos en el área A-B-C-D, probetas a compresión local

4. CONCLUSIONES FINALES

Las juntas T-bolt constituyen una solución atractiva para la unión ente materiales compuestos laminados y componentes metálicos e incluso entre dos laminados gruesos. Entre sus ventajas se puede citar: una elevada fiabilidad y estabilidad y un bajo coste comparado con otras soluciones. En el lado negativo de la balanza tenemos que este tipo de junta presenta una eficiencia relativamente pequeña.

Para poder mejorar la eficiencia de la junta, se ha visto la necesidad de profundizar en el conocimiento sobre los distintos modos de fallo del laminado, mediante la determinación de las cargas de rotura, la descripción de los mecanismos de fallo y la formulación de métodos para la estimación de la carga de fallo.

Por tanto, para la predicción de los estados de esfuerzos en el interior del laminado, se ha desarrollado un modelo de elementos finitos, el cual se ha complementado con un programa experimental mediante el que se han obtenido las carga de rotura, tanto para probetas con fallo en tensión neta, como en compresión local. Estas cargas de rotura, se han utilizado como entradas para el modelo de elementos finitos de las distintas probetas, lo que ha permitido obtener una primera aproximación a los estados de esfuerzos presentes cuando se alcanza el fallo del laminado, lo que, a su vez debe permitir la formulación de

criterios de fallo. De este modo, se ha visto que un criterio simple, del tipo *Point Stress*, puede ofrecer resultados satisfactorios para la predicción del fallo en tensión neta usando la resistencia a tracción del laminado y una longitud característica de unos 0.9 mm. Para el caso del fallo en compresión local, los resultados parecen indicar que no es posible la aplicación de este método de predicción, aunque son necesarios nuevos estudios para establecer si los problemas que presenta pueden solventarse mediante la utilización de datos precisos de resistencia a compresión del laminado.

REFERENCIAS

KENSCHE, C. W. AND SCHULTES, K. (1996) Evaluation of T-bolt Root Attachment. En Mayer, R. M. (ed.) *Design of Composite Structures Against Fatigue. Applications to Wind Turbine Blades*, Mechanical Engineering Publications Limited, pp. 195-208

MARTÍNEZ, V.; CORBELLA, B.; GASCONS, N.; GÜEMES, A. (2001) Estudio experimental de rotura de las juntas tipo T-Bolt, MATCOMP'01. Gijón (España).

MARTÍNEZ, V.; GÜEMES, A.; BLANCO, N.; COSTA, J. (2001) Three-dimensional Stress Analysis of the T-Bolt Joint, 13th International Congress on Composite Materials, Beijing.

WHITNEY, J.M.; NUISMER, R.J. (1974) Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations, Journal of Composite Materials, Vol. 8, pp. 253-265.

Optimización de diseño de palas aerogeneradoras en materiales compuestos mediante algoritmos genéticos

N. Tolosana Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España M. Lizaranzu Instituto Tecnológico de Aragón, Zaragoza, España

RESUMEN

En este artículo se describe la aplicación de algoritmos genéticos para la optimización de palas aerogeneradoras en materiales compuestos. Este método se caracteriza por realizar una búsqueda en paralelo de máximos en el espacio de diseño, lo que aumenta la eficacia frente a otros algoritmos de optimización. El objeto de dicha optimización es encontrar el laminado que produzca un mayor acoplamiento flexión-torsión para que la pala aerogeneradora se comporte como un elemento multifuncional.

1. INTRODUCCIÓN

Las excelentes características que presentan los materiales compuestos los hacen idóneos para aplicaciones en las que se requieren grandes estructuras que deben moverse o girar. La resistencia y rigidez específicas de los materiales compuestos de matriz polimérica resulta bastante superior a los metales por lo que cada vez están sustituyéndolos en mayor número de aplicaciones. Tal es el caso de los aerogeneradores o turbinas eólicas, cuyas palas se fabrican en materiales compuestos, principalmente de fibra de vidrio con resina epoxy o poliester, aunque también se emplea fibra de carbono. Dado que la potencia generada es proporcional al cubo de la velocidad del viento, la tendencia actual es la de construir palas cada vez de mayor tamaño, que recojan los vientos a mayor velocidad que circulan a mayor altura del suelo. Evidentemente, el factor peso se vuelve transcendental al aumentar el tamaño de las palas, pues la tendencia que se observa en los modelos comerciales es que el peso aumenta proporcionalmente al radio del rotor con un exponente igual a 2.25.

Otro problema asociado con el aumento del tamaño de los aerogeneradores viene dado por los efectos aeroelásticos que se producen como consecuencia de la combinación del flujo de viento y del viento propio generado por la rotación de las palas. Esto puede dar lugar a inestabilidades como son la divergencia y el aleteo, que pueden producir el fallo catastrófico de la estructura. Para ello resulta necesario disponer de un sistema que permita controlar la energía producida y las cargas a las que es sometida la estructura.

Los aerogeneradores están diseñados para rendir al máximo a las velocidades de viento más comunes, alrededor de los 9 m/s a máximo rendimiento y de los 15 m/s a máxima potencia. Cuando los vientos son más fuertes, se suele emplear alguno de estos dos métodos para evitar daños en el sistema:

- Regulación por cambio del ángulo de paso (*pitch controlled*). Cuando la potencia generada es demasiado alta, se actúa sobre un mecanismo que gira las palas alrededor de su eje longitudinal para despreciar parte del viento. De modo inverso, cuando la velocidad del viento es demasiado baja se gira la pala para recoger el máximo viento posible. Este control requiere que la palas estén unidas mediante un rodamiento al buje, y un sistema complejo de regulación que asegure que se gira el ángulo correcto.
- Regulación por pérdida aerodinámica pasiva (*stall controlled*). Este otro modelo lleva las palas del rotor unidas al buje en ángulo fijo. El perfil de la pala está torsionado a lo largo de su eje longitudinal de forma que velocidades de viento muy elevadas producen turbulencias y pérdida de sustentación de forma gradual. El diseño aerodinámico para lograr este tipo de control es complicado y se deben minimizar las vibraciones provocadas por las turbulencias.

Además de estos dos tipos de control habituales, es posible otro tipo de control pasivo que surge de las propiedades de los laminados asimétricos de materiales compuestos. Éstos presentan acoplamientos de dos tipos: flexión-torsión y tensión plana-torsión, de modo la propia acción del viento induce una modificación en la geometría de la pala.

En este artículo se describe la aplicación de los algoritmos genéticos como herramienta de optimización para buscar la secuencia de laminado que produce el mayor acoplamiento cumpliendo con las restricciones impuestas en el diseño.

2. ACOPLAMIENTOS EN LAMINADOS ASIMÉTRICOS

Paradójicamente, los primeros diseños en materiales compuestos trataban de evitar los laminados asimétricos porque los acoplamientos presentaban serios problemas. Sin embargo, en la actualidad se trata de sacar provecho de estos fenómenos, que tienen multitud de posibilidades.

La matriz de rigidez de un laminado en general es:

$$\begin{bmatrix} N\\M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B\\B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_0\\K \end{bmatrix}$$
(1)

que podemos desglosar del siguiente modo:

$$\begin{bmatrix} N_{x} \\ N_{y} \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{y}^{0} \\ \gamma_{y}^{0} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_{x} \\ K_{y} \\ K_{xy} \end{bmatrix}$$
$$\begin{bmatrix} M_{x} \\ M_{y} \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{y}^{0} \\ \varepsilon_{y}^{0} \\ \gamma_{y}^{0} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_{x} \\ K_{y} \\ K_{xy} \end{bmatrix}$$
(2)

donde la matriz A recoge las componentes de tensión plana correspondientes a las deformaciones en el plano, la matriz B las componentes de tensión plana de deformaciones fuera del plano y los momentos asociados a deformaciones en el plano y la matriz D recoge los momentos producidos por deformaciones fuera del plano.

En función de la secuencia de apilamiento diseñado, los valores de los distintos elementos de las matrices A, B y D indican la presencia o no de acoplamientos.

Por ejemplo, consideremos el caso de un laminado simétrico y no equilibrado como es el caso de un laminado formado por 4 capas de un preimpregnado de carbono orientadas a 45°. En este caso las matrices de rigidez tendrían el siguiente aspecto:

$$A = \begin{bmatrix} 1.83e^{+7} & 1.46e^{+7} & \mathbf{1.39e^{+7}} \\ 1.46e^{+7} & 1.83e^{+7} & \mathbf{1.39e^{+7}} \\ \mathbf{1.39e^{+7}} & \mathbf{1.39e^{+7}} & 1.53e^{+7} \end{bmatrix} \quad B = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \qquad D = \begin{bmatrix} 0.243 & 0.195 & \mathbf{0.186} \\ 0.195 & 0.243 & \mathbf{0.186} \\ \mathbf{0.186} & \mathbf{0.186} & 0.204 \end{bmatrix}$$
(3)

Los valores fuera de las cajas diagonales (en negrita) en la matriz A indican la existencia de acoplamientos tensión plana-curvatura dentro del plano. La matriz B, al ser nula, indica que no existen acoplamientos tensión plana-deformación fuera del plano. De nuevo, los valores fuera de las cajas diagonales (en negrita) en la matriz D indican la presencia de acoplamientos flexión-torsion, como se puede observar en la Figura 1.



Fig. 1 - Ejemplo de acoplamiento flexión-torsión para laminado simétrico no equilibrado.

3. ALGORITMOS GENÉTICOS

Los algoritmos genéticos simulan aquellos procesos esenciales para la evolución de poblaciones de seres vivos. Los mejores individuos tienen más posibilidades de supervivencia y de reproducción, mientras que los más débiles producirán poca o ninguna descendencia. Trabajan con una población de individuos en la que cada uno representa una posible solución a un problema dado. A cada individuo se le asigna una puntuación de idoneidad según lo buena que sea la solución que represente. Los individuos con mayor puntuación reciben mayores oportunidades para reproducirse al cruzarse con otros individuos. Esto produce nuevos individuos que comparten algunas características tomadas de cada uno de los padres.

Una nueva población de posibles soluciones se origina a partir de la selección de los mejores individuos y su emparejamiento. La nueva generación contiene una mayor proporción de las características que poseían los mejores miembros de la generación anterior. Siguiendo este proceso, tras muchas generaciones las mejores características se han extendido a toda la población, mezclándose e intercambiándose con otras buenas características.

Los algoritmos genéticos no garantizan que se encuentre la solución óptima global, pero sí que resultan una buena técnica encontrando soluciones aceptables en un tiempo también aceptable.

3.1 Codificación

Para utilizar algoritmos genéticos es necesario poder representar una posible solución a un problema como un conjunto de parámetros. Cada uno de los parámetros que constituyen la solución se denomina *gen*, y juntos constituyen un *cromosoma*.

En la formulación inicial, para codificar cada parámetro se emplea un alfabeto binario. De este modo, se tiene una representación binaria (debidamente escalada) con el número de dígitos necesario para cada gen por separado, y el aspecto del cromosoma es el de la Figura 2.

| 1 0 1 0 0 0 1 0 1 1 1 0 | | | | | | | | | | | | _ |
|-------------------------|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | 1 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0 | 1 | 0 | 1 | 1 | 1 | 0 |

Fig. 2 - Ejemplo de cromosoma que consta de 3 genes.

3.2 Función de idoneidad

La función de idoneidad debe especificarse para cada problema que se desee resolver. Al aplicarse a un cromosoma devuelve un *valor de idoneidad*, que debe ser proporcional a la capacidad del individuo representado por ese cromosoma.

Idealmente, se busca que la función de idoneidad sea una función suave y regular, de modo que los cromosomas con buena puntuación estén cerca de los que tengan una puntuación algo mejor (en el espacio de parámetros). Para que la búsqueda funcione bien, deben construirse funciones de evaluación que no tengan demasiados máximos locales o que no tengan un máximo global muy aislado.

Otros posibles inconvenientes al abordar problemas de optimización, surgen de la posibilidad de que debido a restricciones del problema algunos de los cromosomas representen soluciones no válidas y deban tener puntuación nula. Una posible solución es usar una *función de castigo*, en el que la idoneidad es del tipo (*constante - castigo*), donde *castigo* viene dado por el número de restricciones que viola el cromosoma.

3.3 Reproducción

Durante esta fase los individuos son seleccionados y recombinados, dando lugar a la descendencia que constituirá la siguiente generación. Existen varias técnicas para seleccionar a los individuos y asignarles probabilidades de reproducción. Lo más habitual es crear un *"saco de apareamiento"*, donde se disponen copias de los individuos en función de su idoneidad. Después, se escogen al azar parejas de individuos y se aparean. El comportamiento del algoritmo genético depende muy fuertemente de cómo se seleccionan los individuos, por lo que existen varias posibilidades: seleccionar solamente el mejor individuo, seleccionar unos pocos de entre los mejores, seleccionar todos con mayor probabilidad cuanto mejor sea su evaluación,...

Una vez escogidos dos padres, sus cromosomas se recombinan usando los operadores genéticos de *cruzamiento* y *mutación*. En su forma más sencilla, el operador de cruzamiento toma dos individuos, corta sus cromosomas en una posición aleatoria, y empalma sus mitades cruzándolas según se aprecia en la Figura 3. Se suele aplicar con una probabilidad típicamente entre 0.6 y 1.0. Por el contrario, la mutación se aplica con una

probabilidad mucho menor (del orden de 0.001) a cada hijo, produciendo la alteración aleatoria de un gen por otro en la misma posición (Figura 4).



Fig. 3 - Esquema del operador de cruzamiento.

En la optimización por algoritmos genéticos se dan dos características muy importantes: la exploración y la explotación. La exploración se refiere a buscar por todo el espacio de variables de entrada, procurando no dejar ninguna región sin visitar, aunque sea vagamente. Esto se consigue en gran medida debido a la mutación. Por otro lado, la explotación se refiere a la búsqueda más exhaustiva que se produce en las zonas que resultan más prometedoras, debiéndose principalmente al cruzamiento entre los individuos más idóneos.



Fig. 4 - Esquema del operador de mutación.

3.4 Convergencia

Una vez obtenida la siguiente generación se vuelve a aplicar el proceso de evaluación de los individuos, selección y reproducción. Así se van creando sucesivas generaciones cada vez más idóneas hasta que se estabiliza la evolución y se tiene una población de soluciones que satisfacen las restricciones. Si el algoritmo genético se ha implementado correctamente, la población evolucionará a lo largo de las generaciones observándose que la puntuación del mejor individuo y la puntuación media se irán incrementando hacia el valor máximo global (Figura 5). Se dice que un gen ha convergido cuando el 95% de la población tiene el mismo valor para ese gen, y se dice que la población ha convergido cuando todos los genes han convergido.





4. APLICACIÓN AL DISEÑO DE PALAS AEROGENERADORAS

En la fabricación de palas aerogeneradoras, se emplean fundamentalmente dos tipos de acoplamientos: flexión-torsión y tensión plana-torsión. Para el primero se fabrican las dos "cáscaras" de la pala por separado, empleando un laminado con ángulo constante, y después se unen, como se aprecia en la Figura 6.



Fig. 6 – Fabricación y unión de cáscaras laminadas con ángulo constante (izquierda) y presencia de acoplamiento flexión-torsión (derecha).

El segundo tipo puede fabricarse en una pieza mediante un laminado helicoidal, y presenta el aspecto mostrado en la Figura 7.



Fig. 7 – Fabricación mediante laminado helicoidal (izquierda) y presencia de acoplamiento tracción-torsión (derecha).

Utilizamos algoritmos genéticos para optimizar la secuencia de apilamiento del laminado que nos produzca el mayor giro inducido en el extremo de la pala que se muestra en la Figura 8.



Fig. 8 – Modelo de elementos finitos y características del cálculo de la pala.

La condición de contorno aplicada es el empotramiento de la raíz de la pala, y la carga es el efecto de la presión del viento teniendo en cuenta el viento propio generado por la rotación.

Se codifica el apilamiento de modo que se permiten hasta 25 capas de material en la parte de mayor anchura y hasta 12 en la de menor anchura que se halla menos solicitada. Las posibles orientaciones son 0° (dirección longitudinal), $\pm 30^{\circ}$, $\pm 45^{\circ}$ y $\pm 60^{\circ}$. Se parte de una población inicial de 10 individuos generados aleatoriamente, y las probabilidades de cruzamiento y mutación son 0.6 y 0.01 respectivamente. La selección se realiza de modo proporcional al valor de idoneidad y se aplica elitismo, de modo que el mejor individuo es copiado automáticamente a la siguiente generación. El número máximo de generaciones se fija en 250.

La función objetivo se diseña de modo que se cumplan tres criterios: máximo coeficiente

de seguridad, máxima rotación inducida y mínimo número de capas.

En la Tabla 1 se muestran las mejores soluciones encontradas en la optimización, donde θ representa el ángulo girado alcanzado en la punta de la pala, y F.O. es el valor de la función objetivo que pondera los tres criterios. La figura 8 muestra la pala torsionada bajo el efecto de la carga aplicada.

| Laminado | θ(°) | Coef.Seg | F.O. |
|--------------------------------------------------------|------|----------|-------------|
| [30 30 0 -30 30 45 60 30 45 60 0 60 0 0 0 30 0 60] | 6.8 | 3.21 | 162.415 |
| [30 0 30 30 0 30 0 60 0 0 0 0 0 60 0 60 | 5.78 | 3.18 | 160.745 |
| [0 0 30 30 0 30 0 60 0 0 0 0 60 0 60 0 6 | 5.75 | 3.17 | 160.235 |
| [0 0 30 0 30 30 0 0 0 60 60 0 0 60 0 60 | 6.56 | 2.86 | 146.528 |
| [0 30 30 -60 30 30 45 0 -60 0 60 60 0 0 0 60 0 60 0 0] | 6.61 | 2.80 | 141.665 |

Tabla 1 – Resultados alcanzados por el algoritmo genético.



Fig. 9 – Pala torsionada bajo la acción del viento.

5. CONCLUSIONES

Los valores de torsión alcanzados no son suficientes para asegurar que la potencia de salida será constante para cualquier velocidad de viento; para esto debería obtenerse un valor superior a los 20°. Combinando estos diseños con la variación de otros parámetros geométricos y con la posibilidad de añadir masa en el extremo se podrían alcanzar mejores resultados.

Sin embargo, si que es un modo eficaz de reducir los esfuerzos a los que está sometida la pala y alargar la vida a fatiga. Actualmente, los estudios acerca de la incorporación de estos laminados multifuncionales en palas de aerogenerador van encaminados sobre todo a la reducción de esfuerzos en la raíz de la pala.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A., Materiales Compuestos, 2000.

JENSEN DW, y LAGLACE PA, (1998) Influence of Mechanical Couplings on the Buckling and Post Buckling of Anisotropic Plates, AIAA Journal. 26: 1269-1277

JB FEUCHTWANG, A SCHMEER, A HUNT, G JERONIMIDIS, Advanced Self regulating Composite Blades for Small Wind Turbines. Eurosun '96

KARAOLIS NM, Design of fibre reinforced composite blades for passive and active wind turbine rotor aerodynamic control, PhD Thesis, Univ of Reading, Oct 1989.

HOLLAND, J. (1975) Adaptation in Natural and Artifitial Systems, University of Michigan Press, Ann Arbor.

DAVIS, L. (ed.) (1991) *Handbook of Genetic Algorithms*, Van Nostrand Reinhold, New York.

DE JONG, K.A. (1975) An analysis of the behaviour of a class of genetic adaptive systems, Tesis doctoral, University of Michigan.

Aplicaciones de materiales compuestos en el refuerzo de estructuras de hormigón

J. Mieres Departamento de I+D de NECSO, España

RESUMEN

Los polímeros ofrecen numerosas ventajas respecto a los materiales convencionales, ligereza, resistencia a la corrosión y flexibilidad en los procesos de fabricación entre otros.

Los polímeros pueden ser combinados con fibras, con el fin de mejorar sus propiedades y convertirse en materiales estructurales capaces de ser utilizados como elementos de una estructura o bien en el refuerzo de estructuras existentes de materiales tradicionales.

De esta forma llegamos al concepto popularmente conocido de materiales compuestos de FRP o composites. Estos materiales cubren un espectro de aplicaciones que va desde elementos estructurales y arquitectónicos en construcción hasta las aplicaciones mas avanzadas tecnológicamente en la industria aeroespacial, pasando por la industria del automóvil, la construcción de barcos o la energía eólica.

Los compuestos poliméricos fueron desarrollados durante los años 40, para aplicaciones militares y aeroespaciales. Desde entonces se han desarrollado algunas aplicaciones en construcción de depósitos, tuberías, cubiertas, elementos arquitectónicos, pero en pocas ocasiones se había aprovechando sus capacidades estructurales.

En contraste con los procedimientos de diseño utilizados en el caso de materiales tradicionales de construcción, cuando un ingeniero de caminos se enfrenta al diseño de estructuras con composites se requiere un mayor esfuerzo y un conocimiento mas profundo de la ciencia de los materiales compuestos. Se deben de tener en cuenta factores como el comportamiento anisotrópico y cubrir aspectos como las propiedades micro-mecánicas, elásticas y su estabilidad en el tiempo.

Estos aspectos se ven influenciados no solo por el historial de cargas de servicio, sino también por las técnicas de fabricación consideradas y por la exposición a condiciones ambientales específicos. Por lo tanto el proceso de diseño sigue en el caso de los composites un proceso interactivo entre diseño, materiales y conocimiento de los procesos de fabricación de los componentes estructurales. Este cambio de filosofía de trabajo es el

que debe de producirse entre los ingenieros dedicados a la ingeniería estructural en construcción. De no ser así, la consecuencia es un encarecimiento excesivo de la estructura en composites y una durabilidad menor de la requerida, penalizándose el uso de estos materiales frente a los tradicionales, hormigón y acero.

Durante la última década, los composites empiezan a encontrar su campo de aplicación en el sector de la construcción de puentes y el refuerzo de estructuras ya existentes de hormigón y acero.

No obstante existen determinadas barreras que impiden la definitiva introducción de estos materiales en aplicaciones estructurales. Estas barreras las podemos clasificar en "Barreras estructurales del sector" y en "Barreras tecnológicas". A continuación se enumeran aquellas, que a mi entender deberían superarse:

Barreras estructurales del sector:

 \checkmark Superar la falta de Ingenieros y arquitectos con suficiente formación en compuestos de FRP.

✓ Superar la falta de confianza de administración y usuarios en el uso de estos materiales.

✓ Superar el escaso número de Universidades que imparten formación en este campo.

 \checkmark Superar la falta de PYMES en el sector de la construcción con tecnología de composites.

✓ Superar la ausencia de normativa

Barreras tecnológicas:

 \checkmark Propiedades mecánicas: Falta de una fase dúctil, falta de información respecto a su comportamiento en pretensazos.

 \checkmark Pérdida de su capacidad mecánica en ciertas condiciones: Estabilidad ante cambios de temperatura, Resistencia al fuego y durabilidad.

 \checkmark Falta de información a largo plazo de uniones químicas versus mecánicas, comportamiento de anclajes y conectores.

NECSO a través de su Dirección de Innovación Tecnológica e I+D viene desarrollando numerosos proyectos de aplicación de estos materiales al sector de construcción, ejecución de nuevas estructuras y refuerzo de estructuras existentes. De estas últimas son de las que vamos a hablar en este documento, en donde presentaremos aplicaciones reales que demuestran el potencial que estos materiales tienen de cara a un futuro inmediato. Todos ellos han requerido un esfuerzo de investigación y de ingeniería innovadora, pues como se verá mas adelante se trata de la resolución de problemas singulares y del desarrollo de soluciones originales con un gran valor añadido sobre los trabajos ya existentes.

1. REFUERZO A CORTANTE DE VIADUCTOS DE HORMIGON CON COMPUESTOS DE FRP.

En ocasiones es necesario reforzar estructuras de hormigón debido al aumento de las solicitaciones, deterioro de la estructura o defectos en la fase de diseño/construcción. Este documento se centra en el refuerzo a cortante ante el Estado Límite Ultimo de viaductos utilizando Polímeros reforzados con Fibra de Carbono (CFRP), proponiendo un modelo de cálculo y presentando un caso real de aplicación en la línea ferroviaria de alta velocidad Madrid-Barcelona-Frontera Francesa (España).

Las razones que motivan la aparición de materiales compuestos para refuerzo en estructuras de hormigón puede destacarse: Mayor facilidad de fijación a la estructura. Menor impacto sobre esta, sobre todo en aquellos elementos fuertemente armados. Disminución del peso del refuerzo, al utilizarse materiales con una elevada capacidad mecánica en comparación con sus pesos específicos.

La aparición de nuevos materiales en un campo de la ingeniería estructural conlleva el replanteamiento de los modelos de comportamiento y de las formas de dimensionamiento. Es necesario por lo tanto determinar las solicitaciones a las que se encuentra sometido el hormigón, el material compuesto y la compatibilidad de tensiones y deformaciones entre ambos materiales. Para ello se adopta un modelo en Estado Límite Ultimo en el que el hormigón se encuentra completamente plastificado por compresión o fisurado por tracción de forma que las ecuaciones a plantear son esencialmente de equilibrio de fuerzas.

Por otra parte, es necesario estudiar la forma de unión de ambos materiales, proponiéndose en particular el uso de adhesivos al permitir una transferencia de esfuerzos más continua y en aquellas direcciones de mejor comportamiento ante rotura. No obstante, no debe descartarse la posible disposición de anclajes en los extremos, motivado por el aumento de tensiones en los bordes de las placas.

1.1 Metodología para el dimensionamiento a cortante.

Para desarrollar este apartado se estudiará en primer lugar el comportamiento del hormigón en Estado Límite Ultimo ante un esfuerzo cortante. En segundo lugar se estudiarán las solicitaciones a las que se somete el material de refuerzo. Por último se estudiaran otras consideraciones que deben tenerse en cuenta a la hora de realizar el dimensionamiento.

En el desarrollo de la metodología se considera una estructura general de viaducto, de sección transversal simétrica. Por otra parte, se adoptan tres tipos de sistemas de referencia, uno ligado a la sección, otro a la dirección de fisuración y por último los ligados a los ejes de ortotropía de cada capa.

1.2 Consideraciones Especiales para el Dimensionamiento

- Colaboración de otros materiales en la tracción del alma. En el dimensionamiento del refuerzo, debe tenerse en cuenta la capacidad de las armaduras transversales en la tracción del alma. Para ello, se consideran varios mecanismos como el indicado, manteniendo en todos ellos el mismo ángulo de fisuración del hormigón θ , aunque en general serán diferentes los ángulos de tracción en el alma α . Por otra parte, el hormigón de por sí admite una cierta tracción en el alma después de fisurado, debido fundamentalmente al entrabamiento de los áridos. De esta forma, se tiene:

$$V_{\alpha} = V_{c} + \Sigma V_{\alpha i} \tag{1}$$

$$\sigma_c = \Sigma \sigma_{c\alpha,i} + \Sigma \Delta \sigma_{c,i} \tag{2}$$

- *Transferencia de tensiones entre el hormigón y el CFRP*. Entre la placa de CFRP y el hormigón es necesario asegurar la transferencia de esfuerzos en la menor distancia posible para poder contar con el mayor canto posible en el cálculo (z), por lo que se necesitan adhesivos lo más rígidos posibles. Sin embargo, adhesivos excesivamente rígidos dan lugar a una mayor concentración de tensiones en el hormigón, por lo que hay que buscar una situación de compromiso. Por otra parte, se prefiere la utilización de adhesivos de mezcla de dos partes, al presentar mayor resistencia a la humedad y la fluencia. Una propiedad a tener en cuenta es la tixotropía, esto es, la propiedad de un cuerpo que está inicialmente en estado gel de pasar a estado líquido por la acción de una fuerza exterior y recuperar el estado gel cuando vuelve al reposo (permitiendo rellenar huecos y fijarse a superficies verticales).

- *Equilibrio de tensiones normales*. Según el modelo propuesto, con objeto de que tenga lugar el equilibrio de fuerzas horizontales es necesario que el canto de cálculo del refuerzo alcance en los extremos zonas de armaduras longitudinales o de compresiones.

- *Torsión*. La incorporación de FCRP no sólo mejora la capacidad de la sección a esfuerzos cortantes sino a torsión, debiendo ser por tanto tenido en cuenta en el dimensionamiento o en la comprobación de la estructura.

1.3 Aplicación del método a un caso real de refuerzo.

1.3.1 Localización, Función y Dimensiones del Viaducto

El viaducto en el que se realizó el refuerzo tiene por objeto servir de paso de vaguada para la línea de alta velocidad Madrid-Barcelona-Frontera Francesa en el tramo Madrid-Zaragoza. Se trata del viaducto 4 del subtramo VIII localizado en Arcos de Jalón (Soria).

El viaducto está formado por 6 vanos de 45m, 60m, 60m, 60m, 60m, 45m. La sección tipo acotada en metros es la esquematizada a continuación:



Fig. 1 - Sección del viaducto

1.3.2 Datos de Partida para el Refuerzo

- La necesidad del refuerzo vino motivada por una disminución bajada en la resistencia del hormigón de la dovela 3 (sobre la pila 1, entre un vano de 45m y otro de 60m). La resistencia real estimada corresponde a la rotura de probetas de 2 lotes a la edad de 60 días, resultando de 370kg/cm² (36'3MPa) cuando se exigía 415 kg/cm² (40'7MPa).
- Los esfuerzos de cálculo son: Cortante de cálculo (V_d) = 2148'4T. Momento torsor (T_d) = 358'7mT. Axil de cálculo (N_d) = -10.816 T.
- Geometría de la sección: Ancho neto $(b_0) = 1'0m$. Canto mecánico (d) = 3'4m. Área de la sección $(A) = 8'96 m^2$. Armadura de cortante: 79'26 cm²/m a un ángulo de 90° (verticales).
- La disminución de la resistencia del hormigón lleva a un recálculo de la estructura que resulta de una capacidad a cortante un 23% inferior en la sección situada a 5m de la pila del vano de 60m, siendo admisible en la sección de apoyos.
- El cálculo del refuerzo se realizó tomando por base la normativa española EHE de hormigón estructural.

1.3.3 Descripción del refuerzo

El refuerzo se dimensionó según la metodología descrita en el apartado anterior. Se consideró una resistencia a tracción de CFRP de 1500 MPa (inferior a las características de los fabricantes) con un coeficiente de seguridad de 2'5. Resultando 3 mm de espesor total en una longitud de 7m y un ancho de 1'9mm en cada hastial, según AB y CD de la figura anterior. La configuración de las capas fue [45°/0°/45°] en un hastial y de

 $[45^{\circ}/45^{\circ}/0^{\circ}/0^{\circ}/45^{\circ}]$ en el otro, con aproximadamente la mitad de peso de fibras por m² y capa en este último.

1.3.4 Proceso de Fabricación

La fabricación de las placas se realizó utilizando fibra de carbono preimpregnada según la configuración indicada. Para el curado se instaló un horno formado por 2 cañones de aire caliente. El control de la temperatura se realizó con 3 sondas conectadas a un ordenador. Las piezas en el interior del horno se curaban a la temperatura deseada bajo vacío, mediante dos bombas de vacío conectadas a dos manómetros que indican en todo momento la presión. El área de placa curada en cada proceso era de aproximadamente 4'5 m² de media. En el caso de las placas con 6 capas se realizó una compactación intermedia.

Después de marcar las piezas del refuerzo se cortaron a la medida exacta para la colocación en obra. Una vez saneada la zona (mediante chorro de arena tras lo que se eliminó el polvo), donde van adheridas las placas se colocaron estas utilizando resina epoxi (formada por dos componentes), de 12.800 MPa de módulo de elasticidad y 15 MPa de resistencia a cizallamiento. Para obtener una mayor adherencia se utilizó la técnica peelply. Las placas se presionaron con puntales a través de tablones de madera. Una vez reforzados ambos lados de la dovela se procedió a la colocación de las juntas entre las placas que forman la totalidad del panel.

1.4 Conclusión

El refuerzo a cortante en viaductos de hormigón puede venir motivado por disminución de la capacidad de compresión en el alma (bajada de la resistencia a compresión del hormigón) o por disminución de la capacidad de tracción en el alma. La incorporación de CFRP permite aumentar esta última capacidad resistente induciendo menores solicitaciones a compresión (al permitirse la variación del ángulo de las fisuras). Es necesario por lo tanto recalcular la sección a cortante (y a torsor, si también exigía refuerzo) de forma que se presente suficiente resistencia en los elementos comprimidos del alma (hormigón) y las solicitaciones en el CFRP sean admisibles. Es de vital importancia asegurar el comportamiento conjunto hormigón-CFRP, para lo cual es necesaria una adecuada preparación de ambas superficies y aplicar resina, sin despreciar la posibilidad de utilizar anclajes mecánicos.

2. REFUERZO DE PILARES DE HORMIGON DE SECCION CUADRADA CON COMPUESTOS DE FRP

La ejecución de una obra de refuerzo en estructuras puede venir motivada por errores en la fase de construcción, disminución de propiedades mecánicas en el tiempo (e.g. disminución de la resistencia a compresión del hormigón) o por el cambio de solicitaciones en la estructura. En el caso de refuerzo de pilares de hormigón la actuación tradicional

consiste en rodear estos con una camisa de chapa de acero, recalculando la estructura usualmente sin considerar la contribución de hormigón en la sección mixta (esto se justifica porque en la mayoría de los casos el hormigón tiene una resistencia a compresión muy baja en comparación al axil solicitado). Esto tiene algunos inconvenientes, pudiéndose destacar entre ellos:

- La chapa trabaja fundamentalmente a compresión en dirección longitudinal al pilar, siendo condicionante en la mayoría de los casos la inestabilidad de la chapa, lo que lleva a sobreespesores respecto a consideraciones puramente estáticas.
- El elevado peso de las camisas de acero complica la ejecución del refuerzo, lo que aumenta el plazo de trabajo.
- La eficacia del refuerzo está muy condicionada por las soldaduras de las chapas en obra, lo que aumenta la dificultad en el control calidad y el plazo de ejecución.

Una alternativa a la tipología de refuerzo indicada consiste en confinar el hormigón, de forma que éste trabaje comprimido en tres direcciones del espacio. Este tipo de refuerzo se ejecuta usualmente utilizando materiales fibroplásticos con fibras orientadas principalmente en direcciones transversales al eje del pilar. De esta forma, hay numerosos ensayos y realizaciones reales con éxito para pilares circulares. No obstante, no ocurre lo mismo con pilares de sección rectangular (o de forma prismática en general) debido a la concentración de tensiones en las esquinas, lo que inicia fisuras de rápida propagación.

En este documento se describe una nueva técnica de refuerzo de pilares de sección rectangular basada en el fenómeno de confinamiento y se indican las series de ensayos realizadas que permiten validar el método y sacar conclusiones acerca del la resistencia última y ductilidad en función del tipo de fibras utilizadas, configuración de capas, curvatura en las esquinas, etc.

2.1 Factores que influyen en el refuerzo

Los factores de mayor influencia en la eficacia del refuerzo de pilares por confinamiento utilizando materiales fibroplásticos son:

• *Tipo de hormigón.* La eficacia del refuerzo en hormigones de baja resistencia es superior respecto a los de alta resistencia. De hecho, en los ensayos realizados se ha observado que hormigones de muy distintas resistencias han dado lugar a cargas de rotura muy parecidas tras el refuerzo. Puede decirse que uno de los parámetros de mayor importancia a la hora de caracterizar el comportamiento de hormigón es la granulometría, no siendo tan importante otros como la resistencia del cemento.

• *Sección transversal*. Como ya se ha indicado, este aspecto es de la mayor importancia, ya que condiciona la aparición de concentración de tensiones que producen fisuras que son rápidamente propagadas. Este fenómeno tiene lugar tanto en el hormigón como en el

material de refuerzo. Por esta razón, es necesario redondear las esquinas y considerar sus radios de curvatura en el cálculo (ver figura 2).

• *Camisa de refuerzo*. La camisa de refuerzo viene caracterizada por el tipo de fibras y la configuración de las capas, con sus orientaciones. Esto condiciona tanto la resistencia última del refuerzo como el comportamiento dúctil. No obstante, se ha observado que si se dan en las esquinas radios de curvatura adecuados el comportamiento del refuerzo depende fundamentalmente de la rigidez transversal de la camisa y no tanto de su resistencia última.

• *Contacto hormigón-camisa*. Este factor condiciona el instante en el que es ciertamente efectivo el refuerzo. Esto es porque la camisa entra a trabajar cuando en el hormigón tiene lugar una deformación transversal mínima, que es función de la separación inicial de ambas subestructuras. Por esta razón, en este artículo se propone inyectar lechada de cemento, que tiene por otra parte otros beneficios que se indican más adelante.

• *Condiciones de contorno*. Este punto se refiere a las condiciones de anclaje de la camisa en las partes superior e inferior, ya que son zonas de alto riesgo de de laminación.

2.2 Esquema de refuerzo.

La camisa de refuerzo se conforma con elementos longitudinales de materiales fibroplásticos en forma de U, dispuestos de forma que cada uno de ellos presenta un cierto solape con los demás (ver figura 3). La terminación de estos elementos debe ser tal que permita una buena adherencia con adhesivos (e.g. utilizando la técnica de peel-ply).

Por otra parte, se propone inyectar lechada de cemento a una determinada presión, esto se motiva por varias razones:

• Disminuye la holgura entre el hormigón y la camisa (ver apartado anterior).



Fig. 2 - Diferencia de tensiones de confinamiento entre secciones circulares y rectangulares



Fig. 3 - Configuraciones de camisa. (a) Solape doble (b) Solape simple

• Precomprime el hormigón transversalmente, de forma que disminuye las tensiones desviadoras para el mismo axil de compresión. No obstante, este efecto positivo debe valorarse con precaución, al verse reducido a largo plazo por la fluencia.

• Disminuye las singularidades geométricas, ya que la presión modifica la forma inicial de la camisa.

Con objeto de poder dar la presión adecuada a la lechada de cemento y que ésta se reparta adecuadamente es necesario dejar una separación suficiente ente el hormigón y la camisa, y disponer las condiciones de sellado necesarias.

Antes de inyectar la lechada es necesario asegurar que el adhesivo ha alcanzado resistencia suficiente, lo cual puede exigir un tiempo mínimo de veinticuatro horas.

2.3 Ensayos realizados

2.3.1 Ensayos a escala reducida

Con objeto de determinar la efectividad en la técnica de refuerzo indicada se realizaron ensayos a escala reducida. En particular se llevaron a rotura probetas cuadradas de 600 mm de longitud, 30 mm de radio de redondeo en esquinas y 150 mm de ancho.

La plataforma de ensayo utilizada y el sistema hidráulico son los esquematizados en la figura 3. En esta máquina se pueden disponer probetas de hasta 2.5 m de altura y 1 metro de espesor, pudiendo aplicarse axiles de hasta 3.6 MN (no obstante, en la campaña de ensayos reducidos se dispuso una configuración capaz de aplicar cargas de hasta 1.5 MN).

Con objeto de medir la deformación longitudinal se dispusieron dos transductores de desplazamiento que miden la variación de longitud entre las dos placas de carga (ver figura 4). Para medir las deformaciones radiales se dispusieron dos marcos rígidos a distancias h/3 de los extremos (donde h es la altura de la probeta). En cada uno de los marcos se situaron cuatro transductores en las direcciones principales (ver figura 5).


Fig. 4 - Plataforma de ensayo y sistema hidráulico



Fig. 5 - Marco transversal con transductores de deplazamiento

Los cubos de hormigón a reforzar fueron fabricados con 260 kg/m³ de cemento C30, 168 kg/m³ de agua y 23 kg/m³ de áridos de tamaño máximo 20 mm aproximadamente. Con objeto de simular un hormigón deteriorado, se situaron los cubos a diferentes condiciones atmosféricas, produciendo un envejecimiento acelerado.

Las camisas se fabricaron con capas pre-pregs de resina epoxy, con fibras de distintos materiales: carbono, kevlar y vidrio. Así mismo, se utilizaron distintas configuraciones de orientación: [0,90] y $[0,90,\pm45]$. Se ensayaron probetas con solape simple y doble de los

perfiles en U (ver figura 2). Con objeto de evitar el pandeo de la camisa se dejó una separación a los bordes de 20 mm.

La lechada se inyectó a una presión entre 2 y 4 bares en función del nivel de precompresión deseado.

| Fiber material | Carbon | Kevlar | Glass |
|-------------------|--------|--------|---------|
| Matrix | ET441 | ET441 | RP077 |
| material | | | |
| Type of | C201 | 285 | E-glass |
| material | | | |
| Fiber volume | 43% | 43% | 43% |
| Thickness | 0.4 | 0.6 | 1 |
| (ply) | | | |
| $E_1 = E_2$ | 43 | 22 | 16 |
| (GPa) | | | |
| $v_{12} = v_{21}$ | 0.08 | 0.04 | 0.06 |

Tabla 1 - Propiedades de los laminados [0,90]

| Fiber material | Carbon | Kevlar |
|-------------------|-------------|--------|
| Matrix | 12KT-P-285- | 285 |
| material | 1000 | |
| Type of | 919LB | ET441 |
| material | | |
| Fiber volume | 40% | 43% |
| Thickness | 0.4 | 0.6 |
| (ply) | | |
| $E_1 = E_2$ | 22 | 12 GPa |
| $v_{12} = v_{21}$ | 0.03 | 0.02 |

Tabla 2 - Propiedades de los laminados [0,90,±45]

En los ensayos se observaron distintos modos de fallo. En la figura adjunta se ve el dispositivo de monitorización de las probetas. Los datos obtenidos con los transductores fueron tratados de forma que se construyeron gráficos como el de la figura 7.



Fig. 6 - Fallo característico de delaminación de fibras



Fig. 7 - Tension-deformación para la configuración [0,90]

2.3.2 Ensayos a escala real

Con objeto de aproximarse lo más posible a situaciones reales, se realizó una campaña de ensayos con pilares de sección cuadrada de 300 mm de lado y 2 m de longitud. Para ello, se llevaron a rotura pilares sin reforzar (fabricados con un hormigón de 12 MPa de resistencia nominal) y reforzados con camisa de fibra de carbono (ver figura 8) de distintas configuraciones. Los resultados obtenidos con una de las series (sin refuerzo, reforzado con solape simple y reforzado con solape doble pueden observarse en la figura 9.

2.4 Conclusiones

De los ensayos realizados se deduce que los incrementos en carga obtenidos hacen adecuado la aplicación de la técnica en casos reales (sobre todo en aquellos casos con hormigones pobres), siendo muy superiores a los obtenidos por otros métodos de refuerzo. Se observa a su vez que el comportamiento a rotura es muy dúctil, lo que permite el reparto de esfuerzos en la estructura.

Por otra parte, se obtienen mejores resultados cuanto mayor presión es utilizada en la inyección de lechada. Una de las ventajas de aplicar materiales fibroplásticos es la posibilidad de desacoplar las propiedades de la camisa en las distintas direcciones, lo que permite elevar la resistencia circunferencial respecto a la longitudinal, ya que la primera tiene mucha más repercusión que la segunda en la efectividad del refuerzo.

El grado de confinamiento conseguido con secciones cuadradas es bajo, pero gracias al redondeo de las esquinas y a la presión de inyección de lechada, el grado de confinamiento conseguido es mucho mayor, y sin llevar a cabo dramáticas variaciones en las dimensiones de las columnas.



Fig. 8 - Columna reforzada con CFRP



Fig. 9 - Comparación de curvas carga-desplazamiento

3. VIGA HIBRIDA DE 8 METROS FABRICADA DE HORMIGÓN Y MATERIALES COMPUESTOS.

Todos los días, millones de personas están totalmente dispuestas a arriesgar sus vidas en aviones que basan su estabilidad en elementos estructurales fabricados con materiales compuestos reforzados con fibras (FRC). Sin embargo, la mayoría de nosotros no nos atreveríamos a conducir sobre un puente para vehículos cuyos elementos estructurales estuvieran fabricados con esos mismos materiales.

Este trabajo se desarrollo en Abril de 1997 y describe la fabricación de un prototipo de viga a escala real utilizando un encofrado estructural de FRP y el estudio de su comportamiento estructural. La máxima prioridad residía en la fabricación y validación estructural del encofrado de materiales compuestos reforzados con fibras. El concepto consiste en la sustitución del encofrado normal, metálico o de madera, utilizado normalmente para la fabricación de estructuras de hormigón armado, por un encofrado de FRP. El encofrado de FRP no se desmantelaría (como ocurre normalmente) una vez que el hormigón ha endurecido, si no que se uniría a éste, actuando de esta forma como un refuerzo para soportar los esfuerzos que esta siendo sometido la pieza y sustituiría a la tradicional armadura de acero longitudinal y a los zunchos transversales. Los conceptos técnicos claves a tener en cuenta fueron:

- Modos de fallo estructural
- Características de deformación plástica y relajación
- Optimización de la rigidez total mediante el uso debido de las propiedades del material
- Seguimiento del comportamiento estructural, en especial de la superficie de contacto de unión entre el hormigón y el material compuesto utilizando técnicas de fibra óptica.

No obstante en este documento nos centraremos en describir los materiales y los procesos de fabricación considerados en el diseño del elemento, terminando con un resumen de los resultados obtenidos, pues el análisis de los conceptos técnicos claves anteriormente mencionados serán tratados en una publicación prevista en la revista "Hormigón y acero".

3.1 La viga híbrida

Sobre el concepto de unir los materiales compuestos FRP al hormigón se pueden encontrar numerosas referencias. Existen, también, referencias para el diseño de las vigas con encofrado compuesto así como muchas referencias sobre el fortalecimiento y rehabilitación de vigas de hormigón con fibra de carbono. Para simplificar un poco la terminología, sugerimos la utilización de los siguientes términos: cuando utilicemos la palabra compuesto, nos estaremos refiriendo al material que sirve como encofrado y está construido de fibras de carbono o de vidrio embebidas en una matriz de polímeros (normalmente epoxy). Utilizaremos la palabra macrocompuesto para cualquier elemento en el que se combinen el uso del hormigón y los materiales compuestos. La idea de diseñar y probar un encofrado avanzado reforzado con materiales compuestos para la fabricación de una viga macrocompuesta se sugirió como parte de un tema de investigación dedicado a la aplicación de materiales compuestos a los proyectos de obra civil. Inicialmente, se prefiguraron solamente las características claves más básicas, a saber:

- las vigas deberían fabricarse a partir de un encofrado compuesto que proporcionaría también un refuerzo contra los esfuerzos de tracción en la cara inferior (idealmente utilizando cinta de fibra de carbono.)

- los esfuerzos flectores a compresión deberían ser absorbidos por una losa del hormigón depositado sobre la parte superior de la viga.

- deberá dejarse algo de hormigón en los laterales de la viga para absorber el esfuerzo cortante e impedir el pandeo de la membrana del refuerzo del encofrado.

El objetivo era diseñar una viga de hormigón con un encofrado estructural de materiales compuestos estructural de forma que se sustituya la tradicional armadura de acero y el paso de desencofrar.

Las dimensiones de la viga que se ensayaron fueron las siguientes: 500 mm de canto, 300 mm de anchura y una luz de 8 metros. La viga debería ser capaz de soportar una carga uniformemente distribuida de 50.000 N/m y no superar un límite de flecha de L1250 de la luz de la viga.

3.1.1 El diseño de la macroviga genérica

La sección transversal de la geometría de la viga genérica aparece en la figura 10. La viga está formada por una sección de hormigón que está unida al encofrado mediante un adhesivo apropiado, en este caso se utilizo un adhesivo epoxidico. La mayor parte de la

superficie de la sección transversal está ocupada por un núcleo de poliestireno expandido o por un material ultraligero similar.

El encofrado deberá, en primer lugar, dar la configuración final a la viga de hormigón. En segundo lugar, la distribución de los tipos de fibra y su disposición deberán proporcionar la capacidad de resistencia de las armaduras a los esfuerzos de tracción y cortante. Por lo que hace referencia a los elementos compuestos, deberán seguirse los principios básicos del diseño de materiales compuestos (materiales equilibrados, cuidado de los detalles en los extremos libres, dirección de fibras, proporción de materiales, procesos de fabricación, etc.), aunque, en principio, existen varias clases de materiales y procesos de fabricación. En este caso, el encofrado está formado por un perfil en U de un material compuesto. Existen dos partes muy diferenciadas de existe perfil en U, que corresponden con las almas verticales y el ala horizontal. Las dos partes tienen configuraciones totalmente distintas debido a la diferencia de tipo de esfuerzos que va a estar sometidos, esfuerzos cortantes en el alma y tracciones en el ala.

Los materiales utilizados para la realización de la viga son relativamente baratos; como es, tela tejida de fibra de vidrio, embebida en una matriz de epoxy. La parte del material compuesto que forma las almas deberá transmitir el esfuerzo cortante impuesto por la viga de hormigón. Claramente, la orientación de las fibras deberá ser de \pm 45° con relación al eje principal de la viga. En la parte sometida a tracción del perfil en U, entretejida con el material de fibra de vidrio tejido, se coloca una cinta de fibra de carbono unidireccional, alternándola con el vidrio, al objeto de obtener una capa híbrida de material compuesto. Esta capa deberá absorber todos los esfuerzos a tracción desarrollados en la viga. Los esfuerzos a tracción son transmitidos por la tela a \pm 45° que se hace cargo de los esfuerzos cortantes en la viga de hormigón y los convierte en esfuerzos a tracción en la capa de fondo, de la misma forma que lo hacen los cercos en las estructuras tradicionales, el Método de bielas y tirantes puede aplicarse de la misma forma que se aplica a las vigas de hormigón y acero.



Fig. 10 - Sección transversal tipo de la viga híbrida de Hormigón y materiales compuestos.

3.1.2 Detalles del diseño y dimensiones definitivas

La viga se iba a diseñar como una viga simplemente apoyada, en donde el esfuerzo principal era el momento flector. Como veremos y dadas las generosas dimensiones del alma, no se tuvieron en cuenta los esfuerzos por cortante ni los mecanismos del potencial pandeo por cortante, debido a relleno de hormigón que va a disminuir de forma importante el potencial pandeo de las almas. La principal limitación del diseño fue que el encofrado debería resistir al menos, hasta que se produjera el fallo del hormigón (agotamiento). Tras algunos cálculos experimentales utilizando la teoría de la viga simplemente apoyada, se hizo evidente que si se utilizaba una mezcla de hormigón estándar, el hormigón se agotaría, mientras que las tensiones en el material compuesto serían muy pequeñas. En otras palabras: el elemento de materiales compuestos estaría infrautilizado. No obstante, si hiciéramos lo contrario, esto es: reducir la cantidad de armadura de carbono, la rigidez de la viga sería demasiado baja. A la vista de lo expuesto, las dimensiones definitivas fueron las siguientes:

El núcleo de hormigón está formado por una capa de compresión con un espesor de 75 mm y por dos almas de cortante de 30 mm de ancho. La parte nominal de fibra de vidrio del encofrado se extiende por todo el perímetro de la viga y tiene un espesor uniforme de 7 mm.

La parte inferior está formada por capas alternas de 300 mm de ancho, cinta de carbono y la tela de fibra de vidrio. El espesor total de la cinta de carbono debería haber sido de 10 mm; sin embargo, en el momento de la fabricación del encofrado, solamente estaba disponible suficiente cinta de carbono para 6 mm de carbono (ver figura 11). En consecuencia, esperábamos que la primera viga macrocompuesta fuera algo más flexible de lo previsto. No obstante, debido a que en su momento la principal incertidumbre eran la resistencia del conjunto y la eficacia adhesiva del sistema, se decidió continuar con las dimensiones de la viga. Los cálculos se comprobaron con un cálculo F.E. (CASTEM 2000) que vaticinó una rigidez efectiva en el centro del vano de 7,5 MN/m y el aplastamiento del hormigón en la capa superior se estimó que llegaría a 640 KN.



Fig. 11 - Sección transversal de la viga híbrida de Hormigón y materiales compuestos.

3.2 Fabricación de la Viga. El molde, el hormigonado y el adhesivo

La primera fase de fabricación de la viga consiste en fabricación del molde. Hay muchos métodos industriales para fabricación de compuestos que ofrecen una amplia gama en el tamaño, calidad y costo de los productos. Dada una geometría prismática, el molde del encofrado podría hacerse con una sección de pultrusión. En cualquier caso el mercado industrial de compuestos no proporciona aún perfiles de pultrusión de las dimensiones y orientación de fibra que se requerirían para este proyecto; pero hay otros factores que hacen evitar la pultrusión. Así como las consideraciones de tamaño del prototipo final, en las fases experimentales el proceso de fabricación debe permitir al diseñador orientar las fibras y la calidad requeridas para el refuerzo; esto implica una forma de fabricación a mano utilizando un procedimiento de moldeo. Sin embargo, dada la baja calidad de llamado laminado en húmedo, el encofrado se realizó con material pre-impregnado (prepreg) (ver figura 12). Considerando que la mayoría de los pre-pregs requieren autoclaves caros, se decidió utilizar el sistema de resina epoxy curado a baja temperatura, LTM26EL producida por ACG (las temperaturas de polimerización pueden ser tan bajas como 40° C). Esta ventaja es un arma de doble filo: los pre-preg deben guardarse en refrigeradores si se quiere evitar la polimerización. Sin embargo tienen una ventaja importante: la unidad de calentamiento que se requiere puede hacerse con materiales sencillos, y la cámara de curado no es mucho más que una cabina de calentamiento a baja temperatura.





Fig. 12 - Proceso de laminado y curado del encofrado estructural

Cuando el encofrado está preparado, el cuerpo principal se llena con el núcleo de poliestireno expandido y se sujeta en posición. Se deposita entonces la tongada de hormigón y se deja endurecer en las condiciones prescritas por el fabricante. La amasada de hormigón estaba formada por una mezcla de alta resistencia DUCORIT S5, mezclada con fibras de acero de 0,4 x 12,5 mm suministrada por DENSIT. Se hizo evidente a partir de las consideraciones básicas de diseño que, con objeto de explotar la eficacia estructural

490

de las armaduras de materiales compuestos, la sección transversal efectiva del hormigón debería optimizarse al objeto de reducir el peso total de la probeta y por esta razón se eligió un hormigón de alta resistencia. Se espera que el encofrado de refuerzo que se presenta aquí debería ser, idealmente, un proceso de una etapa, esto es, asumiendo que el encofrado está disponible, se aplica primero el agente adhesivo a la superficie del encofrado y luego se deposita inmediatamente el hormigón y se deja endurecer (ver figura 13).



Fig. 13 - Hormigonado del encofrado estructural.

3.3 Descripción del ensayo y equipos.

La viga se carga en un útil con tres puntos a flexión y con una luz efectiva de 7,95 m. Por un lado, la viga se empotra en gran muro de hormigón armado; esta configuración permite solamente el movimiento de rotación pero no el de traslación. El otro extremo se suspende de un pórtico que permite a la viga girar y moverse en la dirección del eje de la viga (ver figura 14).



Fig. 14 - Una vista del útil de pruebas

Las mediciones del desplazamiento a lo largo de la longitud de la viga se hicieron con relación a las coordenadas internas de la viga, sujetando los puntos de medición a un pórtico de celosía metálico que estaba apoyado en los dos extremos de la viga sobre un rodillo y un soporte fijo en el muro de hormigón.

La carga se aplica en el centro del vano con un pistón que puede aplicar hasta 50 toneladas con un recorrido de hasta \pm 250 mm. El pistón va unido mediante una rótula a un crucero que se apoya sobre una placa metálica con un espesor de 20 mm y una anchura de 100 mm. La placa está sujeta a la superficie superior de la capa (en el lado del hormigón). Transmite la carga a lo largo de 280 mm del ancho de la viga de tal manera que la carga se aplica directamente sobre el núcleo y almas de hormigón pero no toca el encofrado de fibra de vidrio (ver figura 15).



Fig. 15 - Sistema de carga para la realización del ensayo.

3.4 Conclusiones

Se fabricaron dos vigas híbridas de encofrado de materiales compuestos de sección en U, utilizando pre-pegs de curado a baja temperatura. La primera muestra de macroviga se diseñó de acuerdo con un estudio de código de diseño que exigía que la viga soportara una carga de servicio equivalente a una carga puntual de 200kN y que no superara 1/250 de la luz de la viga en flexión. Se observó que el comportamiento estructural fue especialmente bueno en lo relativo a la seguridad estructural por que, todavía, la viga ha sido capaz de aguantar una carga equivalente a 1,9 veces el límite máximo de carga de una viga equivalente construida de hormigón pretensado. No obstante, no se ha establecido todavía el modo de fallo; debido a que no llego a romperse la viga.

La viga alcanzó un desplazamiento de 41 mm para una carga de 200 KN. La viga probada tenía un espesor efectivo del refuerzo de fibra de carbono de 6 mm.

La viabilidad del uso de materiales compuestos para la fabricación de elementos estructurales híbridos queda demostrada con los resultados obtenidos si bien debemos trabajar en la optimización de procesos para reducir los costos por de la viga que actualmente supera en un 35% las vigas tradicionales de hormigón.

REFERENCIAS

Ministerio de Fomento. EHE, Instrucción de Hormigón Estructural (1998) Código modelo CEB-FIP 1990 para hormigón estructural. STEPHEN W. TSAI. Theory of Composites Design (1992). Think Composites.

L.C.HOLLAWAY AND M.B.LEEMING (Editors). Strengthening of Reinforced Concrete Structures (1999). CRC Press.

DERIC J.OEHLERS. Composite Steel and Concrete (1995). Pergamon.

JOHN MURPHY. Reinforced Plastics Handbook (1998). Elsevier Advanced Technology.

J.A.QUINN. Composites Design Manual . James Quinn Associated Ltd.

W.F.SILVA ARAYA, O.T.DE RINCÓN, L.PUMARADA (editors). Repair and Rehabilitation of Reinforced Concrete Structures (1997). ASCE.

A.MIRAVETE. Los Nuevos Materiales en la Construcción (1994).

T.NORRIS, H.SAADATMANESH, M.R.EHSANI. Shear and Flexural Stregthening of R/C Beams with Carbon Fiber Sheets.

W.LOUM. Application of fibre reinforced composites to improve the structural efficiency of existing structures. Master thesis NTNU

MEIER U., DEURING M., MEIER H., SCHWEGLER G., Strengthening of structures with CRFP laminates: research and applications in Switzerland, Advanced Composites Materials in Bridges and Structures, pp 243-251, Eds. Neale K.W, Labossiere P., (1992).

E. GUTIERREZ,G. DI SALVO, J. M. MIERES, Experimental results from laboratory tests on an 8 metre beam manufactured from hybrid composite formwork. Advanced Composite letters vol.7 Number 6 pp.155

Influencia del encadenamiento de daño en la resistencia a tracción de un material compuesto de matriz termoplástica reforzado con fibra de vidrio

M. A. García

Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Oviedo, España

I. Viña, M.A. Castrillo, A. Argüelles, J. Viña

Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, España

RESUMEN

Se ha cuantificado el efecto que la secuenciación de determinados daños provoca en la resistencia a tracción de un compuesto de matriz termoplástica (PEI) reforzado con fibra de vidrio dispuesta en forma de tejido. Los daños a los que se ha sometido al material son los siguientes: daño a fatiga tras soportar un millón de ciclos a una tensión máxima del 20% de la resistencia inicial, el daño a impacto con una energía de 5.07 J, el envejecimiento acelerado bajo determinadas condiciones de humedad relativa (95%) y temperatura (70°C) y el envejecimiento térmico a 150°C. Los resultados obtenidos muestran la influencia tan diferente que provocan algunos de los daños, influyendo en gran medida el orden de aplicación, en la resistencia a tracción, manteniéndose ésta ,en el caso del encadenamiento, en niveles inferiores al sumatorio de cada uno de ellos.

1. INTRODUCCIÓN

En la industria actual los materiales compuestos constituyen uno de los pilares básicos y, a la vez, una revolución dentro de las técnicas de montaje, dada la calidad y posibilidad de uso de este tipo de materiales para trabajar ante distintas condiciones mecánicas, físicas y químicas.

La industria de los componentes avanzados está en un estado de madurez, presentando por ello multitud de oportunidades a aquellos ingenieros y científicos que estén dedicados al diseño y desarrollo de nuevos laboratorios y de nuevas plantas para la investigación con el objetivo de conocer cómo y por qué se comportan los materiales compuestos del modo que lo hacen, en función de su estructura, procesado y ambiente de servicio y así adquirir la capacidad de saber utilizarlos correctamente.

En este análisis se estudia la influencia de la permutación de daño en la resistencia a tracción ante determinados medios más o menos agresivos y algunos daños mecánicos. Estos procesos pueden provocar la degradación irreversible del material y acortar su vida útil, de ahí la importancia de su estudio para poder cuantificar el daño provocado y aconsejar sobre las posibles aplicaciones del material (Hull y Clyne, 1987). Debido a los numerosos factores que condicionan el comportamiento mecánico se requiere la selección de determinadas variables, procurando mantener constantes el resto de los factores. Se eligen como variables de trabajo los envejecimientos en el material debidos a la temperatura y a la humedad y los daños mecánicos producidos por la fatiga y por el impacto.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

El material selecccionado para llevar a cabo este análisis a tracción fue un composite de matriz polimérica (PEI) (Belana et al., 1998; Echeverría et al., 1995) con refuerzo de tejido de fibra de vidrio tipo E: CETEX SS0303/8463 Glass Fabric Reinforced Polyetherimid. El material ha sido proporcionado por la empresa Ten Cate Advanced Composites en forma de planchas con unas dimensiones de 480 x 480 mm y espesor de 1.6 mm. Las dimensiones de las probetas de tracción han sido de 200 x 10 mm atendiendo a la norma ASTM D-3039.

Los envejecimientos y daños realizados se han seleccionado previamente (García, 2002):

-Envejecimiento acelerado en cámara ambiental en condiciones de humedad relativa de un 95% y temperatura de 70°C, con un tiempo de permanencia de 360 horas (Karama et al., 1993).

-Envejecimiento térmico a 150°C durante 360 horas.

-Daño por impacto realizado en una torre de caída de peso instrumentada con percutor tipo Charpy con una energía de 5.07 J y con una masa de 0.690 kg.

-Daño por fatiga a una tensión máxima del 20% de la resistencia inicial a tracción para un número de ciclos de un millón (Ferreira et al., 1997)

Después de someter a las probetas a cada uno de estos envejecimientos y daños en un trabajo anterior (García, 2002), se determinaron las pérdidas de resistencia totales generadas después de someter probetas de un compuesto a todas las secuencias posibles obtenidas a partir de todas las combinaciones existentes entre los cuatro tipos de daño que se han seleccionado.

En este trabajo, el principal objetivo es diferenciar el efecto causado por cada uno de los daños por separado y su colaboración en el resultado final obtenido.

3. RESULTADOS

a)

En la figura 1 se muestra la evolución que presenta la resistencia a tracción del compuesto partiendo desde su resistencia original (representada en las figuras por el indicador "0") a medida que se va sometiendo a los diferentes procesos de daño, es decir los encadenamientos ITNF e INFT (cada letra indica un tipo de daño: I = impacto, T = temperatura, N = higrotérmico y F = fatiga). En la figura 1.a. se muestran los valores de resistencia residual tras I, IT, ITN e ITNF y en la figura 1.b. tras I, IN, INT e INTF.



Fig. 1 - Modificación de la resistencia en el material reforzado con fibra de vidrio para los encadenamientos ITNF e INFT.

Del análisis de ambas figuras (1.a. y 1.b.) se deduce que el daño por impacto resulta importante y el posterior daño térmico o higrotérmico se aprovecha de las grietas generadas por el anterior para consumar un daño cuantitativamente superior que obviamente, no se ve afectado por el tercero de ellos (Zaffaroni et al. 2000). En cambio, la posterior aplicación de la fatiga produce en ambos casos una última disminución de resistencia.

En la figura 2 se presenta la progresión de los daños dentro de los encadenamientos TNIF y TNFI.

La comparación de las figuras 2.a. y 2.b. muestra como los tres primeros daños T, N e I (2.a.) ó F (2.b.), prácticamente no generan pérdida de resistencia pero el tercero ha inducido unas grietas en el material que el cuarto daño (F(2.a.) e I(2.b.)) aprovecha para hacer crecer los defectos y disminuir de manera importante la resistencia.



Fig. 2 - Modificación de la resistencia en el material reforzado con fibra de vidrio para los encadenamientos TNIF y TNFI.

En las figuras 3.a y 3.b se representan las pérdidas sufridas por el material cuando el primer daño es el higrotérmico, es decir las secuencias NTIF y NFTI. En ambas se observa que al someter al material a este daño en primer lugar provoca una pérdida de resistencia, en el material, que luego no se ve modificada por el segundo y tercero (TI, fig. 3.a.; FT, fig. 3.b.) mientras que como ocurría en el caso anterior (figura 2) la aplicación en último lugar de la Fatiga (Whitworth, 2000) ó I (Davies et al., 1996) aprovecha los defectos generados previamente para hacer decrecer de forma importante la resistencia a tracción del compuesto.



Fig. 3 - Modificación de la resistencia en el material reforzado con fibra de vidrio para los encadenamientos NTIF y NFTI.

En las figuras 4. a) y b) se representan las variaciones de resistencia que se originan en las secuencias NTFI y NTIF, nuevamente el comportamiento es muy similar. Esto es, un descenso inicial importante tras el envejecimiento higrotérmico, un mantenimiento en los dos siguientes daños y un decremento de resistencia final tras el último daño (Impacto en la figura 4.a., y Fatiga en la figura 4.b.) cuando el defecto generado resulta cuantitativa y cualitativamente importante (Kessler et al., 1999).

a)



Fig. 4 - Modificación de la resistencia en el material reforzado con fibra de vidrio para los encadenamientos NTFI y NTIF.

4. CONCLUSIONES

La realización del daño por impacto de forma precedente al de fatiga resulta muy perjudicial desde el punto de vista de la resistencia final del compuesto independientemente del orden en el que se ejecuten los otros daños.

El orden en el que se ejecuten los daños higrotérmico y térmico no modifica el comportamiento final, puesto que está fuertemente condicionado por los daños mecánicos que resultan ser los más agresivos.

El daño combinado de los diferentes envejecimientos no supera en ningún caso la suma de las pérdidas provocadas por cada envejecimiento consideradas individualmente.

Normalmente son, para las secuencias seleccionadas, el primer y el último daño los que provocan mayor pérdida de resistencia. El primero es lógico porque esos daños fueron seleccionados con la condición de provocar una modificación importante en la resistencia del material y el último también es razonable puesto que se trata siempre de fatiga o impacto y estos dos daños mecánicos se aprovechan de los daños anteriores que han sido generados en el interior del composite.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por CICYT dentro del proyecto de investigación MAT 2000-0416.

REFERENCIAS

BELANA, J., CAÑADAS, J.C., DIEGO, J.A., MUDARRA, M., DIAZ-CANEJA, R., FRIEDERICHS, S., JAÏMES, C., SANCHIS, M.J. (1998). Physical Ageing studies in PEI Ultem 1000. *Polymer International*, *46*, *pp. 29-32*.

DAVIES, G. A.O., HITCHINGS, D., ZHOU, G. (1996). Impact damage and residual strengths of woven fabric glass(polyester laminates. *Composites Part A, 27 A, pp. 1147-1156*.

ECHEVERRIA, I., Su P-C., SIMON, S. L., PLAZEK, D. J. (1995). Physical Aging of Polyetherimide: Creep and DSC Measurements. *Journal of Polymer Science Part B. Polymer Physics*, *33*, *pp2457*.

FERREIRA, J. A. M., COSTA, J. D. M., RICHARDSON, M.O.W. (1997). Effect of notch and test conditions on the fatigue of a glass-fibre-reinforced polypropylene composite. *Composites Science and Technology*, *57*, *pp. 1243-1248*.

GARCIA, M. A. (2002). Tesis Doctoral. Universidad de Oviedo.

HULL, D. & CLYNE, T.W. (1987). An introduction to composite materials. Cambridge Solid State Science Series.

KARAMA, M., TOURATIER, M., PEGORARO, P. (1993). Tests of accelerated ageing of composite materials in shipbuilding. 9th ICCM, 5, PP. 532-539.

KESSLER, A., BLEDKI, A. K. (1999). Low velocity impact behaviour of glass-epoxy cross-ply laminates with different fiber treatments. *Polymer Composites, 20 (2),pp. 269-278.*

WHITWORTH, H.A. (2000). Evaluation of the residual strength degradation in composite laminates under fatigue loading. *Composite Structures, 48, pp. 261-264*.

ZAFFARONI, G., CAPELLETTI, C. (2000). Fatigue behaviour of Glass-Reinforced Epoxy Resin Submitted to Hot-Wet Aging. *Journal of Composites Technology & Research, 22 (4), pp. 207-212.*

Estudio comparativo del comportamiento mecánico de materiales compuestos de matriz termoplástica y refuerzo de fibras de vidrio y de carbono ante secuenciación de daño.

M. A. García, J. Viña

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Oviedo, España

L. Chacón

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Universidad Central de Venezuela.

A. Fernández-Canteli, A. Argüelles

Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, España

RESUMEN

Este trabajo se basa en el análisis de la degradación inducida en la resistencia última a tracción de dos polímeros, uno reforzado con fibra de vidrio y otro de carbono, ante la permutación de una secuencia constituida por daños mecánicos (fatiga e impacto) y físicos (humedad y temperatura). Resulta relevante la influencia que el tipo de refuerzo tiene en la pérdida de la propiedad mecánica evaluada, siendo ésta más acentuada y heterogénea en el caso del material reforzado con fibra de carbono.

1. INTRODUCCION

A lo largo de los últimos años se han ido haciendo hueco de forma progresiva nuevos materiales que frente a los tradicionales aportan características como rigidez y resistencia que los hacen más competitivos en ciertos sectores industriales. Estos se basan generalmente en otros clásicos, combinados o mejorados mediante tecnologías de procesamiento novedosas. Pese a estas cualidades, los materiales compuestos presentan un uso restringido en comparación con otros materiales estructurales tradicionales y su uso frecuente en aplicaciones de escaso nivel tensional disminuye, cuando no anula, su potencial y sus propiedades ventajosas frente a otras opciones. Según progresa el desarrollo de estos materiales, se añaden nuevas y desconocidas ventajas en lo que respecta a sus propiedades mecánicas. El objetivo del presente trabajo es la caracterización y análisis comparativo de dos materiales compuestos de idéntica matriz y con distinto tipo de refuerzo, ambos dispuestos en forma de tejido, en un caso fibra de vidrio y, en el otro, fibra

de carbono, analizando la influencia sobre determinadas propiedades mecánicas, de la acción de medios más o menos agresivos y algunos daños mecánicos que provocan un envejecimiento más o menos acelerado del material.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Los materiales analizados en este trabajo son los preimpregnados: CETEX SS0303/8463 Glass Fabric Reinforced Polyetherimid y CETEX CD0282/8463/T300 Carbon Fabric Reinforced Polyetherimid, constituidos por fibra de vidrio tipo E, en el primer caso, y fibra de carbono en el segundo, ambas dispuestas en forma de tejido y embebidas en una resina termoplástica del tipo PEI (polieterimida) (Argüelles et al., 1999). El tejido es del tipo 8H-Satin lo que implica un trenzado de una forma determinada tal como se presenta en la Figura 1.



Fig. 1- Estructura del tejido y disposición de las fibras.

Las características principales especificadas por el fabricante se muestran en la Tabla 1.

| Material | Densidad (g/cm ³) | Fracción volumétrica de fibra (%) | Absorción de humedad (%) | Espesor (mm) |
|-------------|----------------------------------|--------------------------------------|-----------------------------|--------------|
| SS0303/8463 | 1.73 | 67 | 0.3÷0.5 | 1.6 |
| CD0282/8463 | 1.51 | 58 | 0.3÷0.5 | 2.1 |

Tabla 1- Propiedades de los materiales objeto de esta investigación.

En este análisis se han realizado:

Dos tipos de envejecimiento: acelerado en cámara climática (70°C y 95% de H. R.) (Munson Mc-Gee, 1996) y con temperatura (150°C) (Bowles, 1999) con determinados tiempos de permanencia.

Dos tipos de daño mecánico: impacto realizado en torre de caída de peso con percutor tipo Charpy, para energías de 5.07 J (material reforzado con fibra de vidrio) y 2.76 J (material reforzado con fibra de carbono) y una masa constante de 0.690 kg (Benzeggagh y

Benmedakhene, 1995) y fatiga tras soportar un millón de ciclos a una tensión máxima del 20% de la resistencia residual a tracción (Henaff-Gardin y Lafarie-Frenot, 1992).

Después de someter las probetas a cada uno de estos envejecimientos y daños de forma secuencial, se han a ensayado a tracción según la norma ASTM D-3039. En dicha norma se especifica el método de ensayo a tracción para laminados de materiales compuestos de matriz plástica, reforzados con fibras continuas o discontinuas.

3. RESULTADOS

3.1 Resultados previos

En este apartado se presentan y discuten los resultados experimentales de los ensayos realizados, referentes a la variación de la resistencia a tracción de los materiales descritos en el apartado anterior tras someterlos a cada uno de los daños.

En la Figura 2 se presenta la resistencia residual a tracción obtenida para cada material y para los parámetros establecidos en cada daño, se ha representado en forma de barras de error los valores máximo, mínimo y medio de los cinco ensayos realizados para cada uno de los casos simulados.



Fig. 2 - Resultados obtenidos de la resistencia residual a tracción para todos los daños simulados expresados en %.

De la figura se puede deducir que para el material reforzado con fibra de vidrio el daño por impacto (energía de 5.07 J) tiene una incidencia similar en la resistencia a tracción que el envejecimiento realizado en cámara climática (70°C y 95% HR durante un periodo de exposición de 15 días) con pérdidas similares en torno al 12%. El envejecimiento realizado en estufa a 150°C durante igual período afecta en menor medida al material respecto a esta propiedad mecánica con una pérdida menor (7.76%). Respecto al daño por fatiga es el que presenta una pérdida de resistencia superior, con un 20.97%.

Para el material reforzado con fibra de carbono, la mayor pérdida de resistencia se produce para el envejecimiento térmico a 150°C, mostrando una disminución de un 24.4%. Para los otros envejecimientos (cámara y impacto) las pérdidas son similares y se sitúan en torno al 10%. El daño a fatiga provoca una pérdida inferior ($\cong 6$ %).

3.2 Resultados

En este apartado se presentan los resultados de la influencia de la permutación secuencial de daño en la resistencia última a tracción de los dos materiales compuestos analizados. Ambos poseen la misma matriz termoplástica PEI encontrándose reforzados con tejido de fibra de vidrio en un caso y de carbono en el otro. Posteriormente se han realizado todas las secuencias posibles incluyendo los cuatro tipos de degradación anteriormente expuestos, analizando la influencia que el orden de ejecución del envejecimiento tiene sobre la resistencia residual del material. A continuación en las Figura 3 y 4 se muestran los resultados obtenidos para cada una de las secuencias así como sus desviaciones.



Fig. 3 - Pérdida de resistencia en el material reforzado con fibra de vidrio para todas las secuencias consideradas.



Fig. 4 - Pérdida de resistencia en el material reforzado con fibra de carbono para todas las secuencias consideradas.

Los valores de la resistencia a tracción obtenidos en ambos materiales difieren enormemente, como no podía ser de otra manera, a pesar de tratarse de dos compuestos con idéntica matriz, un polímero termoplástico (PEI), puesto que la naturaleza del refuerzo dispuesto en forma de tejido con idéntica geometría es diferente en los dos casos. En el compuesto reforzado con fibra de vidrio la pérdida media de resistencia se sitúa en un valor del 28%, no presentándose para ninguna de las secuencias valores inferiores al 20%. En el material reforzado con fibra de carbono la media global es muy inferior, un 8.5%, es decir una tercera parte del valor obtenido para el compuesto reforzado con fibra de vidrio, además los valores obtenidos de resistencia son muy dispares, moviéndose en un intervalo que engloba valores de pérdida de un 22.1%, hasta ganancias de un 4.6%; en el material reforzado con fibra de vidrio, los valores son más uniformes tanto a nivel global de todas las secuencias que presentan pérdidas con valores comprendidos entre un mínimo de 20.5% y un máximo de 36.6%, como a nivel individual, la dispersión de valores para cada uno de los casos es inferior en el material reforzado con fibra de vidrio.

Inicialmente el sumatorio de las pérdidas individuales de cada uno de los daños alcanza valores similares para los dos materiales situándose por encima del 50% con una diferencia aproximada entre ellos de un 2.5%, mientras que debido a la combinación de daños el comportamiento descrito es completamente opuesto a éste, como queda descrito en el párrafo anterior.

En cuanto a la influencia del orden de cada uno de los daños en la secuencia, en el material reforzado con fibra de vidrio los peores efectos (pérdidas más acusadas de resistencia) se originan cuando el daño a fatiga se realiza en último lugar, por el contrario en el compuesto reforzado con fibra de carbono este mismo orden es el que presenta el efecto

más favorable. En este otro material las mayores pérdidas de resistencia se obtienen al realizar el impacto en última posición. En el material reforzado con fibra de vidrio varias secuencias presentan su media prácticamente coincidente o muy cercana a la general, en cambio en el reforzado con fibra de carbono sólo una de las secuencias presenta ésta característica.

4. CONCLUSIONES

Los daños provocados por la humedad y temperatura son menores que los daños generados mecánicamente (impacto y fatiga).

En general el comportamiento del material reforzado con fibra de carbono es mucho más impredecible y presenta dispersiones más importantes.

Ambos materiales presentan diferente sensibilidad a la fatiga marcando ésta el comportamiento del material, así en el material reforzado con fibra de carbono (en el cual la fatiga representa el menor daño a nivel individual) arrastra la media general de las secuencias hacia pérdidas menos acusadas, por el contrario, en el material reforzado con fibra de vidrio (mayor daño) desplaza la media a valores más elevados.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por CICYT dentro del proyecto de investigación MAT 2000-0416.

REFERENCIAS

ARGÜELLES, A., F. CANTELI, A., VIÑA, J., LIN, T. (1999). Comparación de las propiedades estáticas y dinámicas del PEI reforzado con fibra de vidrio o carbono tras prolongados envejecimientos. *III Congreso Nacional de Materiales Compuestos, MATCOMP'99 Benalmádena, Málaga*.

ASTM D 3039. Standard Test Method for Tensile Properties of Fiber-Resin Composites.

BENZEGGAGH, M.L. y BENMEDAKHENE, S. (1995). Residual strength of a glass/polypropylene composite material subjected to impact. *Composites Science and Technology* 55, pp 1-11.

BOWLES, K.J. (1999). Durability of Graphite-Fiber-Reinforced PMR-15 Composites Aged at Elevated Temperatures. *Journal of Composites Technology & Research* 21 (3), pp 127-132.

HENAFF-GARDIN, C. y LAFARIE-FRENOT, M.C. (1992). Fatigue behaviour of thermoset and thermoplastic cross-ply laminates. *Composites* 23, pp109-116.

MUNSON Mc-GEE, S.H. (1996). Effects of hygrothermal exposure on the mechanical properties of injection molded glass-fiber reinforced poly(phenylene sulphide). *Polymer Composites* 17 (3), pp 393-399.

G. Rus, R. Gallego

Departamento de Mecánica de Estructuras, Universidad de Granada, España S. Y. Lee NDE Lab, Department of Civil and Environmental Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Estados Unidos

RESUMEN

En este estudio se examina la identificación de defectos en materiales compuestos laminados anisótropos utilizando el método de los elementos de contorno. La utilización de ecuaciones integrales que sólo contienen términos de contorno reduce en uno la dimensión del problema, lo cual es particularmente importante en problemas tales como la mecánica de fractura. También es especialmente ventajoso evitar el mallado del dominio en problemas inversos puesto que desaparecen las perturbaciones por mallado y se simplifica el proceso.

Este trabajo focaliza en el concepto de identificabilidad, entendida bajo la siguiente estrategia de identificación. La evaluación no destructiva clásica se basa en el estudio del retraso en modelos simplificados de rayos de propagación de ondas elásticas. La interpretación de estos ensayos se hace sobre todo cualitativamente, con múltiples limitaciones, principalmente en los posibles ángulos de reflectores y geometrías del espécimen. En cambio, los modelos de medición de evaluación no destructiva, que fundamentan nuestro enfoque, abren la posibilidad de tomar en consideración el sistema completo medición-espécimen, y por tanto de interpretar cuantitativamente la señal recibida.

Aquí se estudia el efecto del ruido en las mediciones sobre la identificabilidad respecto a diferentes parámetros de diseño de materiales compuestos laminados. Los resultados encuentran buena correlación con los proporcionados por otros investigadores. Se han llevado a cabo estudios para varias configuraciones de lámina y condiciones de carga. En general, el comportamiento de materiales compuestos laminados con defectos es complicado e impredecible a priori. En este trabajo se pone de manifiesto la importancia de los ángulos de las fibras y su secuencia durante la detección de defectos.

1. INTRODUCCIÓN

Con el avance de la tecnología en materiales compuestos reforzados por fibra, se ha incrementado de modo significativo su uso en miembros estructurales, debido a méritos como su baja densidad, alta rigidez y resistencia. En consecuencia, se produce un aumento constante de la necesidad de una monitorización segura de tales estructuras sensibles y costosas, así como evaluación no destructiva y otros problemas inversos.

La primera aplicación del método de los elementos de contorno a materiales compuestos se debe a Cruse y Swedlow (1971). Más tarde, Cruse y Snyder (1975) extendieron la formulación al caso de grietas en espacios bidimensionales, y Cruse y Willson (1978) a tres dimensiones. La primera extensión a elasticidad dinámica en dos dimensiones fue desarrollada por Wang et al. (1996). Se pueden encontrar otras aplicaciones para elementos pegados en Young et al. (1992). Recientemente, Linguyn et al. (1998) analizaron su comportamiento micromecánico bidimensional usando el método de los elementos de contorno. En este trabajo, los conceptos previos se extienden a materiales anisótropos multilaminares, para después aplicarlo al problema inverso de identificación de defectos.

2. FORMULACIÓN PARA MATERIALES COMPUESTOS ANISÓTROPOS MULTILAMINARES

Con el objetivo de establecer definiciones, combinando la ley de Hooke y la transformación de coordenadas según los ejes del material, la relación esfuerzodeformación queda como,

$$\overline{\sigma}_{i} = l_{ij}\sigma_{i} = l_{ij}C_{ij}\varepsilon_{j} = l_{ij}C_{ij}l_{ij}^{T}u_{i} = \overline{C}_{ij}u_{ij} \quad u_{i} = \overline{a}_{ij}\overline{\sigma}_{j}$$
(1)

Con el objeto de analizar un material anisótropo multilaminado modelizamos la combinación de láminas simples del siguiente modo. Se procede a derivar las ecuaciones constitutivas que relacionan las fuerzas resultantes con las deformaciones del laminado. La ecuación (1) es válida para la lámina k en las coordenadas del problema. La integración de esfuerzos a través del espesor z requiere integración capa a capa. Por tanto, la resultante de la fuerza N_i vienen dadas por (donde n es el número de capas),

$$N_{i} = \sum_{k=1}^{n} \int_{x_{k}}^{x_{k+1}} \sigma_{i} dx = \sum_{k=1}^{n} \int_{x_{k}}^{x_{k+1}} \overline{C}_{ij} \varepsilon_{j} dx = A_{ij} \varepsilon_{j} \quad \varepsilon_{i} = \overline{A}_{ij} N_{j}$$
(2)

Para el análisis bidimensional de medios anisótropos generales, las soluciones fundamentales, necesarias para la implementación del método de los elementos de contorno, vienen dadas en la literatura. Hacemos uso de la formulación singular de

integrales de contorno, la cual relaciona los desplazamientos u_k con la tensiones p_k exclusivamente en el contorno. La ecuación resuelve un problema de elasticidad si se insertan las soluciones fundamentales mencionadas en p_k^i y u_k^i . Se usa un esquema de discretización conforme con elementos cuadráticos, integración de Gauss de 8 puntos tras una regularización, y una estrategia de colocación desplazada.

$$c_{k}^{i}(y)u_{k}(y) + \int_{\Gamma} \left[p_{k}^{i}(y;x)u_{k}(x) - u_{k}^{i}(y;x)p_{k}(x) \right] d\Gamma(x) = 0$$
(3)

3. IDENTIFICABILIDAD Y PROBLEMA INVERSO

El concepto de identificabilidad hay que definirlo en el contexto de la solución completa del problema inverso. Ésta representa la probabilidad de que la respuesta generada por un defecto destaque por encima del ruido y errores de medición, junto con una desviación de la realidad mínima. El modelo de elementos de contorno precedente se usa en una estrategia de solución de problemas inversos basada en la minimización de una discrepancia. En primer lugar el espécimen se carga con un caso de carga específico para provocar una deformación medible. La deformada estática se mide en diversos puntos y direcciones, cada uno de los cuales constituye una magnitud llamada medición. La detección se basa en la minimización de un residuo entre las mediciones en los sensores v^{exp} y las predicciones calculadas mediante este método v. Estas últimas son funciones de un conjunto de parámetros P_g que describe unívocamente el defecto.

La idea central de la solución de problemas inversos está en la minimización de un funcional de costo con respecto a los parámetros P_g , en nuestro caso las coordenadas de la posición del defecto de geometría elíptica, la longitud de ambos semiejes y su ángulo en radianes. El funcional de costo se define en un sentido de mínimos cuadrados. Si el vector residuo R es la diferencia entre mediciones y predicciones $R = v^{exp} - v$, la función residual es $L=1/2 R^T R$. En lugar de minimizar L, definimos una función de costo f como el valor a maximizar f = $-\log(L + \varepsilon)$.

4. RESULTADOS NUMÉRICOS

4.1 Metodología y validación de resultados

En este trabajo se utilizan dos modelos con diferentes casos de carga, como se muestra en la figura 1. Consisten en placas rectangulares de material compuesto laminado con cargas alineadas, lo que los convierte en problemas bidimensionales. Puesto que los defectos tienen rigidez despreciable, se pueden modelizar correctamente como agujeros elípticos de ángulo, tamaño y posición variables y a determinar. El material tiene un número variable de capas y secuencias específicas de ángulos (*cross ply* y *angle ply*). Se componen bien de fibra de grafito - epoxy (AS/3105) o fibra de vidrio - epoxy. La formulación de elementos de contorno descrita se ha validado comparándola con otra para materiales isótropos,



dando buenos resultados.

Fig. 1 – Descripción de los modelos. Izquierda: caso de carga 1, derecha: caso de carga 2.

4.2 Efecto del ruido

En este apartado se examina la identificabilidad mediante el análisis del funcional de costo f frente a los parámetros de diseño, incluyendo errores de medida o ruido. La figura 2 muestra los valores de f conforme se varía el ángulo de rotación del defecto, para valores crecientes del ruido. Se puede determinar que la fibra de vidrio proporciona algo más de sensibilidad, lo que se nota en que en las curvas de 2% y 5% de ruido es posible encontrar el máximo para este material. Un algoritmo de búsqueda tendrá más facilidad de encontrar un máximo simplemente por tener un pico mayor que los valores vecinos, a parte de estar más cerca del valor real. Una observación interesante en grafito es que f muestra un máximo secundario, que puede llevar a identificar un ángulo falso.



Fig. 2 – Ruido en las mediciones. Ángulo de rotación. Carga 1 [45/0]_s. Izquierda: fibra de vidrio - epoxy, derecha: fibra de grafito - epoxy.

4.3 Cross-ply

La figura 3 muestra el funcional de costo frente al semieje horizontal del defecto con diferentes ángulos de fibra del material. Los modelos con fibras a 30° y 45° son fáciles de monitorizar en el caso de carga 1, mientras que con 90° es muy difícil. Esto se observa por los bajos valores de la función de costo, que la hará sobresalir menos cuando aparezca ruido en mediciones. Es también notorio que el caso de carga 2 es menos sensible a la configuración de las fibras que el 1, haciéndolo más fácil de monitorizar.



Fig. 3 – Ruido 0%. Fibra de grafito – epoxy, semieje horizontal, [45/-45]_s. Izquierda: caso de carga 1, derecha: caso de carga 2.

4.4 Angle-ply

La figura 4 estudia el ángulo de rotación en este tipo de configuraciones. En la figura, [60/45] y [60/45/60] presentan la mayor identificabilidad en contraposición a [60/0] y [60/0/60]. También se puede notar un máximo secundario (a 1 – 1.5 radianes), que aparece en distintas posiciones según el ángulo, lo cual está íntimamente relacionado con la naturaleza anisótropa de los materiales compuestos.



Fig. 4 – Ruido 0%. Fibra de grafito – epoxy, ángulo de rotación, caso de carga 2. Izquierda: [60/a]_s (a=0-90°), derecha: [60/0/60].

4.5 Combinación de parámetros

En la figura 5 se muestran perspectivas para la variación del funcional de costo f con dos parámetros al mismo tiempo. Se puede percibir cierta correlación entre los parámetros, lo cual hace más difícil encontrar la posición exacta fuera del eje de mayor altura. En contraposición, es más fácil distinguir la posición en la dirección perpendicular a ésta.



Fig. 5 – Combinación de parámetros de posición horizontal y vertical. Fibra de grafito ' epoxy, 4 capas, caso de carga 1. Izquierda: ruido 2%, derecha: ruido 0%.

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una técnica para resolver el problema inverso de identificación de defectos en materiales compuestos anisótropos. Para la simulación numérica se ha utilizado el método de los elementos de contorno. La técnica se implementa para materiales compuestos de varias secuencias para comparar los resultados obtenidos con diferentes niveles de ruido y casos de carga. En los resultados numéricos se observa que el número de capas no afecta de modo significativo a la identificabilidad del tamaño y posición de defectos, pero sí que lo hacen el diseño de la carga y el nivel de error y ruido en las mediciones. Se puede concluir que es importante tener en cuenta la relación del ángulo de las fibras con el caso de carga para el éxito de la identificación de defectos y para un diseño preciso y seguro de un sistema de evaluación de defectos, e incluso tenerlos en cuenta para el diseño de materiales compuestos.

AGRADECIMIENTOS

Deseamos agradecer a la Fundación Fulbright y al Ministerio de Educación, Cultura y Deporte la beca postdoctoral FU2002-0442 su respaldo a este trabajo.

REFERENCIAS

CRUSE, T.A., SWEDLOW, J.L. (1971). *Interactive program for analysis and design problems in advanced composites technology*. Report AFML-TR-71-268, Carnegie-Mellon University, 1971.

LINGUYN, P., DANIEL, O.A., FRANK, J.R. (1998). Boundary element analysis for composite materials and a library of green's functions. Comp. Struct., 66(5):685--93, 1998.

RUS, G. (2001). *Numerical methods for nondestructive identification of defects*. PhD thesis, Universidad de Granada, E.T.S.I. Caminos, C. y P., Junio 2001.

RUS, G., GALLEGO, R. (2002). *Optimization algorithms for identification inverse problems with the boundary element method*. EABE, 26(4):315--327, 2002.

SNYDER, M.D., CRUSE, T.A. (1975). Boundary-integral equation analysis of cracked anisotropic plates. Int. J. Fract., 11(2):315--28, 1975.

WANG, C.Y., ACHENBACH, J.D., HIROSE, S. (1996). *Two-dimensional time domain bem for scattering of elastic waves in solids of general anisotropy*. International Journal of Solids and Structures, 22(26):3843--3864, November 1996.

WILSON, R.B., CRUSE, T.A. (1978). *Efficient implementation of anisotropic three dimensional boundary integral equation analysis.* Int. J. Numer. Meth. Engng., 12(9):1383--97, 1978.

YOUNG, A., ROOKE, D.P., CARTWRIGHT, D.J. (1992). Analysis of patched and stiffened cracked panels using the boundary element method. Int. J. Solids Struct., 29(17):2201--16, 1992.

Simulación con elementos de descohesión de la deslaminación en modo mixto variable mediante un acoplamiento energético

J. Costa, A. Turón, N. Blanco, N. Gascons

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona,

España

P. P. Camanho

DEMEGI-SMAP, Facultad de Ingeniería, Universidad de Oporto, Portugal.

RESUMEN

El fenómeno de la deslaminación en los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras continuas es uno de los modos de daño más indeseado debido a su difícil predicción. Numerosos componentes estructurales presentan zonas locales particularmente proclives a su deslaminación (rigidizadores, refuerzos, co-curados, terminaciones de los laminados o "ply drop-offs", etc.).

Recientemente se ha puesto de manifiesto la capacidad de simular este fenómeno mediante elementos de descohesión de grosor inicial nulo. La ecuación constitutiva que rige estos elementos de descohesión se basa, por una parte, en un criterio de iniciación que tiene en cuenta el acoplamiento de las componentes tensionales y, por otra, en la energía total de fractura que controla la propagación de la deslaminación.

En anteriores trabajos de P.Camanho, se ha mostrado la capacidad de este enfoque para simular ensayos de deslaminación en modo puro (I y II) y en modo mixto constante (ensayo MMB) (Camanho 2002 y 2003). En esta comunicación se presenta una metodología termodinámicamente consistente para simular el crecimiento de grieta en una situación en la que la relación de modos cambia a medida que progresa la grieta, tal como ocurre con la progresión de la deslaminación en componentes estructurales reales.

1. INTRODUCCION

La ausencia de herramientas de diseño capaces de simular eficientemente el fenómeno de la deslaminación en materiales laminados de compuestos de matriz polimérica es uno de los inconvenientes de su utilización. En los últimos años se han realizado diversos trabajos científicos en esta dirección. Los primeros se basaban en un criterio que promediaba las tensiones normales en la vecindad de la zona a delaminar (Whitney, 1994). Éstos modelos y otros similares desarrollados más recientemente permiten identificar el punto de inicio de

la deslaminación pero no simular su progresión. Por otra parte, los métodos variacionales (Schoeppner, 1998) o los métodos basados en el crecimiento virtual de la grieta (*Virtual Crack Closure Technique, VCCT*) (Rybicki, 1977) permiten simular la progresión de la grieta a partir de la asunción de una grieta inicial. Finalmente, los elementos de descohesión están siendo utilizados ampliamente en centros como el Imperial College (UK) (Alfano, 2001), NASA (USA) o Universidad de Porto (Portugal) (Camanho, 2002 y 2003). El presente trabajo parte del desarrollado por P. Camanho y C. Dávila (Camanho, 2002 y 2003) sobre la simulación de la deslaminación en experimentos en que la grieta progresa en modo constante, ya sea éste modo puro, I o II, o modo mixto. La ecuación constitutiva utilizada por estos autores se extiende en este trabajo para contemplar, mediante un acoplamiento energético termodinámicamente consistente, la posibilidad de que el modo de fractura varíe a lo largo de la progresión de la grieta, tal como sucede en la mayoría de los casos reales.

2. ECUACIÓN CONSTITUTIVA PARA EL ELEMENTO DE DESCOHESIÓN

2.1 Generación de la ecuación constitutiva

La ecuación constitutiva de los elementos de descohesión está basada en el acercamiento de zona cohesiva de Dugdale y Barenblatt (Barenblatt, 1962) y establece una relación tracción - desplazamiento como la indicada en la figura 1. En ella, el subíndice *m* hace alusión a una cierta relación de modos; es decir, existe una ecuación constitutiva para cada valor del índice *m*. Por otra parte, δ_m hace referencia a una norma de desplazamientos relativos calculada a partir de los desplazamientos relativos entre las dos caras de la grieta en las direcciones en el plano de la deslaminación, δ_1 y δ_2 , y perpendicular a ella δ_3 , según:

$$\delta_m = \sqrt{\delta_1^2 + \delta_2^2 + \langle \delta_3 \rangle^2} = \sqrt{\delta_{shear}^2 + \langle \delta_3 \rangle^2}$$
(1)

Para construir estas ecuaciones constitutivas se asumen las siguientes hipótesis. Primeramente, se supone que la rigidez de la parte no dañada de la ecuación es la misma para cualquier modo de propagación, K. En segundo lugar, se utiliza un criterio de iniciación del daño que contempla el acoplamiento de tensiones en las distintas direcciones, ecuación 2, el cual, determina el desplazamiento umbral para el inicio del daño en ese modo, δ_m^0 , a través de la rigidez inicial K.



Fig. 1 - Ecuación constitutiva, tracción – desplazamiento, para la progresión de la deslaminación en un cierto modo mixto *m* del elemento de descohesión

$$\left(\frac{\langle \tau_3 \rangle}{N}\right)^2 + \left(\frac{\tau_2}{S}\right)^2 + \left(\frac{\tau_1}{T}\right)^2 = 1$$
(2)

Donde *N*, *S* y *T* son las tensiones umbrales de inicio de deslaminación en las direcciones 3, 2 y 1 respectivamente. En general se asume S = T. Finalmente, el desplazamiento relativo para el cual se obtiene la total obertura de la grieta, δ_m^{f} , se obtiene a partir de imponer que la energía debajo de la curva debe igualarse a la energía crítica disponible para la fractura para ese modo en particular, G_{mC} . En el trabajo de Camanho (2003) puede encontrarse un desarrollo exhaustivo de las ecuaciones constitutivas tracción – desplazamiento así como detalles relativos a la integración numérica de estas ecuaciones constitutivas.

En relación a la energía crítica disponible para la fractura, G_{mC} , existen diversos ensayos experimentales que permiten su determinación experimental. Los más importantes son los ensayos DCB para modo I puro, G_{CI} , ENF para modo II puro, G_{IIC} , y MMB para una relación de modos particular, G_{mC} . A partir de estos ensayos es posible obtener expresiones fenomenológicas para determinar G_{mC} para un modo mixto no ensayado. Benzeggagh and Kenane (1996) proponen, por ejemplo, un criterio que introduce un parámetro experimental η y que consigue reproducir fielmente los valores experimentales:

$$G_{mc} = G_{Ic} + \left(G_{Ilc} - G_{Ic}\right) \left(\frac{G_{shear}}{G_I + G_{shear}}\right)^{\eta}$$
(3)

Con lo expuesto hasta el momento es posible generar el espacio tridimensional de ecuaciones constitutivas (τ_m , δ_m , m). Sin embargo, es también necesario contemplar lo que sucede cuando el desplazamiento sobrepasa el umbral de daño, tal como sucede con el desplazamiento δ_m^d en la figura 1. Si en la siguiente iteración la relación de modos se mantiene, mismo índice m, la ecuación constitutiva que determinaría la relación tracciones – desplazamientos sería la misma y el daño provocaría una disminución de la rigidez desde

el valor K hasta el valor K(1-d), donde d es la variable de daño. Podemos escribir entonces la ecuación constitutiva como:

$$\tau_{s} = D_{sr}\delta_{r}$$

$$D_{sr} = \begin{cases} \overline{\delta}_{sr}K & \delta_{m}^{\max} \leq \delta_{m}^{0} \\ \overline{\delta}_{sr}\left[(1-d) + d\frac{\langle -\delta_{3} \rangle}{-\delta_{3}}\right]K & \delta_{m}^{0} < \delta_{m}^{\max} \leq \delta_{m}^{f} \\ \overline{\delta}_{s3}\overline{\delta}_{3r}\frac{\langle -\delta_{3} \rangle}{-\delta_{3}}K & \delta_{m}^{\max} > \delta_{m}^{f} \end{cases}$$

$$d = \frac{\delta_{m}^{f}\left(\delta_{m}^{\max} - \delta_{m}^{0}\right)}{\delta_{m}^{\max}\left(\delta_{m}^{f} - \delta_{m}^{0}\right)} \quad d \in [0,1]$$

$$(4)$$

donde $\overline{\delta}_{sr}$ es la delta de Kronecker, δ_m el desplazamiento actual, δ_m^d el desplazamiento umbral para el inicio del daño y $\delta_m^{\max} = \max\{\delta_m^d, \delta_m\}$. En efecto, δ_m^{\max} es el nuevo desplazamiento umbral para el inicio del daño.

2.2 Variación de la relación de modos durante la progresión de la deslaminación

La ecuación constitutiva presentada anteriormente no presenta ninguna ambigüedad si se mantiene el mismo modo de progresión, sea este puro o mixto, entre una iteración y la siguiente. Sin embargo, en un caso general, la relación de modos variará a medida que la deslaminación progresa y será necesario realizar la siguiente iteración según una ecuación constitutiva distinta a la anteriormente utilizada. La cuestión a resolver es cómo trasladar el daño producido en una cierta relación de modos a la ecuación constitutiva de otro modo. Es decir, cómo afecta por ejemplo, el daño producido al progresar la grieta en modo de apertura al tornarse la progresión en modo de cizalla. Cabe tener en cuenta que la energía crítica disponible para la fractura varía acentuadamente entre $G_{\rm IC}$ y $G_{\rm IIC}$, siendo mucho mayor para el segundo caso.

Existen diversas posibilidades; Alfano y Crisfield (2001) utilizan una función en el espacio de desplazamientos relativos (δ_3 , δ_{shear}) cuyo umbral de daño aumenta al sobrepasar el desplazamiento relativo umbral en un modo particular. Este aumento en el umbral de daño en un modo concreto afecta, pues, al umbral de los demás modos de progresión de la deslaminación. Por otra parte, Camanho (2003) traspasa de una ecuación constitutiva a otra el desplazamiento relativo umbral de daño (δ_m^{max}). Este último enfoque puede ocasionar, por ejemplo, que en un modo particular el desplazamiento actual ocasione el inicio de la deslaminación (con el daño consiguiente) y que, al cambiar de modo, el δ_m^{max} sea menor que el nuevo δ_m^0 , es decir, que en la ecuación constitutiva de la nueva relación de modos nos encontremos en una situación sin daño.

Una tercera alternativa es la que se propone a continuación en términos de disipación energética. Ésta se basa en la hipótesis de considerar que la fracción de energía disipada al

iniciarse la deslaminación en un cierto modo se mantiene al cambiar de modo. Tal como lo muestra la figura 2, la energía disipada se puede expresar como una fracción, R ($0 \le R \le 1$), de la energía crítica disponible para la fractura en un modo particular (m_1), G_{m1C} . Al cambiar a un modo m_2 la energía disipada obedecerá al mismo factor de reducción, $R \cdot G_{m2C}$. Este acercamiento es termodinámicamente consistente puesto que el factor de disipación siempre aumenta.

Con esta hipótesis, la determinación del umbral de daño, δ_m^d , resulta de la fracción de energía disipada hasta el momento:

$$\delta_m^d = \delta_m^0 + R \left(\delta_m^f - \delta_m^0 \right) \tag{5}$$

Por otra parte, una vez alcanzada la convergencia en una cierta iteración, el factor R se puede evaluar a partir de relaciones geométricas sencillas:

$$R = \begin{cases} \max\left(0, 1 - \frac{\delta_m^f - \delta_m^{\max}}{\delta_m^f - \delta_m^0}\right) & \delta_m^f > \delta_m^{\max} \\ 1 & \delta_m^f \le \delta_m^{\max} \end{cases}$$
(6)



Fig. 2 - Disipación de energía en la ecuación constitutiva al producirse el inicio de la deslaminación. Evaluación del factor de disipación, *R*

Esta metodología para traspasar el daño de una ecuación constitutiva a otra ha sido implementada en la formulación de un elemento finito de descohesión de espesor nulo definido por el usuario en el programa comercial ABAQUS. Los detalles de definición del elemento finito pueden encontrarse en el artículo de Camanho (2003). Con dicho elemento se han elaborado las simulaciones que se presentan a continuación.
3. COMPROBACIÓN EXPERIMENTAL

La potencialidad de la estrategia comentada en la sección anterior debería ser contrastada con ensayos experimentales de deslaminación en los que la relación de modos evolucionara claramente durante la progresión de ésta. Sin embargo, no existen ensayos normalizados de este tipo y los que parecen obedecer a este criterio de variación de modos están todavía siendo investigados (Blanco, 2003). Otra alternativa para validar el modelo propuesto consistiría en simular ensayos sobre componentes estructurales sometidos a solicitaciones de diseño, en cuyo caso, la progresión de la grieta se realizaría a modo no constante. En la actualidad, no obstante, no se dispone de valores experimentales para ser contrastados con el modelo.

Por todo ello, se ha utilizado el modelo para simular ensayos experimentales sin variación teórica de modos. Éstos fueron realizados en los laboratorios de NASA e incluyen ensayos DCB, ENF y MMB con diferente relación de modos. En la figura 3 se observa un buen ajuste entre los resultados obtenidos experimentalmente y la predicción utilizando el elemento de descohesión formulado por Camanho (2003) modificado con la ecuación constitutiva presentada en el apartado 2.



Fig. 3 – Simulación y datos experimentales de la relación carga-desplazamiento para los ensayos DCB (modo I), ENF (modo II), MMB ($G_{II}/G_T = 20 \text{ y } 50\%$)

La tabla 1 a su vez, muestra los valores más representativos de los ensayos realizados, comparándolos con los valores de la simulación.

| Relación de modos | Carga | Error | |
|-------------------|----------------|------------------|-------|
| GII/GT | Predicción [N] | Experimental [N] | % |
| 0% (DCB) | 153.6 | 147.5 | 4.2% |
| 20% (MMB) | 99.9 | 108.1 | -7.6% |
| 50% (MMB) | 271.1 | 275.3 | -1.6% |
| 100% (ENF) | 697.1 | 748.4 | -6.9% |

Tabla 1 – Resumen y comparación de los valores más característicos experimentales y producto de la simulación de los ensayos presentados en la figura 3

4. CONCLUSIONES Y CONTINUACIÓN DEL TRABAJO

En esta comunicación se ha presentado una contribución a la formulación de elementos finitos de descohesión de espesor nulo destinados a la simulación del fenómeno de la deslaminación en materiales compuestos. La simulación de la deslaminación mediante un elemento de descohesión puede considerarse como un modelo fenomenológico teniendo en cuenta que el modelo parte de los valores experimentales de la energía crítica disponible para la fractura (G_C) para modos concretos. El presente trabajo contribuye a esta herramienta de simulación, planteando una formulación que permite pasar el daño alcanzado en un cierto modo a otro modo distinto. Ello se lleva a cabo suponiendo que se mantiene la misma fracción de energía disipada.

El hecho de plantear el modelo en términos energéticos obedece también a la continuación que se espera dar a este trabajo. En efecto, el planteamiento presentado está orientado a extender las capacidades de esta herramienta de simulación al fenómeno de la deslaminación por fatiga. En este caso, se introducirá el daño por fatiga como un cierto factor de disipación por ciclo de carga – descarga.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la DGICYT mediante contrato: MAT 2000-0741-C02. El segundo autor agradece la beca BR01/09 concedida por la Universidad de Girona.

REFERENCIAS

ALFANO,G. AND CRISFIELD,M.A. (2001). Finite Element Interface Models for the Delamination Analysis of Laminated Composites: Mechanical and Computational Issues, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 50: 1701-1736.

BARENBLATT, G.I. (1962). Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Failure, *Advances in Applied Mechanics*, 7.

BLANCO, N. GAMSTEDT, E.K., ASP L.E., COSTA J. (2003), Mixed Mode Fatigue Delamination in Composite Laminates, International Journal of Solids and Structures, *enviado*.

CAMANHO P.P., C.G. DÁVILA C.G., DE MOURA M.F., Numerical Simulation of

Mixed-Mode Progressive Delamination in Composite Materials, in press, *Journal of Composite Materials*, 2003.

CAMANHO P.P., DÁVILa C.G., Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials, *NASA-Technical Memorandum* 211737, *National Aeronautics and Space Agency*, U.S.A., 2002.

RYBICKI,E.F. AND KANNINEN,M.F.(1977). A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modi .ed Crack Closure Integral, *Engineering Fracture Mechanics*, 9:931-938.

SCHOEPPNER, G.A. AND PAGANO, N.J. (1998). Stress Fields and Energy Release Rates in Cross-ply Laminates, *International Journal of Solids and Structures*, 11:1025-1055.

WHITNEY, J.M. AND NUISMER, R.J. (1974). Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations, *Journal of Composite Materials*, 8:253-265.

B. Corbellá, J. A. Mayugo, J. Renart, D. Trias

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona,

España

S. Oller

Departamento de Resistencia de Materiales, Universidad Politécnica de Cataluña, España

RESUMEN

Es conocido que en elementos mecánicos sometidos a cargas cíclicas se produzca el fallo a valores de tensión inferiores a los obtenidos mediante pruebas estáticas, ese fenómeno es conocido como fatiga del material. En esta comunicación se propone presentar un modelo general de regresión de la vida a fatiga en casos de esfuerzos uniaxiales de un material compuesto. A partir de una serie de ensayos a fatiga a diferentes coeficientes de reciprocidad (a tracción-tracción, tracción-compresión y compresión-compresión), y para un material determinado, se pretende caracterizar totalmente el comportamiento a fatiga del material. Para ello se formulan unas curvas de esperanza de vida, o curvas S-N, que tengan en cuenta tanto las variaciones estadísticas de los resultados experimentales como el efecto que producen los cambios de las características de la tensión cíclica sobre la vida del a los efectos de la tensión media y a los distintos material compuesto: sensible comportamientos que aparecen cuando la tensión cíclica pasa de tracción-tracción a tracción-compresión y a compresión-compresión. Combinando este modelo de regresión de los resultados experimentales aquí presentado y un modelo de predicción de vida a fatiga, es posible estimar la vida a fatiga de componentes estructurales en servicio sometidos a cargas cíclicas.

1. FENÓMENO DE LA FATIGA EN COMPOSITES

La ruptura de un compuesto reforzado con fibras largas causada por cargas cíclicas es un proceso progresivo en el que aparecen y se combinan distintos mecanismos de degradación del laminado. La aparición de pequeñas grietas en la matriz puede traducirse, según las características del laminado, en una propagación de estas grietas de forma que esto comporte una rotura de fibras en las zonas adyacentes y una deslaminación local entre las láminas.

El comportamiento a fatiga de cualquier material, y también de un polímero reforzado, no sólo depende del nivel máximo de tensión a que está sometido sino también al tipo de tensión cíclica que recibe. De todos los parámetros que definen la evolución temporal de la tensión cíclica se admite comúnmente que los valores de tensión máxima y mínima (σ_{max} y σ_{min}) y su cociente (el cual define el índice de reversión, $R = \sigma_{min} / \sigma_{mas}$) son los valores imprescindibles para su caracterización y, en cambio, otros como la frecuencia o la forma de la evolución temporal del ciclo de tensión puede considerarse que tienen una influencia más bien escasa. Otros parámetros que permiten identificar correctamente la tensión cíclica son la tensión media ($\sigma_m = \frac{1}{2} \cdot \sigma_{max} + \frac{1}{2} \cdot \sigma_{min}$) y la tensión alterna ($\sigma_a = \frac{1}{2} \cdot \sigma_{max} - \frac{1}{2} \cdot \sigma_{min}$). Se puede, a partir de estos parámetros definir un índice de reversión alternativo Q, $Q = \sigma_m / \sigma_a$.

En el modelo de regresión propuesto se usa para las formulaciones el índice de reversión Q, aunque comúnmente, en la mayoría de investigaciones, para la definición de la tensión cíclica es más usado el índice R. El índice Q presenta ciertas ventajas matemáticas como la de mostrar simetría y de no tener discontinuidades respecto variaciones de la tensión media (σ_m) lo que simplifica su manipulación numérica. En cambio, el tradicional índice R presenta valores muy dispares cuando σ_m es positiva o negativa (tracción o compresión), además presenta una discontinuidad importante en la zona de compresión. Esto no lo hace muy recomendable para ser implementado numéricamente ya que hace necesario el uso de condicionantes y genera imprecisiones en valores cercanos a las asíntotas.

La principal forma de representación de las características de la degradación a fatiga es la curva tensión-vida, o curva S–N. En ella se representa simplemente la tensión cíclica de amplitud constante, normalmente en función de la tensión máxima, que causa el fallo en un número de ciclos dado (N_f). Usualmente representa los valores medios de vida de una misma geometría (probeta) sometida a varias pruebas al mismo nivel de tensión cíclica. Este límite para las curvas S–N es conocido como límite de fatiga (o *endurance limit*) e indica que a niveles de tensión inferiores el material no falla por fatiga. En materiales compuestos el número de ciclos para llegar a esta zona es muchas veces tan elevado que prácticamente no existe experimentación en esta zona, por lo tanto se desconoce muchas veces si existe un límite a la fatiga. Las curvas S-N normalmente están definidas para la tensión máxima y toman como valor inicial la resistencia cuasi-estática S_U . Son curvas siempre decrecientes hasta llegar al valor S_e en materiales que tienen límite de fatiga.

La curva S–N muestra la percepción natural de la fatiga en término de resultados experimentales, pero, en cambio, no proporcionan indicaciones sobre la disminución de la rigidez, el mecanismo de daño, la presencia de grietas o de cambio en las características de los materiales debido al proceso de degradación por fatiga. Aún así es un punto de partida útil para el diseñador. Prestando la debida atención a los aspectos estadísticos de la generación de los datos, le permite asociar una probabilidad de fallo a un cierto nivel de

tensiones. Sólo con esta información es posible diseñar una pieza sometida a fatiga, muchos diseñadores lo prefieren así, sin tener en consideración el mecanismo de daño subyacente (Harris, 2001).

Existen infinidad de funciones de regresión que pueden ser utilizadas para interpolar estos resultados. En la tabla 1 se presentan algunas de las formulaciones: *a*) curva lineal en representación semi-logarítmica [S-log(N)], *b*) curva bi-lineal en representación semi-logarítmica [S-log(N)], *c*) curva lineal en representación logarítmica [log(S)-log(N)], *d*) curva exponencial, y *e*) curva exponencial formulada por Oller-Salomon (Oller *et. al.*, 2001).

1.1. Efecto de la tensión media en la vida a fatiga

Se comprueba experimentalmente que para cargas que provoquen igual tensión máxima y distinta tensión mínima la degradación por el fenómeno de la fatiga es menos acusada en la tensión donde la componente media es más importante y, en consecuencia, donde la componente alterna tiene menor peso. De hecho, cuando la componente de la tensión cíclica alterna es muy pequeña (R tiende a +1 y Q a + ∞), la degradación por fatiga debido a tensiones cíclicas es prácticamente inexistente y la disminución del límite de resistencia es nula. Dado que el valor de la resistencia varía dependiendo del valor medio de la tensión cíclica se hace necesario que las curvas S-N presentan distinta forma para el mismo material. Para representar el comportamiento global del material se necesitan toda una familia de curvas S-N en función de la componente media que tenga cada tensión cíclica. En la figura 1 se muestra como para tensiones medias positivas ($\sigma_m > 0$), la vida de un material sometido a tensiones cíclicas de características constantes se puede mostrar dependiente de su nivel de tensiones máximas y de su índice de reversión con una familia de curvas S-N.



Fig. 1 – Familia de curvas S-N. Proporcionan la esperanza de vida para distintos niveles de carga y distintos índices de reversión.

1.2. Efecto del límite de resistencia a compresión

Las curvas S-N del anterior apartado sólo comprueban que no se supere la resistencia máxima y se produzca la rotura a tracción. Esto no permite un tratamiento integral de todas las cargas cíclicas ya que estas pueden generar esfuerzos con tensiones a compresión y, en consecuencia, que provoquen la rotura por superación de la resistencia a compresión. Considerando que un material tiene un límite de resistencia a tracción y uno a compresión se observa que la rotura puede sobrevenir: *(i)* cuando el nivel de tensión máxima se iguala al límite de resistencia a tracción ($S_T = \sigma_{max}$), o bien, *(ii)* cuando el nivel de tensión mínima se iguala al límite de resistencia a compresión ($S_C = \sigma_{min}$). Tal y como se muestra en la figura 2, para una tensión cíclica tracción-compresión, esto sucederá de un modo u otro dependiendo de la evolución de los límites de resistencia en función del índice de reversión de la tensión aplicada.



Fig. 2 – Tensiones de amplitud constante que superan el límite de resistencia a tracción (derecha) y el límite de resistencia por compresión (izquierda)

Un esfuerzo cíclico tracción-tracción superará el límite por tracción. Una tensión compresión-compresión lo hará por compresión. En cuanto a las tensiones cíclicas tracción-compresión lo pueden hacer de las dos formas dependiendo de las características de la tensión cíclica (índice $R \circ Q$) y del comportamiento del material. Los niveles de tensión media se pueden medir por el índice de reversión, por lo tanto es posible definir un *índice de reversión crítico* (Q^*) donde los límites de resistencia a tracción y a compresión se igualan en el mismo momento a la tensión máxima y mínima del ciclo de cargas respectivamente. El valor de Q^* siempre tomará un valor acotado entre -1> Q^* >+1. Desafortunadamente no existe una expresión que permita conocer a priori en una tensión cíclica con un índice Q perteneciente al intervalo (-1,+1) si se supera el límite a tracción o a compresión. Este mismo problema aparece en la fase de obtención experimental de las curvas S-N. De hecho al construir estas curvas se conoce el valor de vida en número de

ciclos asociado una determinada tensión cíclica T-C. Pero se desconoce si se ha llegado a este valor por fallo a tracción o a compresión.

2. CURVAS S-N PARA TRACCIÓN Y COMPRESIÓN GENERALIZADAS

En este apartado se define una generalización de la representación de las curvas de esperanza de vida S-N que logra una caracterización total de comportamiento a fatiga del composite. Permite determinar si el material rompe por tracción o por compresión y además es sensible a los distintos niveles de componente media (o distintos índices de reversión Q). Para detectar si con una tensión cíclica lleva al límite de resistencia a tracción o a compresión es necesario definir curvas S-N tanto para las tensiones máximas, que permite definir perfectamente la superación del límite de resistencia a tracción (S_T), como curvas S-N para las tensiones mínimas para detectar la rotura por superación del límite a compresión (S_C). Las dos familias de curvas pueden representarse (figura 3) como dos superficies en el espacio { σ -Q-N}. Una superficie es representativa de la evolución de S_T definida en el dominio donde aparezcan tensiones máximas positivas (desde Q=-1 hasta Q=+ ∞) y otra representativa de S_C definida en el dominio de tensiones con componentes mínimas negativas (desde Q=+1 hasta Q=- ∞).



Fig. 3 – Superficie $S_T(\sigma_{max}, Q, N)$ de la resistencia a tracción para tensiones máximas y superficie $S_C(\sigma_{min}, Q, N)$ de la resistencia a compresión para tensiones mínimas.

Dado que la tensión máxima (σ_{max}) y la tensión mínima (σ_{min}) no son independientes del índice de reversión se puede obtener una relación entre las tensiones máximas y mínimas en función del índice Q. Estas tensiones también se pueden relacionar con la componente

alterna y media mediante las expresiones $\sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_m$ y $\sigma_a = \sigma_{min} + \sigma_m$. Sabiendo que $Q = \sigma_m / \sigma_a$ se puede obtener la expresión para el límite de tracción y para el límite de compresión en función de las componentes medias y alternas de la tensión cíclica

$$S_T(\sigma_a, \sigma_m, N) = -\sigma_m + S_T(\sigma_{\max}, Q, N)$$
(1)

$$S_C(\sigma_a, \sigma_m, N) = +\sigma_m - S_C(\sigma_{\min}, Q, N)$$
⁽²⁾

El valor mínimo de las dos superficies define el valor de resistencia global $S(\sigma_{a,}, \sigma_{m}, N)$. La intersección entre las funciones (1) y (2) define el valor del índice de reversión crítico Q^* en función de σ_a y σ_m . Su evolución se puede percibir gráficamente en la figura 4. La intersección de las dos superficies coincide con el máximo de la función ($\sigma_{a,}, \sigma_m, N$) ya que la resistencia a tracción $S_T(\sigma_m, \sigma_a, N)$ es positiva decreciente y $S_C(\sigma_m, \sigma_a, N)$ es positiva creciente.



Fig. 4 – Superficie S_T de la de resistencia a tracción y superficie S_C de la resistencia a compresión para tensiones alternas en función de la σ_m y el número de ciclos

Las superficies S_T y S_C de la figura 5 pueden proyectarse sobre el plano vertical σ_m - σ_a obteniéndose las típicas *curvas de vida constante*. En la figura 5 se observa de forma esquemática una representación de este tipo. Obsérvese que las curvas que definen las resistencias estáticas en el plano σ_m - σ_a pasan a ser dos rectas.



Fig. 5 – Curvas de vida constante $S(\sigma_m, \sigma_a)$ de la resistencia.

3. OBTENCIÓN EXPERIMENTAL DE LAS CURVAS S-N GENERALIZADAS

Para caracterizar correctamente un modelo de predicción de vida es importante conocer tanto la evolución de la resistencia a tracción (S_T) como de la resistencia a compresión (S_C). No obstante, durante la experimentación a fatiga, en alto número de ciclos, es prácticamente imposible registrar durante el ensayo si en una probeta, sometida a tensión cíclica de tracción-compresión, se origina la rotura final por tracción o compresión. La mayoría de autores que definen una función S-N generalizada (Harris, 2001) realizan una sola regresión experimental de las resistencias para todo el dominio de tensiones cíclicas sin discernir el fallo a tracción y el fallo a compresión.

En este trabajo se propone dividir la curva de vida en dos partes y realizar la regresión de los valores experimentales independientemente para obtener la resistencia a tracción y la resistencia a compresión separadamente. La resistencia a tracción, $S_T(\sigma_{max}, Q, N)$, debe formularse a partir de la tensión máxima, el índice de reversión Q y el número de ciclos para valores de Q donde aparezcan tensiones máximas a tracción, es decir $Q \in (-1, +\infty)$. La resistencia a compresión, $S_C(\sigma_{min}, Q, N)$, se formula a partir de la tensión mínima, el índice de reversión Q y el número de ciclos definida para valores de Q donde aparezcan tensiones mínimas a compresión, es decir $Q \in (-\infty, 1)$.

Como se comenta en el apartado anterior, una curva de vida representada en el plano σ_m - σ_a representa de hecho los dos límites de resistencia: *i*) la zona con pendiente positiva de resistencia por tensión mínima a compresión, a la izquierda del punto crítico en el diagrama, y *ii*) la zona con pendiente negativa de resistencia por tensión máxima a tracción, a la derecha del punto crítico. Por lo tanto, se pueden separar las roturas por

compresión de las roturas por tracción observando su evolución en el plano σ_m – σ_a . La metodología propuesta para obtener las curvas S-N generalizadas a partir de los resultados de un completo programa de ensayos que incluyan distintos niveles de tensión y distintos valores de reversión Q (o R) consta de:

- *i)* Representar los valores experimentales de resistencia-vida mediante curvas de vida constante en el plano $\sigma_m \sigma_a$, o bien en una representación en el espacio { $\sigma_m \sigma_a N$ }.
- *ii)* A partir de esta representación identificar los valores de tensión cíclica crítica que separa la resistencia a tracción de la resistencia a compresión. Son los valores máximos para cada valor de N, es decir, los valores máximos las *curvas de vida* en el plano σ_m – σ_a .
- *iii)* Separar los puntos experimentales en dos grupos. Uno característico de las resistencias a tracción y otro característico de la resistencia compresión.
- *iv)* Realizar una regresión separadamente de los dos grupos de datos experimentales para obtener dos funciones de resistencia S-N generalizadas.

Para realizar la regresión de estos datos experimentales, y obtener las evoluciones S-N para la resistencia a tracción y la resistencia a compresión, existen distintas alternativas entre ellas utilizar familias de regresiones unidimensionales S-N lineales o no-lineales, o bien, regresiones bidimensionales lineales en el espacio S-Q-N.

3.1. Familias de regresiones unidimensionales en el plano S-N

Se toman regresiones de la función de S-N para cada índice de reversión constante (Q) de este modo se obtiene una familia de curvas S-N clásicas, pudiéndose realizar las regresiones según la formulación deseada, por ejemplo las presentadas en la tabla 1. Los valores que definen estas regresiones (A, β , S^* y N^*) se parametrizan convenientemente, utilizando el método de los mínimos cuadrados para funciones no lineales univariantes, mediante un algoritmo de estimación iterativo, por ejemplo el desarrollado por Levenberg-Marquardt (1963).

Lineal en representación semi-
logarítmica
Lineal en representación logarít-
mica (
$$\beta$$
=1) o exponencial (β ≠1)
Exponencial formulada por Oller-
Salomon (2001)
S = S^{*} + (S_U - S^{*}) · [A] $\left(\frac{\log N}{\log N^*}\right)^{\beta}$ (5)
Der der Sussistencia e físice A er β conservéncement les de sincte (S* N*) cons

Donde: *S* resistencia a fatiga, A y β son parámetros experimentales de ajuste, (*S**,*N**) son un punto cualquiera conocido de la curva S-N que puede, si existe límite de fatiga, substituirse por (*S*_e, *N*_e).

Tabla 1 – Funciones S-N

3.2. Regresión bidimensionales S-Q-N

Se ajustan los puntos determinados experimentalmente mediante una regresión multivariable, las variables independientes son Q y N, el valor ajustado es S. La regresión utilizada es del tipo lineal o bien linealizable para obtener los mejores parámetros de ajuste de forma sencilla aplicando el método de mínimos cuadrados (Mongomery, 1997). Por ejemplo, una ecuación linealizable podría ser del tipo

$$S = \beta_0 + \beta_1 \cdot \log(N) + \beta_2 \cdot f(Q) + \beta_3 \cdot f(Q, N)$$
(6)

$$S = \beta_0 + \beta_1 \cdot X_1 + \beta_2 \cdot X_2 + \beta_3 \cdot X_3$$
(7)

Donde β_0 , β_1 y β_2 son los parámetros de ajuste y X_1 , X_2 y X_3 son las variables dependientes del número de ciclos (*N*) y del índice de reversión (*Q*) que permiten linealizar a la función de regresión (6) que es no lineal.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la DGICYT mediante contrato: MAT 2000-0741

REFERENCIAS

HARRIS, B. (2001). The fatigue behaviour of fibre-reinforced plastics and life prediction. En: FDEZ. CANTELI, A. et al. (ed.) *Materiales Compuestos 01*, AENAC, Gijón. pp. 3-42.

MARQUARDT, D., (1963). An Algorithm for Least Squares Estimation of Nonlinear Parameters, *SIAM J. Appl. Math*, 11, pp. 431-441.

MONTGOMERY, D.C. (1997). *Desing and analisys of experiments*. John Wiley&Sons, NY

OLLER, S. y SALOMON, K.T. (2001). Thermo-mechanical fatigue analysis using generalized continuum damage mechanics and the FEM. *Int. J. Numer. Meth. Engng.* (En Revisión).

Alternativas de cálculo a fatiga de componentes de compuesto sometidos a esfuerzos multiaxiales

J. Renart, M. Masó, J. A. Mayugo, P. Maimí, A. Turón

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona, España

RESUMEN

En esta comunicación se propone presentar dos propuestas alternativas al cálculo de fatiga durante la etapa de diseño en el análisis de componentes de compuesto. La degradación por fatiga de las propiedades del compuesto sometido a un estado de tensiones multiaxiales se simplifica modelizando únicamente la degradación de las propiedades del compuesto en la dirección del refuerzo, debido a que el refuerzo define el comportamiento estructural del compuesto. Una de las alternativas es la propuesta por el organismo certificador Germanisher Lloyd (GL) para el cálculo de fatiga de componentes estructurales de compuesto. El cálculo que propone se basa en la acumulación lineal del daño (regla de Miner-Palmgren) relacionando las cargas cíclicas con el número de ciclos a través de una ley de regresión logarítmica y la ley de Goodman modificada para tener en cuenta el efecto de la tensión media. Esta alternativa no distingue el comportamiento entre tensiones medias positivas y negativas. La segunda alternativa, desarrollada por los propios autores, intenta aproximarse mejor al comportamiento real de los materiales, además de ser sensible al efecto de la tensión media permite diferenciar la degradación cuando ésta es positiva o es negativa. Estas metodologías integradas en la mecánica de medios continuos permiten la acumulación de degradación a fatiga con tensiones cíclicas de características variables. Este modelo considera que el único efecto mecánico inmediato que produce la fatiga en un punto es una pérdida de su resistencia en función de la tensión cíclica y el número de ciclos a que está sometido dicho punto. Para el seguimiento de esta degradación se incorpora una variable interna asociada a la degradación por fatiga dependiente de la resistencia residual del material.

1. INTRODUCCIÓN

Es conocido que en elementos mecánicos sometidos a cargas cíclicas se produce el fallo a valores de tensión inferiores a los obtenidos mediante pruebas estáticas, ese fenómeno es conocido como fatiga del material. En esta comunicación se describe una metodología para el cálculo a fatiga de componentes de compuesto, donde se considera que el efecto mecánico que produce la fatiga en un punto es una pérdida de su resistencia en función de

la tensión cíclica y el número de ciclos a que esta sometido dicho punto. Esta pérdida de resistencia se basa en una acumulación daño (por ejemplo la regla de acumulación lineal de Miner-Palmgren).

Para la determinación de la perdida de resistencia se utilizan dos alternativas distintas. Una es la propuesta por el organismo certificador Germanisher Lloyd (GL) que considera el mismo comportamiento del material tanto para cargas cíclicas tracción-tracción como para cargas a compresión-compresión. La segunda alternativa, desarrollada por investigaciones de los propios autores, intenta ser más próxima al comportamiento real de los materiales, considerando diferentes evoluciones de la degradación según si la carga sea a tracción o a compresión.

2. DEFINICIÓN DE LAS CARGAS APLICADAS SOBRE EL MODELO

Las dos metodologías propuestas para su comparación, cuyo funcionamiento se describirá con más detalle en los apartados sucesivos, pueden tener en cuenta los efectos que provocan la aplicación de distintas cargas cíclicas de características variables que actúan simultáneamente sobre el mismo componente de compuesto y que presenten diferencias entre si tanto en amplitud, frecuencia y valor medio (ver figura 1).



Fig. 1 – Componente de compuesto sometido a cargas cíclicas con distintos parámetros.

Cada carga cíclica aplicada sobre el componente de compuesto se define mediante la suma de dos parámetros, una componente media de la carga estacionaria a lo largo del tiempo (F_m) y una componente alterna de la carga que varia en función del tiempo $(F_a(t))$.

$$F(t) = F_m + F_a(t) \tag{1}$$

La evolución temporal de la componente alterna de la carga se puede definir mediante una ecuación sinusoidal regulada a través de una serie de parámetros.

$$F_a(t) = F_a \cdot \sin(\omega \cdot t + \Phi) \tag{2}$$

Donde F_a es la amplitud de la carga alterna, ω la frecuencia y Φ el desfase inicial.

Durante la vida en servicio de un componente estas cargas pueden ir variando sus parámetros. En consecuencia, y sobretodo para vidas largas, es importante realizar una correcta gestión de la variación temporal de estos cambios en las cargas aplicadas. En la práctica se simula el proceso de fatiga real agrupando las cargas en bloques de número de ciclos donde se considera que los parámetros que la definen se mantienen constantes. Estos bloques de incremento de carga deben estar correctamente ordenados en el tiempo, ya que según que método de acumulación de la carga que se use la simulación es sensible a esta secuenciación. Por lo tanto, la historia de carga se define mediante una tabla donde para cada incremento de carga está asociado a un bloque de número de ciclos donde se especifican los valores de los parámetros que aparecen en las ecuaciones (1) y (2) para cada una de las cargas externas aplicadas.

3. MODELIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MATERIAL A LA FATIGA

La modelización propuesta del tratamiento de la fatiga que se presenta, para los incrementos de carga por bloques de ciclos de tensiones cíclicas, se puede desglosar en tres etapas básicas: *i*) caracterización de la tensión cíclica en cada punto del material, *ii*) obtención de la vida esperada al nivel de tensión cíclica actual mediante las curvas de vida S-N y *iii*) obtención de la degradación por fatiga para el incremento de carga al nivel de tensiones actual, a través de una variable de daño a fatiga (*D*) o de un factor de reducción de la resistencia estática (f_{red}).

3.1 Tensiones multiaxiales. Identificación de las características de la tensión cíclica

La degradación por fatiga multidireccional de las propiedades del compuesto se simplifica modelizando únicamente la degradación de las propiedades del compuesto en la dirección del refuerzo. Esta simplificación se puede argumentar debido a que el refuerzo define prácticamente el comportamiento estructural del compuesto. Por lo tanto, para identificar la tensión cíclica sobre un punto material sometido a tensiones multidireccionales se obtendrá cual es la tensión máxima y mínima, a que está sujeto este punto, en la dirección de la fase de refuerzo (identificada por la dirección 11). Para ello, se debe calcular para cada instante a lo largo de un ciclo de carga cual es el valor de las tensiones en la dirección 11 aparecen en el punto analizado. De este modo se define como valor máximo y el valor mínimo de la carga cíclica como

$$\sigma_{\max} = \max[\sigma_{11}^{i}] \qquad \qquad \sigma_{\min} = \min[\sigma_{11}^{i}] \qquad (3) \text{ y } (4)$$

Donde, σ_{11}^{i} es el valor de la tensión en la dirección de la fibra para cada instante de la evolución temporal de la tensión en un punto material

3.2 Curvas de vida en el plano S-N y curvas de vida constante

Con las curvas de vida S-N se obtienen algunas de las características de la función de la disminución de la *resistencia residual* que provoca una carga cíclica de características estacionarias (tensiones máximas y mínimas constantes).



Fig. 2 – Previsión de vida a fatiga para una tensión cíclica de características constantes.

Para un punto cualquiera de un material sometido a fatiga en el primer ciclo la resistencia residual es igual a la resistencia estática (punto A en el esquema de la figura 2), la curva de vida S-N también toma para N=1 el valor de la resistencia estática. Durante el proceso de degradación a fatiga la resistencia residual va disminuyendo hasta el instante de rotura del material, cuando la resistencia residual alcanza el nivel de tensión de la carga cíclica (punto B en la figura 2). Si la tensión cíclica ha mantenido unas características constantes este punto coincide con la vida esperada del material de la curva S-N. Por lo tanto, la curva de resistencia residual coincide en su inicio y en el punto de rotura con el valor de la curva de vida S-N asociada a la tensión cíclica de características invariables. Por lo tanto, las curvas de vida en el plano S-N relacionan el nivel de tensión de una carga de amplitud constante con el número de ciclos necesarios para llegar a la rotura del material (N_F).

Dado que la componente media de la tensión influye en la vida esperada se necesitan un conjunto de curvas S-N para caracterizar completamente el comportamiento del material. Esta misma información se puede representar mediante las curvas de vida constante en el plano σ_m - σ_a . Mediante este tipo de representación se puede observar como el material va cambiando de comportamiento dependiendo de la relación que haya entre la componente media y alterna de la carga cíclica (índice de reversión Q). Para un material compuesto

cualquiera la zona de tensiones cíclicas con componente media positiva difiere de la zona representativa de tensiones cíclicas con tensiones medias negativas (ver figura 3). Modelizando el comportamiento del material mediante dos familias de curvas (una asociada al límite de rotura a tracción y otras asociada al límite de rotura a compresión) es posible simular correctamente este comportamiento asimétrico del material (Mayugo *et. al.*, 2002).



Fig. 3 – Curvas de vida constante en el plano σ_m - σ_a de la resistencia a fatiga.

La alternativa de seguimiento de la degradación a fatiga propuesta por Germanisher Lloyd (1998) considera ciertas hipótesis que simplifican la distribución de las curvas S-N en función del índice de reversión. Por una parte se considera que el material tiene un comportamiento totalmente simétrico para tensiones medias positivas y negativas. Tanto en sus resistencias estáticas, la misma tensión a tracción S_{ut} que a compresión S_{uc}) como en la evolución de la degradación de las resistencias a tracción y a compresión. Además, en la distribución de las curvas S-N se considera la hipótesis de que se sigue la ley de Goodman modificada (1899). En la figura 4 se puede observar un diagrama de vida constante según la distribución de Goodman en un material con comportamiento simétrico de la degradación a fatiga.



Fig. 4 – Curvas de vida constante en el plano σ_m - σ_a según la ley de Goodman.

3.3 Curvas de resistencia residual. Función del factor de reducción

A partir de las curvas S-N (ver figura 3) es posible obtener la evolución de la *resistencia residual* (S_R) o el *factor de reducción* (f_{red}). El valor de f_{red} se definirá en cada punto como el cociente de la *resistencia residual* (S_R) entre la *resistencia inicial* (S_u). Algunos modelos de acumulación de la degradación a fatiga no usan el valor f_{red} , definen un índice de degradación a fatiga (D) que cumple las relaciones

$$D \equiv \frac{1 - f_{red}}{1 - \left(\frac{\sigma}{S_u}\right)} \qquad f_{red} = 1 - D \left[1 - \left(\frac{\sigma}{S_u}\right)\right] \qquad (5) \text{ y } (6)$$

Donde σ es la tensión actual y S_u es la resistencia estática del material. Ambos valores están acotados entre 1 y 0. El valor de D=0 y de $f_{red}=1$ indican que no existe degradación a fatiga. Los valores indicativos de un material está totalmente degradado son D=1 y $f_{red}=\sigma/S_u$.

La evolución de f_{red} ó de *D* pueden definirse mediante la *regla lineal de Miner* (Miner, 1945) o mediante cualquier otra función que presente un mejor ajuste con las evidencias experimentales (Mayugo et. al., 2002). Por ejemplo, las siguientes expresiones muestran la formulación de la regla de Miner para contemplar la degradación lineal del material a un cierto nivel de tensiones:

$$D = \frac{N}{N_F} \qquad f_{red} = 1 - \frac{N}{N_F} (1 - \frac{\sigma}{S_u}) \qquad (7) \text{ y } (8)$$

Donde N es el número de ciclos actuales y N_F el número de ciclos de vida a tensión actual. Si el nivel de tensiones cíclicas varía a cada incremento de carga la evolución de la resistencia residual ha de acumularse siendo sensible a estas variaciones y a su secuencia de aplicación. Esto se consigue manteniendo el nivel de resistencia residual invariable en el momento de cambio al próximo incremento de carga.

4. ESTRATEGIA DE AVANCE TEMPORAL

Para afrontar el análisis a fatiga no es viable realizar un seguimiento de toda la historia temporal de la carga ciclo a ciclo por su gran coste computacional. En consecuencia, se ha diseñado una estrategia de avance temporal que permita obtener un rápido avance de la aplicación de la carga. El avance en el tiempo de vida del material se consigue a través de incremento en el número de ciclos. Cada uno de estos incrementos es aplicado mediante dos etapas, durante la primera se calculan las características de las tensiones cíclicas y durante la segunda etapa se degradan las propiedades del material debido a la fatiga.

Considerando que el componente de compuesto presenta un comportamiento lineal, se puede calcular la evolución de las tensiones en cada punto a lo largo de un ciclo de carga externa a partir de un estado de carga unitario para cada carga externa cíclica. Con todos los casos de carga unitarios resueltos asociados a cada carga externa es posible obtener por superposición el nivel de carga en cada instante para cada punto material, teniendo en cuenta las distintas frecuencias de aplicación de las cargas y su desfase.

Dadas *n* cargas externas cíclicas con evolución sinusoidal desfasadas entre ellas. Cada carga cíclica puede expresarse como indica la ecuación (6). Si para cada carga aplicada se obtiene la tensión equivalente a su carga con valor unitario ($F_j = 1$) se obtiene el valor de tensión equivalente a la carga unitaria (σ_j^u) para cada punto material. De este modo, la tensión real en cada instante *i-ésimo* para cada punto material se puede calcular por superposición de las tensiones calculadas para las cargas unitarias según

$$\sigma^{i} = \sum_{j=1}^{n} \sigma_{j}^{u} \cdot \left[F_{mj} + F_{aj} \cdot \sin\left(\omega_{j} \cdot t^{i} + \Phi_{j}\right) \right]$$
(9)

Donde, F_{mj} es el valor de la carga media j-ésima, F_{aj} el valor de la carga alterna j-ésima, ω_j la frecuencia y Φ_j el desfase de cada carga.

A partir de los valores σ^i es posible calcular las características de la tensión cíclica de cada punto, su tensión máxima, su tensión mínima y su índice de reversión según lo comentado en el apartado 3.1. Una vez obtenidas se puede afrontar la etapa de linealización del problema en incrementos de cargas a través del número de ciclos según el modelo mostrado en los apartados 3.2. y 3.3.

4. EJEMPLO DE COMPROBACIÓN

Para realizar la comprobación de las dos alternativas propuestas anteriormente, se ha estudiado el proceso de degradación a fatiga sobre un componente de compuesto sometido a dos cargas cíclicas con parámetros de amplitud diferentes pero con una misma frecuencia en cuanto a la longitud del ciclo. Se han definido dos casos de cargas. El caso de carga 1 muestra una carga totalmente alterna que provoca en la mayor parte de la pieza esté sometida a flexión. El caso de carga 2 es la superposición de dos cargas cíclicas desfasadas que actúan simultáneamente sobre la pieza de composite.

La aplicación de las cargas y su evolución temporal en función del número de ciclos se especifica en la figura 5. La pieza se construye a partir de seis láminas de material compuesto cuya secuencia es $[0/45/-45]_{s}$.



Fig. 5 – Evolución de las cargas aplicadas en el ejemplo para dos casos distintos.

En la figura 6 se muestran los resultados de degradación obtenidos por mediante el modelo propuesto por GL mediante la distribución del índice de degradación D según la ecuación (7).



Fig. 6 – Índice de degradación *D* para la alternativa de GL para los casos de carga 1 (izquierda) y 2 (derecha).

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la DGICYT mediante contrato: MAT 2000-0741.

REFERENCIAS

MAYUGO, J.A.; TRIAS, D.; BLANCO, N.; TURON A.; COSTA, J.; OLLER, S. (2002). Herramienta de simulación en elementos finitos de la predicción de la vida a fatiga. *XV Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica. 11-13 de Diciembre de 2002*, Cádiz, España. GOODMAN, J. (1899). *Mechanics Applied to Engineering*. Longmans, Green and Co. MINER, M.A. (1945). *Cumulative damage in fatigue*. Journal of Applied Mechanics, vol67, A159-A164.

GERMANISHER LLOYD. (1998). Rules and Regulations. Section IV Non-Marine Technology. Wind Energy Converters. Ed. Germanisher Lloyd. Hamburg.

Análisis dinamo-mecánico macroscópico (M-DMA) sobre componentes estructurales de poliamida 6.6 reforzada con fibra de vidrio corta

I. Carrascal, J. A. Casado, J. A. Polanco y F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, España

RESUMEN

El análisis dinamo-mecánico (DMA) es una herramienta útil que permite determinar, entre otros parámetros, el valor de la temperatura de transición vítrea (T_g) de polímeros termoplásticos, la cual condiciona y limita el empleo de los mismos en aplicaciones de elevada responsabilidad mecánica.

En este trabajo se ha realizado un estudio para determinar la temperatura de transición vítrea de placas acodadas empleadas para realizar la fijación de los carriles a las traviesas en las vías de ferrocarril de alta velocidad española (AVE), que poseen diferentes contenidos de humedad, dado que el material de poliamida (PA) reforzada con fibra de vidrio (FV) corta, con que están conformadas, tiene un carácter marcadamente higroscópico, que condiciona fuertemente su comportamiento mecánico. Para ello, se ha llevado a cabo un análisis dinamo-mecánico realizando ensayos de fatiga, a escala macroscópica sobre piezas estructurales reales, en una máquina universal de ensayos mecánicos equipada con una cámara ambiental, simulando las condiciones mecánico-geométricas de su empleo en condiciones reales de uso. De esta forma, ha sido posible eliminar el "efecto tamaño" incorporado a las técnicas convencionales de DMA que, por la limitación impuesta al tamaño de la probeta, no permiten estimar, con un ensayo único, el efecto de las discontinuidades debidas a las singularidades geométricas del diseño de las piezas, ni aquél asociado a la variación de la orientación de la fibra reforzante ocasionada en el proceso de la inyección del material.

1. INTRODUCCIÓN

El análisis dinamo-mecánico (DMA) se emplea para la determinación de las propiedades mecánicas de materiales, especialmente poliméricos, sometidos a esfuerzos dinámicos periódicos.

La puesta en práctica de esta técnica consiste en aplicar un esfuerzo sinusoidal, con un nivel lo suficientemente bajo, para asegurar que el material se encuentra en la región de comportamiento viscoelástico, en el que se puede controlar, bien la tensión, o bien la deformación aplicada, y se realiza un análisis de la respuesta obtenida del material en la variable no controlada.

En el estudio que nos ocupa la terminología clásica de tensiones y deformaciones será sustituida por la de fuerzas y desplazamientos debido a la especial naturaleza de los componentes que se van a analizar y a la dificultad que entrañaría el cálculo de los parámetros clásicos.

En la Figura 1 se representa la evolución de variables dinámicas que intervienen en el proceso.



Fig. 1 – Variables dinámicas

El esfuerzo aplicado sobre el componente es una fuerza de variación sinusoidal con el tiempo como se indica en la Ecuación (1), donde F_0 es la amplitud y ω es la frecuencia expresada en radianes por segundo. La respuesta ofrecida por el componente será de la forma mostrada en la Ecuación (2), donde Δ_0 es la amplitud del desplazamiento y δ es el ángulo de desfase entre las dos variables.

Si el componente estudiado es perfectamente elástico, las señales de fuerza y desplazamiento estarían en fase, mientras que si, por el contrario, se trata de un componente viscoso, el desfase entre las dos señales sería de 90°. En realidad, los materiales poliméricos no se encuentran en ninguno de los dos extremos contemplados, sino que exhiben un comportamiento viscoelástico, es decir, la respuesta obtenida en desplazamiento podrá desdoblarse en dos componentes, uno elástico, en fase con la fuerza aplicada, y el otro viscoso, desfasado 90° respecto al esfuerzo externo.

Para poder estudiar estos dos componentes por separado, se define un nuevo parámetro que relaciona las dos señales estudiadas, la rigidez compleja, como se refleja en la Ecuación (3).

$$R^* = \frac{F}{\Delta} = R' + R''i \tag{3}$$

Donde R' es la rigidez elástica o de almacenamiento (parte real de R^*) y R'' es la rigidez viscosa o de perdidas (parte imaginaria de R^*), las cuales pueden ser obtenidas a partir de las Ecuaciones (4) y (5), respectivamente. En la Figura 2 se representa la relación entre las propiedades dinamo-mecánicas vistas sobre el plano de los números complejos.



Fig. 2 – Relación entre las propiedades dinamo-mecánicas

Por último se define el parámetro factor de pérdida ó tangente del ángulo de desfase, Ecuación (6), que servirá como medida de la amortiguación del componente con comportamiento viscoelástico, y que relaciona la rigidez de pérdida con la de almacenamiento.

$$\tan \delta = \frac{R''}{R'} \tag{6}$$

Entre las principales aplicaciones de la técnica DMA se encuentra la determinación de las temperaturas de transición vítrea de los materiales poliméricos, ya que al realizar un barrido de temperaturas controlando los parámetros vistos con anterioridad, el parámetro tan δ presenta un máximo en el valor T_g. Además de ésta, el rango de aplicaciones es muy amplio y entre ellas se pueden incluir las siguientes:

- Determinación de otros tipos de transiciones entre las que se encuentra la de fusión
- Desarrollo y evaluación de productos, procesos y materiales
- Investigación de propiedades mecánicas, influencia de refuerzo, humedad, fases, etc.
- □ Identificación y selección de materiales, etc.

Para determinar los parámetros relacionados anteriormente existen en el mercado equipos específicos, denominados por el acrónimo "DMA". Se trata de pequeñas muflas que llevan acopladas generadores de onda que pueden producir ondas de naturaleza sinusoidal sobre una muestra que se encuentra alojada dentro del horno. Estos equipos están dotados de una célula de carga y de un medidor de desplazamiento con lo que pueden controlar las tres variables necesarias para la realización de un análisis DMA: T^a, fuerza y desplazamiento. Además incorporan una serie de accesorios que permiten que la muestra esté sometida a diversos modos de solicitación: tracción, compresión, cortante, torsión, flexión, voladizo, etc. Pero este tipo de equipos presentan una serie de problemas que se describen a continuación:

□ Las muestras a ensayar tienen unas dimensiones muy reducidas debido al propio tamaño compacto del equipo y a la limitación de aplicación de carga, que puede estar en torno a 10 N como máximo. Además, la geometría de la probeta es específica para adaptarse a los diferentes útiles de sujeción, con lo que la preparación del ensayo puede complicarse. Estas limitaciones en tamaño y geometría pueden influir negativamente en la representatividad final del componente en estudio.

- El pequeño tamaño de la probeta repercute negativamente en la repetitividad de los resultados de materiales anisótropos, como pueden ser los materiales poliméricos reforzados con fibra. Esta propiedad del material obligaría a la realización de muchos ensayos para poder obtener resultados representativos de la muestra a ensayar.
- □ La medida de la temperatura se realiza en el ambiente del horno y no sobre la probeta despreciando, en este caso, el incremento de la temperatura que el material polimérico puede sufrir por efecto de una solicitación cíclica.
- Por último, el DMA tradicional sólo permite los modos estándar de trabajo, pero los componentes reales trabajan, generalmente, en combinación de varios de estos modos, por lo que no se simulan correctamente, muchas de las veces, las condiciones reales.

Estas cuatro razones han impulsado el desarrollo de una tecnología paralela denominada Análisis Dinamo-Mecánico Macroscópico (M-DMA) que, aprovechando la teoría original, ha tratado de corregir las limitaciones comentadas. Para ello, se ha completado la base teórica desarrollada anteriormente, introduciendo una serie de conceptos energéticos, que a continuación se mencionan.

La rigidez de almacenamiento (R') es proporcional a la energía máxima almacenada (E_a) durante un ciclo de esfuerzo, mientras que la rigidez de pérdida (R'') es proporcional a la energía disipada (E_d) durante ese mismo ciclo, como puede verse en la Figura 3 y Ecuaciones (7) y (8).



Fig. 3 – Relación entre Energías y Rigideces

Estas nuevas relaciones proporcionan un parámetro equivalente a la tangente del ángulo de desfase, de acuerdo con la Ecuación (9).

$$\tan \delta = \frac{R''}{R'} = k \frac{E_d}{E_a} \tag{9}$$

2. MATERIAL OBJETO DE ENSAYO

Para la puesta en práctica del M-DMA se ha elegido un componente de geometría complicada, inyectado con un material anisótropo y cuya forma de trabajo no obedece a ninguno de los patrones estándares de solicitación. Se trata de la placa acodada ligera de sujeción A2 instalada en el tren de Alta Velocidad Madrid-Barcelona. En la Figura 4 se muestra su geometría nervada, así como su posición de trabajo, sujeta contra la traviesa por medio de un clip metálico y un tornillo, y recibiendo los esfuerzos horizontales transmitidos por el patín del carril debido a los sucesivos pasos de las ruedas de los trenes. La placa A2 está inyectada en Poliamida 6.6 reforzada con un 35% de fibra corta de vidrio.

Debido a la naturaleza altamente higroscópica de la Poliamida 6.6, se acondicionaron placas acodadas A2 con diferentes contenidos de humedad, con el fin de poder estudiar la influencia que esta variable pudiera ocasionar en el comportamiento dinamo-mecánico. Se empleó una placa sin humedad, es decir seca de inyección (0 %), otra fue dotada de una humedad similar a la de equilibrio (1.5 %) y, por último, una de ellas se llevó hasta el 4 % de contenido de humedad en peso.



Fig. 4 – Componente objeto de ensayo. Montaje en el conjunto de la sujeción y geometría

3. METODOLOGÍA

Para la caracterización M-DMA se empleó una máquina de ensayos servohidráulica de ± 100 kN de capacidad para la realización de ensayos mecánicos a la que se adaptó una cámara ambiental. El dispositivo se muestra en la Figura 5 (a). La aplicación de la carga sobre la placa A2 se consigue por medio de un útil que simula las condiciones reales de trabajo y que se une al actuador de la máquina de ensayo por medio de una rótula para asegurar, en todo momento, la verticalidad de los esfuerzos aplicados, Figura 5 (b). La medida de los desplazamientos del patín del carril se lleva a cabo mediante un comparador LVDT de ± 10 mm de recorrido.

A lo largo del ensayo se realiza un doble control de temperatura, por un lado la de la

cámara ambiental, que será la que gobierna la velocidad de calentamiento requerida y, por otro lado, la medida sobre la superficie interior de la probeta. Para ello, en uno de los nervios de la placa A2, en la zona más solicitada, se colocó un termopar de tipo K en contacto con la placa y aislado hacia el exterior, en este caso, del útil metálico de ensayo.





Fig. 5 – Equipo empleado para el ensayo M-DMA (a) y detalle del aplicador de carga (b)

Las placas se llevaron hasta –20 °C, donde se mantuvieron hasta conseguir el equilibrio entre su temperatura interna y la de la cámara. En este momento se activa una rampa de calentamiento hasta 100 °C a una velocidad de 1°C/min. En todo este período la placa A2 fue sometida a un esfuerzo de naturaleza sinusoidal entre valores de 5 y 25 kN a una frecuencia de 5 Hz. A lo largo del ensayo se registraron valores de T^a, carga y desplazamiento, a razón de 50 puntos por ciclo cada 50 ciclos.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

A partir de los datos de fuerza y desplazamiento medidos a lo largo del ensayo se determinó el ángulo de desfase entre las dos señales. En la Figura 6 se representa la evolución del ángulo δ y del módulo de la rigidez compleja obtenido como la relación entre las amplitudes de fuerza (F₀) y de desplazamiento (Δ_0) frente a la T^a medida en el interior de la placa A2. Como era de esperar, las curvas que representan la variación del ángulo de desfase, presentan un máximo para la T^a en la que también se detecta una caída en el valor del módulo de rigidez compleja.



Fig. 6 – Evolución del desfase y del módulo de la rigidez compleja frente a la T^a

Las humedades del 1.5 y del 4 % presentan un máximo claro en la curva δ -T^a, pero en el caso del 0 % no es tan evidente, ya que aparecen dos máximos, uno en torno a 5 °C y otro a los 46 °C. Para determinar cuál de los picos representa el cambio en las propiedades dinamo-mecánicas se completa el análisis haciendo uso del cambio en el módulo de la rigidez compleja, que coincide con el segundo máximo como punto de cambio. Estas T^a de cambio en las propiedades mecánico-dinámicas obtenidas son considerablemente inferiores a las T_g del material según la bibliografía. Este hecho es debido a que la velocidad de calentamiento seleccionada no es lo suficientemente lenta para asegurar un atemperamiento homogéneo de la masa del componente, existiendo un gradiente térmico entre el interior de la pieza y la superfície en contacto con el ambiente. Por tanto, si representamos, de nuevo, la evolución del ángulo de desfase frente a las dos temperaturas, la interior y la del ambiente, se obtiene un intervalo que limita el valor de la T_g del componente (Figura 7).



Fig. 7 – Variación de la Tg en función de que la T^a controlada sea la interna o la externa

Por tanto, a la vista del resultado se comprueba la enorme influencia que, sobre este tipo de componentes, tiene la humedad que puedan albergar en su seno, variando entre -5/12 °C al 4 % hasta 46/66 °C para la placa seca, pasando por el 10/32 °C para la humedad de equilibrio. Estos intervalos se podrían reducir todo lo que se desease sin más que disminuir la velocidad de calentamiento a fin de conseguir reducir el gradiente térmico a lo largo de la masa del componente.

Por último, se puede establecer una relación entre el factor de pérdidas, calculado a través de la medida directa del desfase de las señales de fuerza y desplazamiento, y aquél obtenido a partir de las valoraciones energéticas, es decir, utilizando la evolución de las energías, almacenada y disipada, por el material a lo largo de los ciclos. En la Figura 8 se representa la evolución de la tangente del ángulo de desfase medido y del estimado a partir de la Ecuación (9).



Fig. 8 – Comparación de la tan δ medida y de la estimación por técnicas energéticas.

Se puede observar que para los resultados obtenidos con el 1.5 y 4 % de humedad, la forma de las curvas, tanto la medida como la estimada por técnicas energéticas, son similares y presentan los picos para valores similares de temperatura. La diferencia se justifica a través del factor de escala representado por el coeficiente k de la ecuación (9). Por el contrario, para el caso de la placa A2 seca la correlación no es tan buena ya que el pico se desplaza prácticamente 20 °C. Este último caso, carece de interés ya que se trata de una condición hipotética y no representativa, dado el marcado carácter higroscópico del material del componente.

5. CONCLUSIONES

El M-DMA, se presenta como una técnica complementaria al DMA tradicional:

- Permite caracterizar dinamo-mecánicamente componentes reales sometidos a solicitaciones semejantes a las actuantes in situ, sin tener que recurrir a probetas normalizadas y solicitaciones estándares.
- Permite caracterizar materiales anisótropos, como los reforzados, con una única probeta y ensayo, sin tener que recurrir a una batería de ensayos sobre distintas probetas con diferentes tipologías para obtener un resultado medio.
- El tamaño y geometría del componente a ensayar condiciona la velocidad de calentamiento. Esta velocidad debe ser lo suficientemente lenta para asegurar un atemperamiento uniforme a lo largo de toda la pieza. En caso de no ser así, se obtiene un intervalo de temperaturas de cambio de propiedades comprendido entre las temperaturas exterior e interior del componente.
- El punto de cambio de las propiedades dinamo-mecánicas puede establecerse por dos vías, a través de la medida directa del ángulo de desfase, o bien, a partir del estudio de las energías disipadas y almacenadas por el material a lo largo del ensayo.

REFERENCIAS

CASADO, J. A. Comportamiento en fatiga de Poliamidas Reforzadas con fibra de vidrio corta. Tesis Doctoral. Santander, 2001.

CLEGG, D. W., COLLYER, A. A. The structure and properties of Polymeric Materials. The Institute of Materials. London, 1993.

RODRÍGUEZ, M. A. Aplicaciones del análisis Dinámico Mecánico. Seminario Análisis Dinámico Mecánico. METTLER TOLEDO. Madrid, febrero 2003.

AENOR. UNE-EN ISO 6721-1 Plásticos. Determinación de las propiedades mecanodinámicas. Parte 1: Principios generales. Octubre 1996.

RENFE. ET 03.360.578.3 Placa acodada ligera de sujeción A2. 1ª edición Mayo 1998.

ASTM D5026-95. Standard test meted for measuring the dynamic mechanical properties of plastics in tension.

AHARONI, S. M. N-Nylons: their Synthesis, Structure and Properties. John Wiley & Sons. Chichester, 1997.

Comportamiento mecánico de compuestos con microestructuras multifractales

A. Balankin, O. Susarrey, L. H. Hernández, G. Urriolagoitia

Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Instituto Politécnico Nacional,

México

RESUMEN

Reportamos en este trabajo los resultados de estudios teóricos y experimentales del comportamiento de materiales compuestos con microestructuras multifractales. Específicamente, se ha enfocado al estudio tanto de las propiedades elásticas como del comportamiento de la fractura en compuestos reforzados con fibras elásticas. Se ha demostrado que el comportamiento mecánico de estos materiales está gobernado por propiedades fractales de la microestructura. Los resultados experimentales son interpretados usando un nuevo modelo de deterioro fractal.

1. INTRODUCCIÓN

En la década pasada, un número importante de materiales compuestos naturales y manufacturados han mostrado microestructuras con características fractales. En dichos materiales, se puede identificar una correlación geométrica de la longitud ξ. Arriba de esta el material puede ser tratado como homogéneo. Por otra parte, a una escala de la longitud menor a ξ, la estructura del compuesto es estadísticamente auto-similar. De esta forma, se puede caracterizar por dimensión fraccionaria métrica o fractal D. Es importante observar que la microestructura fractal tiene una gran influencia sobre el comportamiento macroscópico mecánico y de fractura del compuesto (Balankin, 1996a, Balankin, Susarrey, y Bravo, 2001). Asimismo, el modelar un compuesto y estimar numéricamente sus propiedades mecánicas es una tarea compleja, la cual puede ser evitada si se pueden establecer teórica o empíricamente, con la mayor exactitud, relaciones analíticas entre la estructura del material y las propiedades.

Para modelar el comportamiento elástico de los materiales con microetructura fractal, se emplean tres enfoques distintos: (1) elasticidad de naturaleza energética (cristales, contínuo elástico y medios homogéneos), (2) entropía elástica (elastómeros) y (3) elasticidad tipo resorte (espumas, cadenas de polímeros largas y algunos compuestos estructurales). Estas formas de elasticidad generan diversas relaciones constitutivas. Sin embargo, Balankin

(1996b) ha sugerido el concepto de elasticidad multifractal, con lo cual se obtienen ecuaciones constitutivas generales, las cuales toman en cuenta la naturaleza compleja de las deformaciones irreversibles de las estructuras fractales y multifractales (Balankin, 1996a).

La teoría elástica multifractal (Balankin, 1996c) permite describir el comportamiento elástico de un compuesto fractal gobernado por mecanismos tales como tipo Hooke, entrópico y tipo resorte. Además, si la estructura en cuestión tiene inclusiones distribuidas estocásticamente o una red de fibras fractal o multifractal, entonces el esfuerzo local variará ampliamente debido a las variaciones de la densidad local y a las fluctuaciones de transferencia local de esfuerzos. Dichas fluctuaciones se manifiestan en alguna forma específica de deformación irreversible (Balankin, 1992; Slonimskii y Rogovina, 1996; Balankin, Izotov, y Novikov, 1999) y de fractura (Balankin, Hernandez, et al., 1999; Balankin y Susarrey, 1999; Balankin, Morales-Matamoros, y Campos, 2000; Balankin, Susarrey, y Bravo, 2001; Balankin, Susarrey, et al., 2002). Por lo tanto, para entender y describir el comportamiento mecánico de este tipo de materiales, es importante conocer sus propiedades estructurales asociadas con la invariancia estadística a escala de la microestructura. Un ejemplo clásico de un compuesto con microestructura fractal o multifractal es el papel (Balankin, Susarrey, et al., 2002). Con el fin de tener un mayor conocimiento de las relaciones entre la estructura y propiedades, se han analizado el comportamiento entre el esfuerzo y deformación unitaria de cuatro clases de papeles con diferentes estructuras fractales.

2. COMPORTAMIENTO ENTRE EL ESFUERZO Y DEFORMACION UNITARIA DE REDES ELASTICAS FRACTALES.

El papel es un material compuesto con una estructura estocástica, la cual muestra una anisotropía bien definida. Esta es resultado de la distribución de la orientación asimétrica de las fibras (Deng y Dodson, 1994). A pesar de la naturaleza estocástica de la distribución de las fibras, la estructura de las fibras y los poros de los papeles no es aleatoria, si no que tienen correlaciones de amplio rango, las cuales están caracterizada con un comportamiento de leyes de potencia de la función de autocorrelación del espaciodensidad (Provatas,1996). Esto último es indicativo de naturaleza fractal o multifractal de la estructura del papel. Asimismo, distintas clases de papel tienen estructuras diferentes, las cuales son caracterizadas por diversas dimensiones fractales (Balankin, Susarrey y Márquez-Gonzales, 2002). Esto permite usar al papel como un modelo de un material compuesto con microestructura fractal o multifractal.

En vez del crecimiento de una sola grieta, la falla del papel, sin una muesca inicial, generalmente ocurre como la culminación de un daño progresivo. Este involucra la interacción compleja entre defectos múltiples y el crecimiento de microgrietas.

Consecuentemente, la respuesta esfuerzo-deformación unitaria del papel también muestra una naturaleza estocástica. (Balankin, Susarrey, y Bravo, 2001). Dicho proceso de fractura es característico de varios compuestos de fibra reforzada. La interacción entre defectos múltiples a diferentes escalas de longitud, asociadas con una microestructura fractal, representa un gran reto en cuanto al modelado y predicción de la ruptura de compuestos.

2.1 Trabajo experimental.

En este trabajo, se ha estudiado el comportamiento mecánico junto con las propiedades estructurales de cuatro clases distintas de papel comercial (ver tabla 1): el papel filtro con porosidad abierta, media y cerrada y papel del baño. Estos tienen una estructura anisotrópica bien definida con una orientación preferencial de las fibras en la dirección de maquinado. Por lo tanto, se estudio el comportamiento mecánico del papel bajo carga de tensión tanto en la dirección de maquinado (longitudinal), como perpendicularmente a dicha dirección de maquinado (transversal).

2.1.1 Análisis fractal de las estructuras de papel.

El papel es un material compuesto en donde las fibras forman una red fractal continua tridimensional. Asimismo, los poros constituyen una red fractal continua de huecos. En este trabajo, la dimensión fractal de las redes de fibra y huecos se evaluó por tres métodos distintos. En primera instancia, la dimensión fractal de la estructura de papel fue determinada a partir de una micrográfica con escala óptica de grises, empleando el programa comercial "BENOIT 1.2" (para detalles, ver Balankin, Susarrey, et al., 2002). En segunda instancia, la dimensión fractal de la red fibras de cada papel se estableció con la radiografía β , escalando el comportamiento de la función de correlación de la fluctuación de la densidad de dos puntos $C(R) \propto R^{-\eta}$. Esta fue observada en el intervalo $\Lambda < R < \xi$, donde Aes el ancho de la fibra promedio y ξ es la correlación de la longitud, $135 \le \xi / \Lambda \le 840$ (los detalles están en Balankin, Susarrey y Márquez, 2003). Finalmente, la dimensión fractal de la red de fibras, D, fue determinada de la relación fractal de la densidad del papel, $\rho / \rho_0 = (\xi / \delta)^{-D}$, donde δ es el tamaño característico de la red de fibras (los detalles están en Balankin, Susarrey y Márquez, 2003). La dimensión fractal de la estructura de los poros también se evaluó con la micrográfica óptica de la escala de grises, con la relación Katz-Thomson para porosidad fractal $P/100 = K^{D_{pore}-d}$, donde $K = k(R_{\text{max}} / R_{\text{min}})$, k es un factor geométrico y R_{max} y R_{min} son los tamaños máximos y mínimos de los poros característicos y d es la dimensión espacial de la fibra de redes (para detalles Balankin, Susarrey y Márquez 2003); de la relación (Balankin, Susarrey y Márquez, 2003): $D_{pore} = \zeta_{WET-FRONT} - (d-1)$, donde $\zeta_{WET-FRONT}$ es el exponente de rugosidad de los frentes húmedos generados en experimentos de imibición (Balankin, Bravo, Morales-Matamoros 2000). Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 1. Desde un punto de vista fenomenológico, se encontró que la relación lineal entre la dimensión fractal de las redes de fibra y poros es

$$D_{pore} + D_{fibre} = (2d - 1) + 0.25, \qquad (1)$$

esta se ajusta muy bien con los datos experimentales de la tabla 1.

| | | Papel filtro ($d = 3$) con | | | Papel de baño |
|--------------------------------------------|-----------------------|------------------------------|-----------------|----------------|------------------|
| | | Porosidad | Porosidad media | Porosidad | (d = 2) |
| | | abierta | | cerrada | |
| Espesor, mm | | 0.321±0.008 | 0.251±0.007 | 0.211±0.005 | 0.11±0.01 |
| Densidad de área, kg/m ² | | 0.1284 | 0.1034 | 0.1024 | 0.0368 |
| Densidad, k | g/m ³ | 400±40 | 412±35 | 486±30 | 335±40 |
| Densidad relativa | | 0.2681 | 0.2761 | 0.3255 | ? |
| Porosidad, % | | 73.2 | 72.4 | 67.5 | ? |
| Ancho de fibra Λ , mm | | 0.04 ± 0.03 | 0.04 ± 0.03 | 0.04 ± 0.03 | 0.03 |
| ξ, mm | | 6 ±2 | 14 ±5 | 20±7 | 34±10 |
| η (experimental) | | 0.53±0.05 | 0.51±0.05 | 0.45±0.04 | 0.25±0.03 |
| λ, mm | | 0.49 | 1.15 | | ? |
| Dimensión | D _{imágen} | - | 2.5 | - | 1.75±0.08 |
| Fractal de | D - η | 2.47±0.05 | 2.49±0.05 | 2.55±0.04 | 1.75±0.03 |
| la red de | Densidad | | | | |
| fibras | relativa | 2.47 | 2.49 | 2.55 | 1.75 |
| Dimensión | D _{imagen} | 2.8±0.1 | - | - | 1.5±0.1 |
| fractal de | Porosidad | 2.79 | 2.76 | 2.70 | 1.5 |
| la red de | Rugosidad del | | | | |
| poros | frente húmedo | 2.78 | 2.77 | 2.72 | - |
| D _{fiber} +E | $D_{pore} - (2d - 1)$ | 0.25±0.01 | 0.25±0.01 | 0.25±0.01 | 0.25±0.01 |
| Módulo | Longitudinal | 1.12±0.15 | 1.57±0.20 | 2.02±0.25 | 0.17±0.07 |
| de | | | | | |
| Young | Transversal | 0.61±0.1 | 0.74±0.14 | 0.75 ± 0.3 | 0.10±0.02 |
| GPa | T '/ 1' 1 | 0.47.0.44 | 0.60.007 | <u> </u> | 0.0.0.1 |
| Relacion | Longitudinal | 0.45±0.11 | 0.63±0.05 | 0.75±0.1 | 0.8±0.1 |
| de Poisson | Iransversal | 0.25 ± 0.05 | 0.23±0.07 | 0.19±0.06 | ? |
| Esfuerzo | Longitudinal | 12 1+1 0 | 15 0+1 0 | 22 7+4 7 | Comportamient |
| de | Longitudinai | 12.1±1.0 | 13.9±1.0 | 22.1-4.1 | o elástico hasta |
| cedencia | Transversal | 67+07 | 7 8+0 7 | 78 ± 10 | σιασιασ |
| MPa | 114110 (01041 | 0.7±0.7 | 1.0±0.1 | 7.0±1.0 | UMAA |
| σ _{MAX} , | Longitudinal | 13.0±1.0 | 16.7±0.9 | 24±5 | 2.7±0.4 |
| MPa | Transversal | 8.0±0.8 | 9.8±0.7 | 10.5±1.0 | 1.5±0.5 |
| ζlínea de ruptura | | 0.45±0.01 | 0.48±0.01 | 0.56±0.01 | 0.75±0.05 |
| $\alpha_{ m línea\ de\ ruptura}$ | | 0.62±0.05 | 0.67±0.05 | 0.80±0.05 | α=ζ |
| H _{esfuerzo-deformación unitaria} | | 0.4±0.1 | 0.5±0.1 | 0.6±0.1 | 0.75±0.07 |

Tabla 1 – Propiedades estructurales y mecánicas de cuatro clases de papel

2.1.2 Pruebas Mecánicas.

En este trabajo se estudió el comportamiento mecánico de cuatro diferentes tipos de papel sometidos a cargas de tensión uniaxial. Las pruebas se realizaron en una máquina universal

Instron 4505, controlando la temperatura a T = $20 \pm 1^{\circ}$ C y una humedad de 38 $\pm 2\%$. La velocidad de las mordazas fue de 0.5 mm/min. El registro de la curva esfuerzo-deformación unitaria fue de 50 puntos/seg.

Una curva típica esfuerzo-deformación unitaria se muestra en la figura 1. Es importante hacer notar que el papel filtro tiene un comportamiento elastoplástico, mientras que el papel de baño es un material lineal elástico hasta el esfuerzo de tensión máximo σ_{MAX} . Además, se encontró que todos los papeles ensayados son materiales mecánicamente anisotrópicos bien definidos. Esto está asociado con la orientación preferencial de las fibras a lo largo de la dirección de maquinado. Las propiedades mecánicas de los papeles están en la tabla 1.

2.1.3 Topografía estadística de las líneas de ruptura en papel.

Es bien conocido que las grietas en materiales heterogéneos no tienen mucha semejanza con las caras de grietas lisas que normalmente se suponen en los análisis de mecánica de fractura. Actualmente, está establecido que las trayectorias aleatorias de las grietas tienen una escala estadística invariante en un amplio rango de las escalas de longitud (ver Balankin, 1997 y las referencias ahí citadas).

En este trabajo, el escalamiento de las propiedades de las líneas de ruptura fueron estudiadas con cinco métodos adoptados por el programa "BENOIT 1.2": el variograma, la longitud de la rugosidad (raíz cuadrada media de la rugosidad), espectro de potencia y ondas y análisis R/S (ver Balankin, Susarrey, and Bravo, 2001). Estos métodos permiten determinar el exponente de rugosidad local ζ . El exponente de rugosidad global, α , fue determinado a partir del escalamiento del ancho de la interfase de la muestra promedio (Balankin y Morales-Matamoros, 2001). Se encontró que las líneas de ruptura a través de la dirección de maquinado en todos los papeles ensayados tienen una invariancia auto afín estadística, la cual es caracterizada por diferentes exponentes de rugosidad ζ (ver tabla 1). En contraste a esto, las líneas de ruptura a lo largo de la dirección de maquinado en papel filtro exhiben una rugosidad anómala intrínseca con un exponente local igual al exponente de rugosidad de la grieta de las líneas de ruptura en la dirección perpendicular, mientras que las líneas ruptura en papel de baño son estadísticamente autoafínes (ver tabla 1).

Los datos de la tabla 1 satisfacen la relación general entre el exponente de rugosidad de una interfase abisagrada en un medio fractal, ζ , y la dimensión fractal del medio *D* (Balankin, Susarrey y Márquez, 2003):

$$\zeta_{rupture-line} = D_{fiber} - (d-1) \tag{2}$$

Donde, d: es la dimensión espacial Euclidiana de la red fractal.

Esta relación es el resultado de una competencia entre un efecto de rugosidad debido a la correlación de amplio rango de las fluctuaciones de densidad de masa en una red fractal y el efecto de alisamiento de las interacciones elásticas.

2.2 Propiedades Elásticas de Fractales Compuestos

Las propiedades elásticas (Módulo de Young y relación de Poisson) de cuatro papeles se muestran en la tabla 1. Se puede verificar que el módulo de Young (*E*) depende de la dimensión fractal de la red de fibras (D_{fiber}) y de la porosidad del papel (*P*) de la siguiente forma:

$$E_L = 14.5D_{fiber} - 34.7, E_T = 1.4D_{fiber} - 2.8, D_{fiber} = 3.4 - 0.0143P,$$
 (3)

donde, EL: Módulo de Young en la dirección del maquinado (longitudinal),

 E_T : Módulo de Young perpendicular a la dirección de maquinado (transversal).

Además, la relación de Poisson (v) y el coeficiente de anisotropía ($A=E_L/E_T$) del papel dependen de la dimensión fractal de la red de fibras. La información de la tabla 1 sugiere que el incremento de la dimensión fractal causa un aumento de la relación de Poisson y el coeficiente de anisotropía. Desafortunadamente, nuestros resultados no permiten confirmar o rechazar una relación cuantitativa simple entre la dimensión fractal de la red y su relación de Poisson:

$$\nu = \frac{D_{fiber}}{d-1} - 1, \qquad (4)$$

Esto es esperado de acuerdo a el concepto multifractal de elasticidad (Balankin, 1996 a;b;c). Para verificar la relación (4) es necesario efectuar mayor trabajo experimental.

2.3 Fractura de Redes Fractales Elásticas.

La falla de los papeles es mediante la culminación de un daño progresivo. Esto involucra una interacción compleja entre múltiples defectos y el crecimiento de microgrietas. Diversas fibras tienen umbrales de ruptura a diferentes deformaciones unitarias ε_I . Esto es debido sus distintas tortuosidades. Cuando una o más fibras fallan, sus cargas son transferidas a las otras fibras sobrevivientes, las cuales presentan sus umbrales de falla a deformaciones más grandes. Consecuentemente, la curva esfuerzo-deformación unitaria tiene un comportamiento estocástico, como el mostrado en la figura 1. También se encontró que las primeras fibras en fallar son aquellas que están alineadas con la dirección del maquinado del papel, independientemente de la dirección de la carga de tensión aplicada. Sin embargo, la forma característica de la curva esfuerzo deformación unitaria se mantiene para cualquier dirección de la carga.


Fig. 1 – Curva de ingeniería esfuerzo-deformación unitaria para papel de baño.

El comportamiento de falla observado del papel de baño puede ser entendido sobre la base de un modelo de daño fractal de la red de fibras. Específicamente, la función de energía elástica de una red formada por N fibras elásticas puede ser representada como U = $0.5E(N)\epsilon^2$, donde $E(N) = E_f N(\epsilon)$ es el módulo de elasticidad de la red, E_f es el módulo de elasticidad de las fibras y N es una función de la deformación unitaria que es continuamente decreciente ϵ (N disminuye cada vez que una fibra falla). La función N(ϵ) obedece lo siguiente:

$$N(\varepsilon \le \varepsilon_1 < \varepsilon_M) = N_0, \ N(\varepsilon_{\max}) = 0, \ \frac{dN}{d\varepsilon} \cong 0.$$
(5)

Donde el símbolo "≅" denota "igual con excepción de un conjunto Lebesgue de medida cero". Además,

$$\frac{dN}{d\varepsilon} = \infty, \text{ cuando } \varepsilon = \varepsilon_i, i = 1, 2, \dots, N,$$
(6)

Donde, ε_i : la deformación unitaria a la falla de la i-th fibra, la cual es función de la rapidez de cambio de la deformación unitaria

La función escalón más sencilla que satisface las condiciones (5), (6) es $N(\varepsilon_i < \varepsilon < \varepsilon_{i+1}) = const$, $N(\varepsilon = \varepsilon_i) = N_0 \left[1 - (\varepsilon_i / \varepsilon_{max})^{\gamma} \right]$, donde $\gamma > 0$. Además, de acuerdo al modelo de Balankin, Susarrey, y Márquez (2003), el conjunto de deformaciones críticas $\{\varepsilon_i\}$ es uno de Cantor con una dimnesión fractal $D_C = D_{fiber} - 1$. Así, $N(\varepsilon_i)$ es una "escalera de diablo" asociada con un conjunto de Cantor de dimensión fractal D_C . Bajo esta suposición y tomando en cuenta la relación (2), es fácil mostrar que la región de falla del diagrama esfuerzo deformación-unitaria obedece una invarianza auto afín escalando el exponente de Hurst:

$$H_{stress-strain} = \zeta_{rupture} = D_{fiber} - (d-1).$$
⁽⁷⁾

Los datos experimentales en la tabla 1 tienen una buena convergencia con la relación (7), que puede ser escrita de la siguiente forma $D_{stress-strain} = d - H_{stress-strain} = (2d-1) - D_{fiber}$, donde $D_{stress-strain}$ es la dimensión fractal de la curva esfuerzo-deformación unitaria. Esto significa que las curvas para redes fractales más densas, (valores grandes de D_{fiber}) son menos rugosos (valores pequeños $D_{stress-strain}$).

3. CONCLUSIONES

Se ha presentado un estudio detallado del comportamiento mecánico de papeles con redes de fibra con estructura fractal. Se ha encontrado que el comportamiento mecánico y de fractura de las redes de fibra fractal, así como la topología estadística de las líneas de ruptura en materiales con microestructura fractal, están gobernadas por la dimensión fractal de la red de fibras. Por lo tanto, dependiendo de la morfología real del material, es posible establecer una descripción adecuada de las propiedades mecánicas de los compuestos con microestructura fractal. Esto sugiere realizar investigación adicional del fenómeno en cuestión.

AGRADECIMIENTOS

El gobierno mexicano ha finaciado este trabajo mediante el CONACyT con el proyecto No. 34951-U y la COFFA del Instituto Politécnico Nacional.

REFERENCIAS

BALANKIN, A.S. (1992). A Fractal Theory of Polymer Plasticity. *Polymer Science USSR* 34(3), pp. 246-248.

BALANKIN, A.S. (1996a). Elastic Behavior of Materials with Multifractal Structures. *Physical Review* B 53, pp. 5438-5443.

BALANKIN, A.S. (1996b). The Concept of Multifractal Elasticity. *Physics Letters* A 210 (3), pp. 51-59.

BALANKIN, A.S. (1996c). The Theory of Multifractal Elasticity: Basic Laws and Constitutive Equations. *Revista Mexicana de Física* 42(3), pp. 343-354.

BALANKIN, A. S. (1997). Physics of Fracture and Mechanics of Self-Affine Cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 57, pp. 135-204.

BALANKIN, A. S., BRAVO, A. y MORALES-MATAMOROS D. (2000). Some new features of interface roughening dynamics in paper wetting experiments. *Philosophical Magazine Letters* 80, pp. 503–509.

BALANKIN, A.S., IZOTOV, A.D. y NOVIKOV, V.U. (1999). Multifractal Analysis of Relations between Structural and Mechanical Parameters of Polymer-Matrix Composites. *Inorganic Materials* 35, pp. 1047-1053.

BALANKIN, A. S., HERNANDEZ, L. H., URRIOLAGOITIA-CALDERON, G. y et al. (1999). Probabilistic Mechanics of Self-Affine Cracks in Paper Sheets. *Proc. Royal Society* (*London*) A 455, pp. 2565-2575.

BALANKIN, A.S. MORALES-MATAMOROS, D. y CAMPOS S. I. (2000). Intrinsic Nature of Anomalous Crack Roughening in an Anisotropic Brittle Composite. *Philosophical Magazine Letters* 80, pp. 165-172.

BALANKIN, A. S. y MORALES-MATAMOROS, D. (2001). Unconventional anomalous roughening in the slow combustion of paper. *Philosophical Magazine Letters* 81, pp 495-503.

BALANKIN, A. S. y SUSARREY, O. (1999). A new statistical distribution function for self-affine crack roughness parameters. *Philosophical Magazine Letters* 79, pp. 629–637.

BALANKIN, A.S., SUSARREY H. O. y BRAVO O. A. (2001). Self-affine Nature of the Stress-Strain Behavior of Thin Fiber Networks. *Physical Review* E 64, pp. 661311-661314. BALANKIN, A.S., SUSARREY H. O., HERNÁNDEZ, L.H. y URRIOLAGOITIA-CALDERON, G. (2002). Self-affine nature of the stress-strain behavior of an elastic fractal network. *Physics Letters* A 297, pp. 376-386.

BALANKIN, A.S., SUSARREY H. O. y MARQUEZ-GONZALES, J. (2002). Scaling Properties of Pinned Interfaces in Fractal Media. *Physcal Review Letters* 90(9), 0961011-0961014.

DENG, M y DODSON, C.T.J. (1994). *Paper: An Engineering Stochastic Structure*. Tappi Press, Atlanta.

PROVATAS, N., ALAVA, M.J., y ALA-NISSILA, T. (1996). *Physical Review* E54, pp. R36-R39.

SLONIMSKII, G.L. y ROGOVINA, L.Z. (1996). A Unified Approach to Description of Viscoelastic Properties of Polymer Systems in All Stages of Their Cross-Linking to Form a Network. *Doklady Physical Chemistry* 348(1/3), pp. 118-120.

Caracterización experimental de la deslaminación por fatiga en modo mixto variable en un composite

N. Blanco, A. Turón, J. Costa

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona, España

E. K. Gamstedt

Department of Solid Mechanics, Royal Institute of Technology, Suecia L. E. Asp

Composite Materials Division, IFP-SICOMP AB, Suecia

RESUMEN

En este trabajo se caracteriza la propagación por fatiga de la deslaminación en modo mixto variable en un laminado esencialmente unidireccionales de matriz epoxy y refuerzo de fibra de carbono mediante el ensayo *Mixed-Mode End-Load Split* (MMELS). Los resultados se comparan con las predicciones de un modelo de propagación de la deslaminación por fatiga donde los parámetros de la ley de Paris varían de forma no-monotónica. También se presentan los resultados del análisis fractográfico de las superficies de deslaminación y se constata la presencia de distintos micro-mecanismos de deslaminación por fatiga.

1. INTRODUCCIÓN

Entre los distintos modos de daño que pueden aparecer en un composite, el despegue entre las láminas del laminado, o deslaminación, es quizá el que mayor interés despierta. No sólo causa una reducción de la resistencia del material y su aparición es de difícil detección, si no que además el conocimiento existente sobre este fenómeno todavía no ha llegado a un estado de madurez. En una estructura de composite sometida a fatiga es probable que se forme y se propague una desunión entre las láminas llegando a producir el pandeo de la estructura bajo compresión. Muchos elementos fabricados en composite tienen formas curvas, solapes y láminas con distintas orientaciones que provocan que la deslaminación se propague bajo un modo mixto variable dependiente de la longitud de la grieta.

Habitualmente la propagación de la deslaminación se caracteriza en laminados esencialmente unidireccionales de matriz epoxy y refuerzo de fibra de carbono en modo I mediante el ensayo *Double Cantilever Beam* (DCB), en modo II mediante el ensayo *End*-

Notch Flexure (ENF) o mediante el ensayo *End-Load Split* (ELS) y en modo mixto I/II mediante el ensayo *Mixed-Mode Bending* (MMB). El crecimiento de la deslaminación en modo III no se suele considerar puesto que el ratio de la energía crítica de relajación, *G*_c, para este modo es mucho mayor que el de los otros dos modos (Robinson and Hodgkinson, 2000). La característica común de estos ensayos es que el modo de crecimiento de la grieta o deslaminación se mantiene constante. Esto no concuerda plenamente con el proceso de deslaminación de una estructura real donde a medida que la deslaminación crece varía el modo en que ésta se propaga. El ensayo *Mixed-Mode End-Load Split* (MMELS) se caracteriza por provocar el crecimiento de la deslaminación en modo mixto variable I/II. Así, tanto por la propia disposición del ensayo como por la variación del modo mixto, este ensayo guarda una mayor relación con el proceso de deslaminación real en una estructura. En este trabajo se incluyen los resultados de deslaminación por fatiga del ensayo MMELS realizados con probetas de laminado carbono-epoxy HTA/6376C, así como los resultados del análisis micrográfico posterior.

2. MODELO DE DESLAMINACIÓN

2.1 Modelo para el ensayo MMELS

Básicamente los ensayos de deslaminación en composites se basan en provocar el crecimiento de una deslaminación inicial, o *pre-crack*, en probetas tipo viga. El ensayo MMELS es una variación del ensayo en modo II *End Load Split* (ELS) donde la carga exterior sólo se aplica a uno de los brazos o vigas de la probeta. La Fig. 1 representa esquemáticamente este ensayo en el que se incluye una guía lineal en la dirección horizontal para evitar la inclusión de fuerzas axiales a medida que el brazo de la probeta flexiona.



Fig. 1 - Esquema del ensayo Mixed-Mode End-Load Split (MMELS)

Este ensayo ha sido analizado por Hasehmi *et al.* (1990) y Kinloch *et al.* (1993) mediante la teoría de vigas de primer orden y la inclusión de algunos factores de corrección para ajustar las predicciones a los resultados experimentales y tener en cuenta la anisotropía del material. Si bien en sus análisis se recoge cierta variación del modo mixto con el crecimiento de la deslaminación, estos autores consideran que la variación es tan pequeña que prácticamente se puede despreciar. Bao *et al.* (1992) también han analizado este tipo de ensayo, entre otros, mediante una técnica de reescalado ortotrópica combinada con expresiones matemáticas para conseguir la mayor aproximación a la solución obtenida con

elementos finitos. Según estos autores la tasa de energía de relajación total y en modo I se puede expresar como:

$$G = \frac{6P^2}{E_{11}b^2h_1^3} \left(1 - \left(\frac{\eta}{\eta + 1}\right)^3\right) \left[a + Y\left(1 + F\left(1 - \eta\right)\right)\lambda^{\frac{1}{4}}h_1\right]^2$$
(1)

$$G_{\rm I} = \frac{AP^2}{E_{11}b^2h_1^3} \left[a + Y_{\rm I} \left(1 + F_{\rm I} \left(1 - \eta \right) \right) \lambda^{\frac{1}{4}} h_1 \right]^2$$
(2)

En las ecuaciones anteriores *a* corresponde a la longitud de la deslaminación o grieta, *P* es la fuerza exterior aplicada, *b* la anchura de la probeta, h_1 el espesor del brazo de la probeta dónde se aplica la carga y η es el ratio entre h_1 y el espesor del brazo no cargado, h_2 . E_{11} corresponde al módulo de Young en la dirección de la fibra y $\lambda = E_{22}/E_{11}$, donde E_{22} es el módulo de Young en la dirección transversal. Las expresiones para los parámetros *Y*, *F*, *A*, *Y*₁ y *F*₁ se pueden encontrar en Bao *et al.* (1992). Si bien no existe una concordancia total entre los dos modelos, durante el análisis de los resultados experimentales se ha utilizado el modelo propuesto por Bao *et al.* (1992). Considerando la componente total de la energía de relajación como la suma de las componentes en modo I y modo II (el modo III se menosprecia) y las ecuaciones (1) y (2), es posible calcular la variación del modo mixto a medida que la deslaminación se propaga. En la Fig. 2 se muestra la variación del modo mixto según Bao *et al.* (1992) para los dos tipos de probetas utilizadas en este estudio, una con $\eta = 0.25$ y la otra con $\eta = 1$.



Fig. 2 - Variación del modo mixto en el ensayo MMELS según Bao et al. (1992)

2.2 Modelo de deslaminación por fatiga

El crecimiento de la deslaminación por fatiga se caracteriza mediante la ley de París. Existen varios modelos en la literatura donde se asume una variación monotónica de los parámetros de esta ley con el modo mixto, G_{II}/G . Evidentemente, la evolución de los parámetros de la ley de París depende de los micro-mecanismos presentes en el crecimiento de la deslaminación. En modo I no existe fricción entre los brazos de la

probeta mientras que éste es un mecanismo importante en modo II. Tal y como demuestra el análisis fractográfico llevado a cabo por Asp *et al.* (2001), la presencia de *matrix rollers* es mayor en las probetas ensayadas en modo II. Durante la propagación en modo II en el frente de grieta se forman micro-grietas que finalmente se unen propagando la deslaminación (Singh y Greenhalgh, 1998). A mayor proporción de modo II, un mayor número de micro-grietas dan lugar a la formación de *shear cusps*. Si bien es posible utilizar ciertos laminados para reducir el *fibre bridging*, este fenómeno no se puede evitar del todo y es posible apreciar fibras conectado uno y otro brazos de las probetas durante los ensayos. La forma como estos micro-mecanismos interactúan entre sí no es bien conocida, pero no existe razón para pensar que ésta se dé de forma monotónica en la evolución de los parámetros de la ley de Paris. Los estudios llevados a cabo por Blanco *et al.* (2002 y 2003) demuestran una variación no-monotónica tanto del coeficiente como del exponente de esta ley. El modelo propuesto se puede expresar como:

$$\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N} = D \left(\frac{\Delta G}{G_{\rm c}}\right)^r \tag{3}$$

donde N es el número de ciclos y ΔG es el rango de energía de relajación. La tasa de la energía crítica de relajación, G_c , y los parámetros D y r varían en función del modo mixto según:

$$G_{\rm c} = g_1 + g_2 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right) + g_3 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right)^2 \tag{4}$$

$$\log D = d_1 + d_2 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right) + d_3 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right)^2 \tag{5}$$

$$r = r_1 + r_2 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right) + r_3 \left(\frac{G_{\rm II}}{G}\right)^2 \tag{6}$$

Los coeficientes g_i , d_i y r_i son parámetros de ajuste a los datos experimentales.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El presente estudio continúa en el trabajo realizado por Asp *et al.* (2001) en el que se llevó a cabo una serie de ensayos para caracterizar la deslaminación por fatiga en modo I, modo II y modo mixto constante $G_{II}/G = 0.5$. Todas las probetas han sido laminadas a partir de un *prepreg* carbono-epoxy HTA/6376C de la casa Hexcel de acuerdo a las especificaciones del fabricante. En Asp *et al.* (2001) se incluyen más detalles sobre las propiedades del material. Las probetas utilizadas en el ensayo MMELS tienen una anchura *b* de 20 mm y su longitud efectiva es L = 150 mm. Durante el ensayo se han utilizado dos secuencias de apilado distintas: $[0_5//(\pm 5, 0_8)_s]$ y $[0_{20}//(\pm 5, 0_8)_s]$. Al primer tipo de probetas le corresponde un ratio entre los espesores de los brazos de la probeta, $\eta = h_1/h_2$, de 0.25, mientras que para el segundo tipo este ratio es 1. El signo "//" se refiere al plano de la deslaminación artificial o *pre-crack*, tal y como se muestra en la Fig. 3. Las capas de ±5° se incluyen a fin de reducir el fenómeno *fibre bridging* a medida que la deslaminación crece. Para el estudio realizado se ha considerado que el crecimiento de la deslaminación se produce en ausencia de este fenómeno, si bien se ha constatado cierta presencia de *fibre bridging* durante el ensayo.

A fin de conseguir la máxima variación posible del modo mixto se incluye un pre-crack, a_0 , de aproximadamente 2.5 mm en la probeta $\eta = 0.25$ y 9.5 mm en la probeta $\eta = 1$. Cabe mencionar que la inclusión de pre-cracks tan cortos comporta una mayor dificultad en la realización del ensayo puesto que éste tiende a ser inestable para longitudes de grieta tan pequeñas y la deslaminación se puede producir de forma estática en lugar de por fatiga. Para evitar efectos no lineales a medida que aumenta la deslaminación es importante asegurar que la carga exterior, P, se aplica en el centro del brazo de la probeta. Durante los ensayos se ha utilizado una variante de las bisagras diseñadas por Brandt (1998) para asegurar esta condición en ambas geometrías de probeta. En la Fig. 4 se muestra el tipo de bisagra utilizada durante el ensayo. Ambos cantos de las probetas se han pintado de blanco y se les ha pegado un regla de papel transparente con marcas a intervalos de 1 mm a partir del punto de aplicación de la carga exterior para facilitar la medida de deslaminación durante el ensayo. A pesar de que la grieta se propaga en forma convexa en modo I (Schön et al., 2000), por necesidades experimentales ésta se ha medido in-situ en la máquina de ensayos en ambos costados de la probetas. El error cometido se considera insignificante, especialmente para mayores componentes de modo II, donde el frente de la grieta es más plano (Asp et al, 2001). Los ensayos se han llevado a cabo a temperatura ambiente con un ratio $P_{\min}/P_{\max} = 0.1$ y una frecuencia de 2 Hz.



Fig. 3 - Secuencia de apilado y pre-crack para las probetas MMELS



Fig. 4 - Bisagra utilizada durante el ensayo MMELS

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Debido a la corta longitud de los *pre-crack* incluidos en la laminación de las probetas y a la inestabilidad intrínseca del ensayo MMELS para grietas de pequeño tamaño, en sólo 6 de las 9 probetas ensayadas del tipo $\eta = 0.25$ y en sólo 5 de las 7 ensayadas del tipo $\eta = 1$, la deslaminación ha progresado por fatiga de forma más o menos estable. Además, la dispersión en los resultados y en el crecimiento de la deslaminación por fatiga es grande para ambos tipos de probetas. La Fig. 5 muestra la evolución de la deslaminación por fatiga respecto al número de ciclos para una probeta de cada tipo.



Fig. 5 - Deslaminación vs. número de ciclos. Izda. $\eta = 0.25$, dcha. $\eta = 1$

Dado que en este tipo de ensayo el modo mixto varía continuamente con la longitud de grieta, para la predicción de la propagación de la deslaminación se debe tener en cuenta la evolución de los distintos parámetros en las anteriores ecuaciones. La Fig. 6 muestra la comparación entre los resultados experimentales y las predicciones. En la figura se puede apreciar que la predicción del ratio de propagación basado en la variación continua del modo mixto sólo es capaz de conseguir cierta aproximación respecto a los resultados experimentales. El modelo sobreestima esta propagación, ofreciendo así una previsión conservativa.



Fig. 6 - Propagación de grieta. Izda. $\eta = 0.25$, dcha. $\eta = 1$

Después del ensayo algunas de las probetas se han deslaminado manualmente y se han analizado mediante SEM las superficies deslaminadas. Si bien a simple vista es posible distinguir las zonas donde la deslaminación ha progresado por fatiga de las que lo ha hecho estáticamente, esta distinción no es posible mediante SEM. Un hecho similar fue observado por Singh y Greenhalgh (1998). En la Fig. 7 se presenta una superficie de deslaminación donde es posible distinguir tres zonas: *pre-crack*, deslaminación estática provocada manualmente y deslaminación por fatiga. La Fig. 8 incluye dos micrografías de dos superficies de deslaminación donde se pueden observar algunos de los micromecanismos de deslaminación por fatiga mencionados anteriormente.



Fig. 7 - Superficie de deslaminación estática y por fatiga



Crecimiento deslaminación

Fig. 8 - Micro-mecanismos de deslaminación por fatiga en las probetas MMELS

5. CONCLUSIONES

Se ha caracterizado la deslaminación por fatiga en modo mixto variable mediante el ensayo MMELS en un laminado carbono-epoxy HTA/6376C. A pesar de la dispersión en los resultados, se ha comprobado que el modelo de variación no-monotónica de los parámetros de la ley de Paris propuesto por Blanco *et al.* (2003) es capaz de predecir el ratio de propagación de la deslaminación sólo con cierta aproximación si bien las predicciones son conservativas. El análisis fractográfico indica una interacción compleja de los distintos micro-mecanismos de deslaminación por fatiga en modo mixto variable.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a Sören Nilsson en Swedish Defence Research Agency (FOI) la fabricación de las probetas y a Hans Öberg su colaboración durante los ensayos a fatiga. Este estudio ha sido financiado en parte por el DGICYT (MAT2000-0741-C02-01), Swedish Research Council (RV) y Swedish Defence Materiel Administration (FMV).

REFERENCIAS

ASP, L.E., SJÖGREN, A., GREENHALGH, E. (2001). Delamination growth and thresholds in a carbon/epoxy composite under fatigue loading. *Journal of Composites Technology and Research* 23 (2), pp. 55-68.

BAO, G., HO, S., SUO, Z., FAN, B. (1992). The role of material orthotropy in fracture specimens for composites. *International Journal of Solids and Structures* 29 (9), pp. 1105-1116.

BLANCO, N., GAMSTEDT, E.K., ASP, L.E., MAYUGO, J.A., COSTA, J. (2002). Sobre la delaminación cíclica en modo mixto en un composite. *XV Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica*, 11-13 Diciembre 2002. Cádiz.

BLANCO, N., GAMSTEDT, E.K., ASP, L.E., COSTA, J. (2003). Mixed-mode delamination in a carbon-fibre composite laminate under cyclic loading. *14th International Conference on Composite Materials, 14-18 July 2003*. San Diego (en premsa).

BRANDT, F. (1998). New load introduction concept for improved and simplified delamination beam testing. *EXPERIMENTAL TECHNIQUES* 22 (1), PP. 17-20.

HASHEMI, S., Kinloch, A.J., Williams, J.G. (1990). The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fibre-polymer composites. *Proceedings of the Royal Society, London A* 427 (1872), pp. 173-199.

KINLOCH, A.J., WANG, Y., WILLIAMS, J.G., YAYLA, P. (1993). The mixed-mode delamination of fibre composite materials. *Composites Science and Technology* 47 (3), pp. 225-237.

ROBINSON, P., HODGKINSON, J.M. (2000). Interlaminar fracture toughness. En: J.M. Hodgkinson (ed.) *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. Woodhead Publishing, Cambridge, pp. 170-210.

SINGH, S., GREENHALGH, E. (1998). Micromechanisms of interlaminar fracture in carbon fibre reinforced plastics at multidirectional ply interfaces under static and cyclic loading. *Plastics, Rubber and Composites* 27 (5), pp. 220-226.

SCHÖN, J., NYMAN, T., BLOM, A., ANSELL, H. (2000). A numerical and experimental investigation of delamination behaviour in the DCB specimen. *Composites Science and Technology* 60 (2), pp. 173-184.

Comportamiento mecánico a largo plazo de tuberías de plástico reforzadas con fibra de vidrio

A. Vieira, J. Reis

INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, Leça do Balio, Portugal A. T. Marques, A. J. M. Ferreira, R. M. Guedes INEGI/DEMEGI Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal

RESUMO

O ciclo de vida de tubagens em plástico reforçado com fibra de vidro (PRFV), usadas em abastecimento de água e saneamento é de, aproximadamente, 50 anos. Por esta razão, estes produtos requerem uma previsão fiável da evolução de alguams propriedas a longo prazo. Serão apresentadas as Normas Europeias actuais, para a previsão do comportamento a longo prazo de tubagens em PRFV. Porém, os métodos propostos pelas normas são essencialmente empíricos, "tentando simular em laboratório as condições de serviço, tanto em termos de solicitações mecânicas como em termos de condições ambientais", apesar de alguns princípios gerais acerca do comportamento a longo prazo de compósitos de matiz polimérica serem considerados a nível qualitativo.

1. INTRODUÇÃO

As tubagens em plástico reforçado com fibra de vidro (PRFV) são uma familia que abrange produtos diferentes, dependendo das tecnologias de produção usadas. Cada tecnologia permite a produção de laminados com diferentes composições e propiedades mecânicas. Nas camadas interiores, em contacto com a água, a resina pode ser carregada para reforçar a resistência química. Por outro lado, as camadas exteriores servem de reforço estrutural. Para o transporte de água sobre pressão e para o saneamento, são consideradas três tecnologias principais:

• Tubagens produzidas por enrolamento filamentar clássico, que pode ser descrito como um laminado de camadas unidireccionais, com cruzamento entre as camadas adjacentes;

• Tubagens produzidas por enrolamento filamentar contínuo, que apresentam uma construção em "sandwich" com camadas exteriores de reforço e um núcleo em que a resina é misturada com fibras curtas e com cargas de silicatos;

• Tubagens produzidas pelo processo de moldação por centrifugação, consistindo numa construção camada a camada em que a resina é misturada com fibras curtas, e nas camadas internas adicionam-se cargas de silicatos e carbonato de cálcio.

As Normas Europeias actuais, relativas ao comportamento a longo prazo de tubagens em PRFV, especificam a determinação de quatro propiedades a longo prazo (14 meses ou 10.000 horas), para assegurar uma utilização confiável para o tempo de vida previsto (50 anos ou 438.000 horas). A necessidade de tão fortes requisitos, deve-se ao facto de a rotura de uma tubagem poder provocar consideráveis perdas económicas e importantes dificuldades sociais.

Porém, estes fortes requisitos representam um grande obstáculo a possíveis melhorias ou inovações nos produtos. Por outro lado, estes longos tempos de ensaio impedem os consumidores de proceder a testes de controlo da qualidade, para a verificação destas propriedades a longo prazo.

2. PREVISÃO DO COMPORTAMENTO A LONGO PRAZO DE TUBAGENS EM PRFV SEGUNDO AS NORMAS EUROPEIAS

Os métodos de ensaio para previsão do comportamento a longo prazo de tubagens em PRFV, segundo as Normas Europeias em vigor, são:

a) **EN1447** Sistemas de tubagens em plástico – Tubos de plástico termoendurecivél reforçado com fibra de vidro (PRFV) – Determinação da resistência à pressão interna a longo prazo.

b) **EN1227** Sistemas de tubagens em plástico – Tubos de plástico termoendurecivél reforçado com fibra de vidro (PRFV) – Determinação da deflexão relativa última a longo prazo em condições húmidas.

c) **EN1225** Sistemas de tubagens em plástico – Tubos de plástico termoendurecivél reforçado com fibra de vidro (PRFV) – Determinação do factor de fluência em condições húmidas e cálculo da rigidez diametral específica a longo prazo.

d) **EN1120** Sistemas de tubagens em plástico – Tubos de plástico termoendurecivél reforçado com fibra de vidro (PRFV) – Determinação da resistência ao ataque químico dentro duma secção em condições de deflexão

O projecto de tubagens em PRFV enterradas sob o solo é um problema essencialmente unidireccional, devendo-se considerar, predominantemente as tensões e as deformações na direcção circunferencial. Como as tensões axiais são reduzidas, um ensaio estático a curto prazo é suficiente para avaliar a possível evolução desta propriedade a longo prazo.

Para a previsão da resistência da tubagem, usam-se os ensaios de pressão interna (tracção) e os ensaios de deflexão (flexão), ambos a longo prazo. Estes ensaios simulam as condições de serviço mais adversas, dum tubo a transportar água a determinada pressão e comprimido diametralmente pelo peso da terra, apenas suportado por duas arestas diametralmente opostas e sem apoio circunferencial.

É também importante conhecer a variação do módulo de elasticidade apenas à flexão, devido às condições ambientais, para evitar deflexões excessivas a partir das quais a velocidade de deflexão aumenta rápidamente.

O último procedimento de ensaio é uma verificação do envelhecimento químico, e como não está ligado à fluência material ou a outros aspectos do envelhecimento que determinam o comportamento mecânico a longo prazo, este foge ao âmbito deste estudo e não será analisado.

2.1 EN1447 – Determinação da resistência à pressão interna a longo prazo

O objectivo deste procedimento, de acordo com a norma EN 1447, é a determinação por extrapolação da pressão hidrostática interna, a longo prazo de tubos em plástico reforçado (PRFV). Cada provete , devidamente cheio de água a determinada temperatura, é submetido a uma determinada pressão interna hidrostática constante. Cada provete é submetido a uma pressão interna diferente, provocando um estado de tensão na parede do tubo que depende da pressão interna aplicada. Fissuras podem iniciar-se e propagar, dependendo do estado de tensões. Estes mecanismos são dependentes do tempo. Para baixos níveis de pressão interna verificam-se maiores tempos até à rotura. A pressão hidrostática interna a longo prazo é obtida por extrapolação dos resultados, em conformidade com com o método A da norma EN 705.

Começa-se por colocar os topos selados em cada uma das extremidades do provete e enchese o conjunto com água. Seguidamente, ligado o conjunto à tomada de pressão hidrostática, a pressão é aumentada no interior do provete até ao nível especificado, e mantida durante todo o tempo de ensaio. No final regista-se o tempo decorrido até surgir uma falha. Na figura 1 é apresentado um tipo de *set-up* possível (tipo 3), segundo a norma, para o ensaio de pressão interna sem pressão nos topos, i.e. sem efeito de fundo. Considera-se que o provete falhou se rebentar, apresentar uma fuga ou se simplesmente exsudar. Uma queda de pressão superior a 2% da pressão especificada, em menos de uma hora, é considerada falha.



Fig. 1 – Equipamento de ensaios segundo a EN1227

Este procedimento destina-se à análise de regressão dos resultados dos ensaios. Será utilizado o método da covariância descrito na norma EN 705. Esta técnica estatística requer que os logaritmos dos resultados:

- a) apresentem uma distribuição normal;
- b) originem uma linha de regressão com declive negativo; e
- c) tenham uma correlação de regressão suficiente elevada.

Esta técnica projecta usualmente a tendência da evolução da propriedade do material a partir de resultados reunidos num período de aproximadamente 10.000 h, para uma previsão da propriedade a 50 anos (1,5 décadas de distância na escala logarítmica). A distribuição dos 25 tempos até ocorrer falha deve corresponder aos limites dados na tabela 1. O tempo até à falha depende da pressão hidrostática interna aplicada.

| Tempo até à falha | Número mínimo | | |
|------------------------------------------|-------------------|--|--|
| Н | de falhas | | |
| 10 <tu<1000< td=""><td>4</td></tu<1000<> | 4 | | |
| $1000 < t_u < 6000$ | 3 | | |
| 6000 <tu< td=""><td>3 *)</td></tu<> | 3 *) | | |
| *)pelos menos 1 deve | e exceder 10000 h | | |

Tabela 1 – Limites da distribuição dos tempos até à falha

A máquina de pressão interna inclui duas estações autómomas. Cada estação permite controlar em paralelo o máximo de 5 provetes (5 *set-up's*) à mesma pressão constante, e que são montados e desmontados simultâneamente. Variações de pressão superiores ao que vem estabelecido na norma, ou seja, quando se verifica em menos de uma hora uma queda de pressão superior a 2% da pressão especificada, são detectadas pela máquina e determinam o fim dum ensaio sem afectar a pressão nos *set-up's* que funcionam em paralelo. Desta forma, os 25 provetes são divididos em cinco grupos de pressão em conformidade com a distribição dos tempos até ocorrer a falha.

Recorreu-se ao método da covariância para se adaptar os logarítmos dos valores a uma recta da forma:

$$y=a+b*x$$

sendo:

y – logaritmo da pressão [log (pi)];

a – intersecção com o eixo dos y;

b – declive da recta;

x - logaritmo do tempo até à falha em horas (log t);

2.2 EN1227 – Determinação da deflexão relativa última a longo prazo em condições húmidas

O objectivo deste procedimento, de acordo com a norma EN 1227, é a determinação por extrapolação da deflexão vertical relativa última, a longo prazo, em condições húmidas, dos tubos em plástico reforçado de vidro (PRFV). Cada provete suportado horizontalmente e submerso em água, é submetido em todo o seu comprimento a uma carga vertical constante. Cada provete é submetido a uma carga diferente. As deflexões verticais são registadas durante o ensaio. A deflexão vertical última a longo prazo em condições húmidas é obtida, como no procedimento anterior, por extrapolação dos resultados, em conformidade com o método A da norma EN 705. Na figura 2 é apresentado o *set-up* para o ensaio de deflexão. A distribuição dos 25 tempos até ocorrer falha é semelhante ao procedimento anterior (tabela 1). Para realizar os ensaios, foram produzidos seis *set-up*'s semelhantes. Quantos mais *set-up*'s, mais rápido será o tempo total para proceder aos 25 ensaios (no mínimo 18 provetes).



Fig. 2 – Equipamento de ensaios segundo a EN1227

Também neste procedimento, a representação das 25 falhas num gráfico cartesiano, com os eixos em escala logarítmica, permite adaptar os resultados a uma recta da forma:

$$y = a + b * x$$

sendo:

- y logaritmo da deflexão relativa última [log $(y_{u,wet}/d_m)$];
- a intersecção com o eixo dos y;
- b declive da recta;
- x logaritmo do tempo até à falha em horas (log t).

2.3 EN1225 – Determinação do factor de fluência em condições húmidas e cálculo da rigidez diametral específica a longo prazo

O objectivo deste procedimento, de acordo com a norma EN 1225, é a determinação por extrapolação da rigidez diametral específica e do factor de fluência a longo prazo e em condições húmidas, dos tubos em plástico reforçado de vidro (PRFV). Apenas um provete é suportado horizontalmente, submerso em água, e submetido em todo o seu comprimento a uma compressão diametral até uma determinada deflexão vertical. As deflexões verticais são registadas durante o ensaio. A rigidez diametral específica é calculada a partir da deflexão e da carga constante:

$$S_{x,wet} = \frac{f * F}{L * y_{x,wet}}$$

onde:

S $_{x, wet}$ - rigidez diametral específica a longo prazo, em newtons por metro quadrado

f - coeficiente adimensional de deflexão que considera a teoria de segunda ordem, é

calculado pela seguinte equação: $f = \{1860 + (2500 * y_{x,wet} / d_m)\} * 10^{-5}$

F - carga constante aplicada, em newtons

L - comprimento médio do provete, em metros

 $y_{x,\ wet}$ – valor extrapolado da deflexão vertical após x anos em condições húmidas, em metros

d_m - diâmetro médio, em metros

O factor de fluência, $\alpha_{x, wet}$, é determinado pela razão entre a rigidez diametral específica a longo prazo, S _{x, wet}, e a rigidez diametral específica inicial, S₀, calculado segundo a norma EN1228:

$$\alpha_{x,wet} = \frac{S_{x,wet}}{S_0}$$

Apenas um provete é utilizado. O *set-up* para este ensaio é o mesmo utilizado para determinar a deflexão (figura 2). A carga constante a aplicar deve ser préviamente calculada a partir da rigidez diametral específica inicial, de forma a comprimir diametralmente o provete até 98% a 98,5% do seu diâmetro médio, d_m. Durante o tempo de ensaio (10000 horas) as deflexões são medidas em intervalos de tempo. Os resultados na escala logarítmica são adaptados por um polinómio de segunda ordem e extrapolados segundo o método C descrito na norma EN705. Este método aplica-se a curvas da forma:

$$y = c + d * x + e * x^{2}$$

sendo:

y – logaritmo da deflexão relativa última [log (y/d_m)];

c-intersecção com o eixo dos y;

d, e – coeficientes de primeira e segunda ordem;

x – logaritmo do tempo até à falha em horas (log t).

3. DISCUSSÃO GERAL SOBRE OS MÉTODOS ACTUAIS

Em sistemas de abastecimento de água e esgotos, a perda de propriedades do material devese, essencialmente, à fluência, ao inchamento das paredes da tubagem, ao amaciamento e à lenta hidrólise da resina e ao ataque químico do líquido na interface. Os métodos existentes desprezam uma caracteristica fundamental da influência do ambiente líquido: a lenta difusão do líquido à temperatura ambiente. Dependendo da composição e da espessura das paredes da tubagem, a saturação do provete pode demorar vários meses. Desta forma, só os reslutados adquiridos após vários milhares de horas incluem a influência do ambiente líquido. Os efeitos provocados pelo fluido influenciam, de forma bastante diferente, os dados obtidos em diferentes tempos, o que aumenta o desvio dos dados que serão usados na extrapolação.

O modelo estatístico que soporta o método de extrapolação, mantém as previsões dentro dum determinado nível de confiança para a distância máxima de extraploação de 1,5 décadas, considerando o tempo em horas. Porém, com estes tipo de métodos, é necessário grandes tempos de ensaio (10.000 horas) para extrapolar os resultados até aos 50 anos (438.000 horas).

A descrição dos resultados experimentais da rotura em fluência, é feita, segundo as normas actuais, recorrendo a relações semelhantes às usadas nos materiais metálicos, como os métodos Larson-Miller e Zhurkov. Estes métodos baseiam-se no decréscimo linear dos tempos até à rotura, representados em escala logarítmica, com o aumento da carga aplicada, também em escala logarítmica. Este comportameto observa-se em muitos materiais homógeneos e isotrópicos. Porém, o comportamento mecânico a longo prazo dos materiais compósitos é muito diferente dos materiais metálicos. Os compósitos apresentam um comportamento marcadamente viscoelástico-viscoplástico não-linear. Um modelo de comportamento visco-elástico linear para materiais compósitos, descreve com poucos desvios dos resultados experimentais, apenas as propriedades medidas na direcção das fíbras. Geralmente, o comportamento linear dos materiais compósitos, está limitado a níveis de carga de apenas 15% da carga máxima. Para pequenas cargas, um modelo viscoéstico linear, semelhante aos modelos usados para descrever os resultados em materiais metálicos, introduz pequenos desvios.

Deduzida a partir dos processos irreversíveis dos princípios termodinâmicos, o modelo de Scharpery permite uma melhor descrição do comportamento viscoelástico-viscoplástico não-linear. No caso uniaxial:

$$\varepsilon(t) = g_0 S_0 \sigma(t) + g_1 \int_{0^-}^t \Delta S(\Psi - \Psi') \frac{d(g_2 \sigma(\tau))}{d\tau} d\tau$$

onde $\varepsilon(t)$ é a resposta observada ao aplicar uma solicitação $\sigma(t)$, S_0 representa a flexibilidade elástica, $\Delta S(t)$ é a flexibilidade linear de fluência, $\Psi \in \Psi$ ' são os tempos "reduzidos":

$$\Psi = \int_{0^{-}}^{t} \frac{d\tau'}{a_{\sigma}} \quad e \quad \Psi' = \int_{0^{-}}^{\tau} \frac{d\tau'}{a_{\sigma}}$$

onde $g_0(\sigma)$, $g_1(\sigma)$, $g_2(\sigma)$ e $a_{\sigma}(\sigma)$ representam parâmetros não lineares, dependentes do estado de tensões.

Outra limitação dos métodos actuais, em que os resultados se baseiam na extrapolação de vários pontos de falha, é a dificuldade de incluir as variações materiais na análise de regressão, sem usar um grande número de provetes (25). Todas as incertezas associadas com as condições de carga, a análise estrutural, os parâmetros de construção e os desvios das propriedades materiais, podiam ser incorporadas num modelo estatístico coerente.. Segundo as normas actuias, a extrapolação por regressão linear baseia-se na construção de uma recta que inclui somente os pontos de rotura dos vários provetes. A maior parte da informação da evolução da deformação ou da deflexão em função do tempo, não é utilizada para prever o valor da deformação ou deflexão últimas. Isto deve-se à falta de um critério de falha baseado na deformação ou deflexão instantânea. Tal critério deve ser formulado com base nas trocas enegéticas. Segundo Brüller, em condições de fluência, o trabalho realizado pelas forças exteriores é transformado em energia elástica armazenada, W_{armazenado}, e em energia dissipada W_{dissipado}, sendo ambas sempre iguais. Também assumiu que a rotura acontece quando a energia armazenada em função do tempo atinge um determinado valor que é uma constante do material. Então, a deformação ou a deflexão na rotura a uma determinada carga constante σ_0 poderá ser prevista pela seguinte equação:

$$\varepsilon_{rotura} = \frac{W_{tot}}{\sigma_0} + \varepsilon_{elastica}$$
 em que: $W_{total} = W_{armazenado} + W_{dissipado} = 2 * W_{dissipado}$

O trabalho pode ser medido a partir de qualquer curva de fluência até à rotura, mesmo aquelas com elevados níveis de carga e de curta duração.

Por último, os métodos actuias consideram W_{total} constante, que sigmifica que os mecanismos responsáveis pela rotura material a longo prazo são os mesmos para diferentes níveis de carga. Utilizando um método para prever a rotura, baseado na deformação ou deflexão instantânea, é possivel determinar a deformação ou deflexão última a longo prazo, e em que o trabalho é uma função da carga.

REFERÊNCIA

EN1447 (1995), Plastics piping systems – Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes - Determination of long-term resistance to internal pressure

EN1227 (1997), Plastics piping systems – Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes - Determination of the long-term ultimate relative ring deflection under wet conditions.

EN1225 (1995), Plastics piping systems – Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes - Determination of creep factor under wet conditions.

EN705 (1994), Plastics piping systems – Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes and fittings - Methods for regression analyses and their use on GRP pipes and fittings systems.

EN1228, Plastics piping systems – Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes – Determination of initial specific ring stiffness.

A. T. MARQUES, F. M. BRITO (1997), Comparison of methodologies for prediction of long-term properties of GRP pipes. Proceedings 3° International Conference on Progress in Durability Analysis of Composite Systems, USA.

BRÜLLER, O.S. (1996), Creep and failure of fabric reinforced thermoplastics. In Progress in Durability Analysis of Composite Systems, Rotterdam

Simulación y ensayo del vuelco de autobuses construidos en materiales compuestos

L. Castejón, J. Cuartero, M. Van Rijn, R. Guzmán de Villoria Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España M. A. Martínez Sistemas y Procesos Avanzados S.L., Zaragoza, España P. Santolaya, E. Romeo, C. Roca Hispano Carrocera S.A.,Zaragoza, España

RESUMEN

Al diseñar la estructura de un autobús interurbano, no sólo se deben tener en cuenta criterios de rigidez y resistencia frente a cargas estáticas y dinámicas, sino también criterios de absorción de energía frente a choque. En este sentido, cabe destacar el fenómeno de vuelco por la elevada agresividad del mismo en los accidentes de autobuses en los que aparece involucrado. El presente trabajo muestra una técnica de simulación del ensavo de vuelco de autobuses interurbanos construidos en materiales metálicos y compuestos, que aparece reflejado en el "Reglamento 66 de Ginebra", incluyendo aspectos como el tipo de elemento a utilizar en la modelización y la forma de implementar modelos de material y criterios de fallo. Se muestra la aplicación de la técnica desarrollada a autobuses en acero y materiales compuestos. De cara a validar esta técnica para el caso de autobuses construidos en materiales poliméricos reforzados, se construyeron diferentes módulos de autobús, los cuales fueron ensayados frente a vuelco y paralelamente, este ensayo fue simulado por medio de la técnica desarrollada. El grado de correlación entre resultados numéricos y experimentales fue muy elevado. Los diseños propuestos fueron capaces de superar los requerimientos especificados en la normativa. Una vez que Hispano Carrocera S.A. construyó el prototipo, se ensayo bajo diversas hipótesis de carga, aplicando extensometría con objeto de determinar la deformación y tensión de diversos puntos de la estructura.

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente el segundo medio de transporte colectivo más seguro es el transporte en autobús, después del avión. Sin embargo, en los últimos años existe un interés generalizado en la mejora de la seguridad tanto activa como pasiva en autobuses, dado el elevado impacto social que tienen los accidentes de este tipo de vehículos. En este sentido,

los organismos internacionales de reglamentación están desarrollando una labor importante, con objeto de establecer nuevas medidas de seguridad. Por ejemplo, un resultado de esta línea de trabajo es el Reglamento 66 de Ginebra, el cual ha sido confeccionado con objeto de reglamentar una resistencia mínima frente a vuelco para la superestructura de los autobuses, en el cual se define un ensayo que cubre el 70 % de los casos de accidentes que involucran vuelco.

Teniendo en cuenta el elevado coste del ensayo de vehículo completo, se tiende a la simulación del mismo. El presente trabajo muestra una técnica de simulación del ensayo de vuelco de autobuses completos construidos en materiales metálicos y compuestos, la cual fue validada previamente, por medio de la realización y simulación del ensayo de vuelco marcado en la normativa sobre módulos de autobuses construidos en acero y materiales compuestos.

El presente trabajo muestra un nuevo concepto de autobús construido en materiales compuestos. Dicha estructura de autobús es capaz de superar los requerimientos de rigidez y resistencia aplicados a los autobuses tradicionales construidos en acero. El vuelco de este autobús construido en materiales compuestos se estudia por medio de la técnica de cálculo desarrollada y la implementación de los modelos adecuados de material para el tratamiento de las características particulares de estos materiales.

Finalmente se analiza el grado de mejora obtenido por medio de la aplicación de absorbedores de energía frente a vuelco para este tipo de vehículos.

Una vez que el prototipo fue construido se ensayo bajo diversas hipótesis de carga y se aplicó extensometría con objeto de determinar el nivel de deformación y tensión de diversos puntos de la estructura.

2. REGLAMENTO 66 DE GINEBRA

El Reglamento 66 de Ginebra sobre "Resistencia de la Superestructura de los Vehículos de Grandes Dimensiones para el Transporte de Pasajeros", indica un ensayo tipo con objeto de comprobar la resistencia frente a vuelco de la estructura de un autobús. El esquema del ensayo se puede ver en la siguiente figura.



Fig. 1- Ensayo de vuelco marcado por el Reglamento 66 de Ginebra

Se define un espacio de supervivencia con forma de trapecio, que no debe ser invadido durante el ensayo, tanto por la carrocería, como por cualquier elemento accesorio. Dicho trapecio, cuya base mayor se encuentra a 500 mm del suelo al que son sujetados los asientos, posee las siguientes dimensiones: Longitud de la base mayor: 2050 mm; longitud de la base menor: 1550 mm; altura: 750 mm

La energía absorbida por el vehículo durante el ensayo vale: $E = m g \Delta h$

Donde m: masa total; g: 9.8 m/s²; Δh : Distancia entre la posición superior e inferior del centro de masas durante el ensayo.

El R66 está en vigor en España desde 1992. A día de hoy todavía es de aplicación voluntaria en los diferentes países de la CE. A pesar de las incuestionables mejoras en seguridad que representa queda mucho por hacer a nivel político, para que esas ventajas lleguen a cuantos más usuarios mejor. Además, es un punto fuerte de la industria española que sería mucho más competitiva en la exportación si fuera de obligatorio cumplimiento en un mayor grupo de países.

3. TÉCNICA DE SIMULACIÓN DEL VUELCO DE AUTOBUSES

El esquema global de la técnica desarrollada para la simulación del vuelco de autobuses se muestra a continuación.



Fig. 2 - Diagrama de flujo de aplicación de la técnica de simulación del ensayo de vuelco de autobuses

El primer bloque de información correspondería a la geometría de un autobús ya diseñado o construido, o a los requerimientos que tienen que ser superados por el autobús que va a ser diseñado. Una vez que la geometría ha sido definida, se desarrolla el modelo de elementos finitos de la estructura del autobús. Las líneas clave para definir los elementos finitos a aplicar en cada tipo de estructura son las siguientes:

| Pieles de material compuesto de estructuras sandwich | Elementos lámina | |
|------------------------------------------------------|-------------------|--|
| Núcleos de estructura sandwich | Elementos sólidos | |
| Superestructura | Elementos lámina | |

Tabla 1 - Elementos finitos a usar en cada tipo estructural

Los modelos de material a aplicar son introducidos en el siguiente paso. El procedimiento se resume como sigue:

Si la estructura del autobús o una parte de ella se encuentra construida en materiales compuestos, los modelos utilizados para definir el comportamiento elástico y los criterios de fallo basados en tensiones, se incorporan por medio de una subrutina. Esta subrutina es introducida en los códigos abiertos de elementos finitos que se aplican en el cálculo. Cuando un fallo en el material es detectado durante el proceso de cálculo, en base a la aplicación de los siguientes criterios, sus propiedades son reducidas a cero en el elemento en el que se ha producido el fallo, a lo largo de los siguientes 100 incrementos de cálculo. Dado que los componentes construidos en materiales compuestos del autobús son modelados por medio de elementos lámina, se obtienen las siguientes componentes de

Criterio de fallo intralaminar aplicado:

Criterio de Tsai-Wu, Consistente en una suma de productos lineales y cuadráticos. Para una lámina delgada ortótropa, bajo tensión plana, el criterio de Tsai-Wu se define como sigue:

tensión σ_1 , σ_2 , τ_{12} , τ_{13} , τ_{23} las cuáles se incorporan en los siguientes criterios de fallo.

donde:

$$F_{ij}\sigma_i\sigma_j + F_i\sigma_i = 1 \qquad i_2j = 1,2,3 \qquad f^* = -0.5 \qquad (1)$$

$$F_{11} = \frac{1}{xx'}; F_{22} = \frac{1}{yy'}; F_{33} = \frac{1}{s^2}; F_1 = \frac{1}{x} - \frac{1}{x'}; F_2 = \frac{1}{y} - \frac{1}{y'}; F_3 = 0$$

$$F_{12} = -0.5. f^* \cdot \sqrt{F_{11} \cdot F_{22}}$$

X y X': Resistencia a tracción y compresión del material en dirección 1 con : Y e Y': Resistencia a tracción y compresión del material en dirección 2 **S** : Resistencia a cortante intralaminar

Criterio de cortadura interlaminar aplicado: La siguiente expresión es utilizada.

$$\frac{\tau_{1s}^{2} + \tau_{23}^{2}}{s^{2}} = 1$$
 (2)

(1)

Se aplican correctamente las condiciones iniciales y de contorno, como sigue:

Condiciones de apoyo

Se apoyan los nodos localizados en el exterior de los neumáticos que definen el eje de rotación, a lo largo de la simulación del ensayo de vuelco. Estos se encuentran unidos a la estructura por elementos auxiliares como se muestra en la figura 3.

Posición inicial

El cálculo se inicia con el vehículo localizado en una posición inmediatamente anterior al impacto con el suelo, como se puede ver en la figura 4.









Campo de velocidades iniciales

Se define una velocidad de traslación nula del eje de rotación por medio de apoyar dos nodos que se encuentran en dicha línea y se aplica una velocidad de rotación en torno de este eje, de cara a simular el movimiento de la estructura al comienzo de la simulación, como se observa en la figura 5.





Donde :

m : masa del autobús.

g : aceleración de la gravedad.

Fig. 5 - \omega inicial del autobús respecto a su eje de rotación. Ah: diferencia de altura del centro de masas entre la posición inicial y un instante antes del impacto.

I: Momento de inercia del autobús respecto al eje de rotación.

Definición del contacto entre suelo y autobús

Se define el contacto entre una superficie maestra y un conjunto de nodos esclavos. La superficie maestra es definida por medio de un elemento rígido usado para modelizar el suelo contra el que impacta la estructura. El conjunto de nodos pertenece a la modelización del autobús y contiene todos los nodos susceptibles de contactar con el suelo.

Campo de fuerzas externas

Se aplica una aceleración de módulo constante y dirección vertical, encargada de simular la acción de la gravedad.

Una vez que todos estos aspectos han sido especificados, definiendo el modelo matemático a analizar, la simulación puede tener lugar, por medio de un método de integración explícito a lo largo del tiempo de la ecuación de equilibrio dinámica, el cual tiene en cuenta el cambio de geometría debido a la deformación.

El último paso consiste en analizar los resultados obtenidos, llevando a cabo tantos rediseños como sean necesarios, de cara a obtener una estructura de autobús optimizada que cumpla los diversos requerimientos existentes, en términos de rigidez y resistencia frente a vuelco.

4. SIMULACIÓN DEL VUELCO DE UN MÓDULO DE AUTOBÚS CONSTRUIDO EN MATERIALES COMPUESTOS

Una vez que la técnica de simulación fue validada, se llevó a cabo la simulación de un módulo de autobús construido en materiales compuestos. Los resultados obtenidos se muestran a continuación.

En las figuras 6 y 7 se muestra el modelo de elementos finitos realizado y el módulo real.

| TIPO de ELEMENTO | N+MERO | MODELAN | |
|--------------------------|--------|--------------------|--|
| L ß mina de 4 nodos | 26296 | Cuadernas, Pieles, | |
| | | Refuerzos, etc | |
| Barra de 2 nodos | 1351 | Plataforma de | |
| | | Anclaje y Trapecio | |
| S¾lido de 8 nodos | 1730 | Espumas y Lastre. | |
| Lßmina rÝgida de 4 nodos | 1 | Zona de impacto. | |



Fig. 6 - Modelo de elementos finitos del módulo de autobús



Fig.7 - Módulo de autobús en materiales compuestos analizado

El módulo de autobús construido en materiales compuestos fue desarrollado en la empresa Hispano Carrocera S.A., al igual que el autobús completo.

De cara a obtener un coeficiente de seguridad relativo al requerimiento normalizado, se realizó un conjunto de medidas en los puntos más significativos de cada cuaderna (U y L), localizados a la misma altura que las bases del trapecio de supervivencia.



A continuación se muestra un conjunto de imágenes del módulo de autobús durante la realización del ensayo de vuelco.

Fig. 8 - Conjunto de imágenes del módulo de autobús durante la realización del ensayo de vuelco.

El factor de seguridad relacionado al requerimiento consistente en la no invasión del trapecio de supervivencia durante el ensayo de vuelco especificado en el Reglamento 66 de Ginebra, se calcula a partir de la distancia entre los puntos U y L de la cuaderna i al trapecio de supervivencia y el desplazamiento horizontal de dichos puntos (d_{Ui} o d_{Li}), para el instante en el que el desplazamiento es mayor.

Si se analiza el punto L de la cuaderna i, se aplica: $N_{Li} = \frac{150}{d_{Li}}$ (3)

Si se analiza el punto U de la cuaderna i, se aplica:

$$N_{Ui} = \frac{354.5}{d_{Ui}}$$
(4)

Los resultados obtenidos en términos de coeficientes de seguridad de desplazamientos para las dos cuadernas se muestran en la tabla 2. Tanto para el estudio numérico como para el experimental.

Como se puede observar en la tabla 2, la estructura del autobús analizado es capaz de superar los requerimientos relacionados con el ensayo de vuelco especificado en el Reglamento 66 de Ginebra.

| d _{ınf} min _{mer} | d _{ıNF} min ensayo | Error _{inf} | d _{sup} min _{MEF} | d _{sup} min | Error _{sup} |
|-------------------------------------|-----------------------------|----------------------|-------------------------------------|----------------------|----------------------|
| (mm) | (mm) | (%) | (mm) | ensayo(mm) | (%) |
| 76.7 | 81 | 5.6 | 150.7 | 161 | 6.7 |

Tabla 2 - Coeficientes de seguridad relacionados con el requerimiento especificado en el Reglamento 66 de Ginebra, obtenidos por medio de simulación y ensayo de un módulo de autobús en materiales compuestos.

5. SIMULACIÓN DEL ENSAYO DE VUELCO DE UN AUTOBÚS COMPLETO CONSTRUIDO EN MATERIALES COMPUESTOS

El nuevo concepto de autobús ligero, construido en materiales compuestos, consistente en una estructura autoportante, compuesta por diferentes subestructuras. La figura 10 muestra el modelo de elementos finitos de este autobús en materiales compuestos.



Fig. 9 - Modelo de elementos finitos del autobús en materiales compuestos.



Fig. 10 - Subestructuras del autobús analizado.

Las subestructuras más importantes son las cuadernas, las cuales están construidas con fibras de vidrio y carbono y resina de poliéster, por el procedimiento de enrollamiento continuo. Estas cuadernas están reforzadas con tejidos de fibra de vidrio orientados $\pm 45^{\circ}$ en sus almas, de cara a resistir los esfuerzos de cortadura. Los marcos inferiores están construidos también por el procedimiento de enrollamiento continuo, por medio de fibra de vidrio y resina de poliéster.

Las cuadernas unen las estructuras tipo sándwich de techo, suelo y laterales. Todas estas estructuras poseen pieles formadas por tejidos de fibra de vidrio. Un núcleo de espuma de poliuretano es aplicado en la estructura sándwich de techo. Una estructura emparrillada constituida por refuerzos de fibra de vidrio, rellena con espuma de poliuretano se aplica en la estructura sándwich de suelo. Finalmente, los núcleos de las estructuras sándwich

laterales incorporan marcos de fibra de vidrio y resina de poliéster fabricados por enrollamiento continuo, rellenos con espuma de poliuretano y vigas de pultrusión de fibra de vidrio localizadas diagonalmente.

Los marcos inferiores unen el sándwich de suelo y el maletero, el cual se encuentra constituido por una estructura emparrillada de vigas pultruidas de fibra de vidrio.

Las diferentes subestructuras de este autobús autoportante se muestran en la figura 10.

Este autobús en materiales compuestos que proporciona un ahorro de peso sustancial de 1000 kg, frente a un autobús interurbano construido en acero, fue construido en la empresa Hispano Carrocera S.A. Además posee otras importantes ventajas frente a un autobús en acero, que son:

- Se evita el problema de corrosión en la carrocería y todo lo que ello genera, como pintura de protección del metal, menor número de horas de proceso, menor consumo de materiales y menor generación de residuos tóxicos.
- La transmisión de vibraciones por vía sólida es menor que con el acero, lo que supone un mayor confort de los pasajeros y menos materiales, tiempo y coste destinados a la absorción de estas vibraciones y ruido.
- Por otro lado, hay que tener en cuenta la evolución a la baja del precio de las materias primas en el caso de los materiales compuestos, provoca que mejore la viabilidad económica del proyecto con el tiempo.
- La introducción de este tipo de vehículos supone un cambio en los sistemas productivos.
- Incluso afectará a la estética exterior e interior, cambiará la imagen que tenemos actualmente de los autobuses y autocares

La figura 11 muestra la evolución de las diferentes energías. En 0.09 segundos, la energía cinética alcanza su valor mínimo. Este momento corresponde al instante de máxima energía de deformación.



Fig. 11 - Evolución de las energías.



Fig. 12 - Distancia (mm) entre los puntos U y L de las cuadernas y el espacio de supervivencia.



La figura 13 muestra un conjunto de deformadas de la estructura del autobús construido en materiales compuestos con un factor de magnificación de 1 a lo largo del cálculo.

Fig. 13 - Conjunto de deformadas de la estructura del autobús metálico.

El este caso, las expresiones aplicadas para calcular los coeficientes de seguridad relacionados al requerimiento de rigidez especificado en el Reglamento 66 de Ginebra, se muestran a continuación:

Si se analiza el punto L de la cuaderna i, se aplica:

$$N_{Li} = \frac{150}{d_{Li}}$$
(5)
$$N_{Ui} = \frac{353.7}{d_{Ui}}$$
(6)

150

Si se analiza el punto U de la cuaderna i, se aplica:

Según los resultados obtenidos en términos de coeficientes de seguridad de desplazamientos para las seis cuadernas se obtiene que el punto crítico es el punto inferior de la quinta cuaderna con un coeficiente $N_{L5} = 2.185$, de modo que la estructura del autobús en materiales compuestos analizado es capaz de superar los requerimientos relacionados con el ensayo de vuelco especificado en el Reglamento 66 de Ginebra.

6. EXTENSOMETRÍA

Para comprobar que el autobús tenía el comportamiento previsto mediante el MEF y según el diseño realizado se realizaron pruebas estáticas y dinámicas al autobús tomando datos mediante galgas extensométricas. A fin de comprobar la fiabilidad en diversas circunstancias, las medidas se realizaron a lo largo de cuatro casos de carga. Por otra parte, catorce galgas con un total de veinticuatro canales y puntos de medida fueron colocadas en los puntos más convenientes para conocer el comportamiento global de la estructura. La posición de algunas de las bandas extensométricas aparece en la siguiente figura.

Las galgas fueron colocadas en las posiciones estratégicas y resistentes del autobús, siendo posicionadas tanto en partes de aluminio, acero, como de materiales compuestos.

Por otra parte, en los casos estáticos también se tomaron los desplazamientos en los ejes para poder tener una referencia en cuanto a las condiciones de contorno, para establecer una buena correlación numéricoexperimental.



Fig. 14 - Posición de galgas en el autobús.

Carga de flexión.

El peso total del autobús tras incluir todas las cargas físicas fue de 17980 kg (siendo 18000 kg el Peso Máximo Permitido para este tipo de vehículo).

Carga de torsión.

Para la generación de esta carga se levantó la rueda delantera izquierda (según orden de marcha) 200 mm con respecto a las demás ruedas, con el autobús completamente cargado con los 17980 kg.

Carga dinámica en perfil de vía bacheado.

El ensayó se realizó en un circuito de aproximadamente 1, por un camino con perfil de vía irregular y bacheado. La velocidad a la que se realizó el ensayo fue de 60 km/h. El autobús iba con carga completa (17980 Kg).

Carga de aceleración y deceleración brusca.

El ensayo se realizó en el mismo circuito que el ensayo anterior. El autobús consiguió alcanzar una velocidad de 30 km/h en 12 m lo que equivale a una aceleración de 3 m/s^2 . La deceleración fue aproximadamente del mismo valor. El autobús iba con carga completa (17980 kg).

Con los valores de deformación obtenidos en cada canal y para cada caso de carga se calcularon numéricamente las tensiones que soporta cada uno de las capas de cada zona del autobús. Las tensiones obtenidas en la mayoría de los casos son muy bajas, obteniéndose valores de coeficientes de seguridad siempre superiores a 4. De la observación de los resultados en términos de coeficientes de seguridad se deduce que es

posible reducir el peso total del autobús de materiales compuestos por medio de nuevos diseños.



Fig. 15 - Imagen exterior e interior del autobús.

En cuanto a las gráficas de resultados y a modo de ejemplo, se muestra el comportamiento de la galga número 15 en el caso dinámico de aceleración y frenado, donde se observa perfectamente la aceleración y el frenado en forma de un aumento de la tracción en la galga mientras el vehículo acelera y un brusco paso de tracción a compresión cuando el vehículo frena.



Fig. 16 - Gráfica microdeformaciones/tiempo para el canal 15.

7. CONCLUSIONES

- Debido al elevado ratio de fallecidos y heridos por accidente en aquellos siniestros que incorporan vuelco, surgió la necesidad de crear el Reglamento 66 de Ginebra, de cara a proporcionar a la estructura de los autobuses una resistencia mínima frente a vuelco.

- En este artículo, se muestra una técnica para simular el ensayo de vuelco de autobuses especificado en dicho Reglamento. Esta técnica permite el análisis de autobuses construidos no sólo en materiales metálicos, sino también en materiales compuestos.

- La técnica de simulación desarrollada fue validada previamente a su aplicación en autobuses completos, por medio de la realización y simulación del ensayo de vuelco de un módulo de autobús en materiales compuestos. Los resultados numéricos obtenidos mostraron un elevado grado de correlación con los valores experimentales.

- Se muestra un nuevo concepto de autobús ligero, construido en materiales compuestos, el cual proporciona un ahorro en peso de 1000 kg frente a uno homologo fabricado en acero. Este autobús cumple los requerimientos del Reglamento 66 de Ginebra con un coeficiente de seguridad de 2.185. La resistencia de este vehículo frente a cargas dinámicas se demostró por medio de la realización de ensayos, con la aplicación de extensometría para determinar los niveles de deformación.

REFERENCIAS

L. CASTEJÓN. Tesis Doctoral: Simulación del vuelco lateral de autobuses interurbanos por medio de una técnica basada en el M.E.F. y su aplicación a un nuevo concepto de autobús en materiales compuestos. Julio 1998.

L. CASTEJÓN, E. LARRODÉ, R. CLEMENTE, M.A. JIMENEZ Y A. MARTINEZ. "Roll over crash simulation of a new concept of light weight bus", 5th International Symposium on Heavy Vehicles and Dimensions. 29 marzo al 3 de abril de 1998. Brisbane (Australia)

L. CASTEJÓN, E. LARRODÉ AND A. MIRAVETE "Numerical simulation of the Roll Over of a Bus", 29th ISATA (International Symposium on Automotive Technology and Automation), Florence (Italy), Road and Vehicle Safety, 187-196, 3-6 June 1996.

A. MIRAVETE, L. CASTEJÓN AND E. LARRODÉ "Crash simulation of Automotive Components made of Polymer Composite Materials", 29th ISATA (International Symposium on Automotive Technology and Automation), Florence (Italy), Road and Vehicle Safety, 187-196, 3-6 June 1996.

Dr. M. MATOLCSY, 97SAF046 "Modeling Problems of Bus Frames for Calculation of Superstructure Strength in Case of Roll Over" (ECE Reg. 66), IKARUS Vehicle Manufacturing Co., Hungary.

Mr. Y TZABARI, 97SAF026 "Bus Superstructure Design for Roll Over Accident Protection", Technion Israel Institute of Technology, Mr. S. Sidi and Mr. Y. Dahan, Merkavim Ltd., Israel.

J. Abad, L. Castejón, D. Ranz, C. Nuez Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España M. A. Martínez Sistemas y Procesos Avanzados S.L., Zaragoza, España

RESUMEN

En el presente artículo se analizan las posibilidades que presentan materiales alternativos al tradicional acero en la construcción de bastidores de automóviles, lográndose importantes ahorros de peso, con el consiguiente ahorro de combustible y reducción de emisiones contaminantes, además de otra serie de ventajas adicionales. Se han estudiado tres tipologías diferentes de automóviles: un descapotable biplaza, un monovolumen y un todoterreno, bajo criterios de diseño de rigidez del vehículo, ante cargas de flexión y torsión. Se plantea la aplicación de aluminio como material metálico alternativo al acero y de materiales plásticos reforzados con fibra, tanto de vidrio, como de carbono. En el caso de los materiales plásticos reforzados, se han aplicado inicialmente configuraciones cuasi-isótropas, para optimizar posteriormente las orientaciones de los apilamientos en cada uno de los componentes, hasta alcanzar un ahorro de peso máximo.

1. INTRODUCCIÓN

La tendencia marcada por los fabricantes de automóviles en sus modelos más recientes queda definida por una disminución de consumos y emisiones de contaminantes a la atmósfera, a la vez que se persigue mejorar el comportamiento del mismo. En este sentido se busca reducir al máximo el peso del vehículo mediante el empleo de materiales alternativos al acero, como aluminio o materiales compuestos que presentan elevados valores de resistencia y rigidez específica por unidad de peso. En el caso de los materiales compuestos resulta fundamental aprovechar adecuadamente la anisotropía de los mismos con el fin de maximizar la reducción de peso al diseñar *a medida* cada elemento según las solicitaciones a las que está sometido.

Es en este punto donde se hace imprescindible el empleo de una herramienta de cálculo, como un código de análisis por elementos finitos, que permita simular y analizar la influencia que sobre el comportamiento final del bastidor tiene cada uno de los elementos que lo componen.
2. MATERIALES COMPUESTOS EMPLEADOS

Los materiales compuestos empleados poseen matriz orgánica y presentan elevados valores de resistencia y rigidez específicas, debido a su baja densidad, comportamiento inerte a la corrosión y excelente comportamiento a fatiga y elevada absorción de energía en impactos.

Por medio de la aplicación de estos materiales compuestos se pretende reducir el peso de la carrocería de los tres vehículos analizados frente a la configuración de referencia, construida en acero. Una reducción de peso conlleva importantes ventajas para un vehículo, como es el ahorro de combustible y emisiones contaminantes derivadas, aumento de prestaciones, mayor capacidad de carga y mejor comportamiento dinámico.

Con objeto de comparar diferentes apilamientos de fibra de carbono o vidrio como refuerzo de la resina, en el presente artículo se utilizará la notación que puede observarse en la tabla 1, donde las propiedades y comportamiento del laminado quedan determinadas por el número y tipo de láminas que la forman, definiéndose el porcentaje de fibra del laminado en las direcciones: 0°, $\pm 45^{\circ}$, 90°; como parámetro para caracterizar sus propiedades, así un lamina con el 60% de fibra a 0°, un 30% a $\pm 45^{\circ}$ y un 10% de fibra a 90° se designa de la siguiente forma.



| | Comportamiento frente a esfuerzo de | | | | | | |
|----------------|-------------------------------------|-------------|---------------------|--|--|--|--|
| Configuración | Flexió | n y axiales | Torsión y cortantes | | | | |
| | 0° | 90° | ±45° | | | | |
| Isótropa | Bueno | Bueno | Bueno | | | | |
| 0/100/0 | Malo | Malo | Excelente | | | | |
| 60/30/10 | Bueno | Regular | Bueno | | | | |
| 80/20/0 | Muy Bueno | Malo | Regular | | | | |
| 30/70/0 | Bueno | Malo | Muy bueno | | | | |
| Unidireccional | Excelente | Malo | Malo | | | | |

Tabla 1 - Comportamiento de laminados según el porcentaje de fibra a 0º/±45º/90º

3. REQUERIMIENTOS DE DISEÑO

El criterio seguido para la optimización del bastidor ha sido el de rigidez a flexión y a torsión, midiendo los desplazamientos verticales de las vigas longitudinales del bastidor para comparar la rigidez obtenida con las distintas configuraciones analizadas.



Fig. 1 - Estados de carga: (a) rigidez a flexión, (b) rigidez a torsión.

Se muestra en la figura 2 las deformadas a flexión y torsión de uno de los modelos analizados.



Fig. 2 - Deformadas del bastidor en los ensayos a rigidez: (a) Flexión (factor de escala = 200) (b) Torsión (factor de escala = 40)

4. MODELIZACIÓN

Se han analizado tres geometrías distintas de bastidor, definiendo en todas ellas la geometría y realizando un posterior mallado mediante elementos lámina, definiendo diversos grupos de materiales para cada uno de los elementos o subconjuntos en que se ha dividido el bastidor para su optimización. A continuación se han definido los apoyos y cargas de cada uno de los dos ensayos de rigidez: a flexión y a torsión. En la figura 3 se muestra el modelo ya mallado de los tres bastidores analizados.



Fig. 3 - Bastidores analizados.

El bastidor (a) de la figura 3 presenta una tipología estructural en la que predominan los elementos placa y vigas cajón de grandes dimensiones, mientras que en el bastidor (b) el elemento predominante es el elemento tipo viga. Por último el bastidor (c) presenta una tipología similar al (a) pero en este caso el bastidor es cerrado. Al analizar tipologías diferentes se pretende estudiar la posible influencia de ésta en la optimización del bastidor.

5. PROCEDIMIENTO DE OPTIMIZACIÓN

El procedimiento seguido en este estudio de optimización del bastidor ha consistido en analizar en primer lugar los bastidores en la configuración de acero, obteniendo unos valores de rigidez que son los que se han tomado como valores de referencia (ver figura 4).



Fig. 4 - Niveles de desplazamientos: (a) Flexión. (b) Torsión.

Se observa como en todos los bastidores es el ensayo a torsión el más desfavorable. A continuación se han analizado en aluminio y fibra de carbono en su configuración isótropa, obteniendo un factor de multiplicación, de los espesores iniciales dados en la configuración de acero, de forma que alcancemos los mismos valores de rigidez a torsión que los tomados como referencia y que nos dan los valores de reducción de peso indicados en la tabla 2.

| Bastidor | Factor mult | iplicación espesor | Ahorro en peso (%) | | |
|----------|-------------|--------------------|--------------------|------------------|--|
| | Aluminio | Fibra de carbono | Aluminio | Fibra de carbono | |
| | | (isótropa) | | (isótropa) | |
| a | 2 | 2,7 | 31,2 | 48,4 | |
| b | 2,45 | 3,5 | 18,6 | 35,4 | |
| с | 1,8 | 2,3 | 38,1 | 56,0 | |

Tabla 2 - Ahorros de peso con configuración isótropa.

Posteriormente se ha pasado a, partiendo del bastidor en su configuración isótropa, variar la configuración del laminado en cada uno de los elementos o subgrupos en que se ha dividido el bastidor con el fin de estudiar su influencia sobre la rigidez global del bastidor y poder definir así la mejor configuración de cada parte del mismo. Es en este punto donde el empleo de un paquete de análisis por elementos finitos es fundamental para ensayar el comportamiento del bastidor sin necesidad de construirlo y ensayarlo para cada una de las modificaciones que se realicen, con el elevado coste que eso supondría, en este estudio se han llevado a cabo más de trescientos análisis.

Con los datos obtenidos se han obtenido unos gráficos de barras en los que, tomando como valor unidad la rigidez del bastidor en carbono isótropo, se indica la variación relativa en la rigidez global del bastidor al modificar la configuración del laminado en el elemento o subconjunto analizado.





Fig. 5 - Influencia del laminado en la rigidez del bastidor.

En la figura 5 se indica como varía la rigidez del bastidor al variar la configuración del laminado en la viga longitudinal trasera del mismo (parte resaltada en la figura de la geometría) se observa como la configuración óptima, en el caso de rigidez a torsión que es la más restrictiva, para este elemento es la del laminado en su configuración 0/100/0 ya que se trata de un elemento que está sometido principalmente a esfuerzos de torsión. Tras realizar este análisis para cada uno de los bastidores se ha podido definir la configuración óptima de cada elemento, obteniéndose las configuraciones que se indican en la figura 6.



Fig. 6 - Configuración óptima para cada uno de los bastidores.

| Bastidor | Factor multipli | icación espesor | Ahorro en peso (%) | | | |
|----------|------------------|------------------|--------------------|------------------|--|--|
| | Fibra de carbono | Fibra de carbono | Fibra de carbono | Fibra de carbono | | |
| | (isótropa) | optimizada | (isótropa) | optimizada | | |
| a | 2,7 | 2,4 | 48,4 | 54,2 | | |
| b | 3,5 | 3,5 | 35,4 | 35,4 | | |
| c | 2,3 | 1,95 | 56,0 | 62,7 | | |

Con estas configuraciones optimizadas se resolvieron de nuevo los bastidores y se obtuvieron los ahorros de peso indicados en la tabla 3.

Tabla 3 - Ahorros de peso al optimizar la configuración de la fibra de carbono.

6. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos a lo largo de los numerosos análisis realizados, y que se han mostrado de forma resumida en este artículo, se observa como la fibra de carbono permite conseguir mayores ahorros en peso que el aluminio, además de presentar otras ventajas como insensibilidad a la fatiga. Por otro lado se pone de manifiesto la importancia de la tipología estructural en la posibilidad de aumentar el ahorro de peso y aprovechar al máximo la anisotropía del material compuesto, así se aprecia como un bastidor en el que predomine la tipología de lámina y éste sea cerrado, presenta las mejores posibilidades de ahorro en peso, estando en torno al 40% para el aluminio, del 55% para la fibra de carbono isótropa y del 65% para la fibra de carbono optimizada. Otro aspecto a considerar en el empleo del material compuesto es el de su mayor coste como materia prima, aunque se ve reducido con los procesos de fabricación empleados y el bajo mantenimiento que requiere este material ya que son insensibles a la corrosión. Indicar que en lo referente a la reciclabilidad del material compuesto en la actualidad se reutiliza parte del mismo, sobre todo como refuerzo de fibra corta, aunque se deben conseguir en el futuro mayores tasas de recuperación del material cuando finaliza el periodo de vida de la pieza.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A., LARRODÉ, E., CASTEJÓN L. et al.(2000). *Materiales Compuestos, Tomo I y II.* Zaragoza.

J. ABAD, L. CASTEJÓN, A. MIRAVETE Y E. LARRODÉ (2001). Diseño del bastidor de un automóvil monovolumen en diferentes sistemas de material. Revista de Plásticos Modernos. Año 52, Nº 538, Abril 2001, 453-460

M. LIZARANZU, L. CASTEJÓN Y A. MIRAVETE. (1998). El R.T.M. en el automóvil : Tecnologías textiles. Aplicación al bastidor de un vehículo. Revista de Plásticos Modernos. Año 49, Nº 509, 537-542.

L. CASTEJÓN, M. A. JIMÉNEZ, E. LARRODÉ, A. MIRAVETE, R. CLEMENTE Y J. CUARTERO (1997). Estructuras sandwich tridimensionales aplicadas a la fabricación de automóviles. Revista de Plásticos Modernos. Año 48, Nº 498, 580-586

J. ABAD, L. CASTEJÓN, V. BERRUECO, E. LARRODÉ Y A. MIRAVETE (2002) Diseño de tres tipologías de automóviles en diferentes sistemas de material. CIT'2002. V Congreso de Ingeniería del Transporte. Santander, pp. 2233-2240

TIMOSHENKO, S. (1975). *Teoría de placas y láminas*. Ed. Urmo S.A., Barcelona. ZIENKIEWICZ, O.C. (1980). *El método de los elementos finitos*. Ed. Reverté, Barcelona. Structural Research and Analysis Corporation, (1999). Manuales de COSMOS/M 2.5.

Introducción al método de los algoritmos genéticos y su aplicación a la optimización de estructuras en materiales compuestos

M. Lizaranzu

Área de Mecánica y Nuevos Materiales, Instituto tecnológico de Aragón, España **N. Tolosana** Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

En el siguiente artículo se presenta el método de optimización basado en los Algoritmos Genéticos. Junto con sus características y operadores principales, se muestran algunos ejemplos genéricos de su uso al tratar con estructuras fabricadas en materiales compuestos. Tal es el caso de la optimización de la secuencia de apilamiento con criterios resistentes, ó el diseño de una estructura sándwich con refuerzos internos, la cual, además de funciones estructurales, tiene requerimientos de aislamiento térmico.

1. INTRODUCCIÓN

Los métodos de optimización tradicionales pueden resultar poco eficientes a la hora de tratar problemas en los cuales existe un gran número de variables que, a menudo, guardan poca relación. Los Algoritmos Genéticos se presentan como una alternativa en estos casos, dada su robustez y su capacidad de adaptación al problema concreto. Si bien el método no garantiza la obtención de la mejor solución al problema, sí es capaz de hallar soluciones muy buenas en tiempos relativamente cortos.

2. BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS ALGORITMOS GENÉTICOS

Los Algoritmos Genéticos (AG) son un método basado en la evolución natural de los organismos vivos que, a lo largo de las generaciones, evolucionan en la naturaleza según los principios de selección natural. Los individuos compiten entre sí en la obtención de recursos para subsistir de manera que los mejor adaptados tienen más probabilidades de sobrevivir y de procrearse, generando un mayor número de descendientes. De este modo, sus genes se propagan a lo largo de las sucesivas generaciones, combinándose con genes de otros individuos bien adaptados y produciendo descendientes con características superiores a sus progenitores.

Los AG usan una analogía directa con el comportamiento natural. Trabajan con una población de individuos, cada uno de los cuales representa una solución factible a un problema dado. A cada individuo se le asigna un valor ó puntuación relacionado con la bondad de dicha solución. Cuanto mayor sea la adaptación de un individuo al problema, es decir, su puntuación, mayor será la probabilidad de que éste sea seleccionado para reproducirse, cruzando su material genético con otro individuo seleccionado de igual forma. Este cruce producirá nuevos individuos, descendientes de los anteriores, los cuales comparten algunas de las características de sus padres. Por el contrario, cuanto menor sea la adaptación de un individuo, menor será la probabilidad de que dicho individuo sea seleccionado para la reproducción, y por tanto de que su material genético se propague en sucesivas generaciones.

De esta manera se produce una nueva población de posibles soluciones, la cual reemplaza a la anterior y verifica la interesante propiedad contener una mayor proporción de buenas características en comparación con la población anterior. Favoreciendo el cruce de los individuos mejor adaptados van siendo exploradas las áreas más prometedoras del espacio de búsqueda hasta que, si el Algoritmo Genético ha sido bien diseñado, la población converja hacia la solución óptima del problema.

3. CARACTERÍSTICAS Y OPERADORES PRINCIPALES

Es importante conocer una serie características básicas de los Algoritmos Genéticos:

La Población: Habitualmente la población inicial se escoge generando ristras al azar. Una inicialización no aleatoria de la población inicial puede acelerar la convergencia del Algoritmo Genético. Sin embargo, en algunos casos la desventaja resulta ser la prematura convergencia del algoritmo, es decir, la convergencia hacia óptimos locales. Se ha comprobado que tamaños de población de entre 5 y 20 individuos resultan ser adecuados.

La Codificación: Es la representación de los parámetros del problema como un conjunto de valores denominados *Genes* que, agrupados, forman el *Cromosoma*. La información contenida en el *Cromosoma* determina de manera unívoca las características del individuo. De la correcta codificación del problema depende en gran manera el éxito del método.

La Función Objetivo: Se define para cada problema y, a partir de una cromosoma dado, devuelve un número real indicativo de la valía del individuo. Deberá ser realista ya que existe la posibilidad de que una solución no sea válida por motivos de fabricación, limitaciones de diseño, etc. La finalidad del método es la de obtener máximos ó mínimos de esta función.

Idealmente interesa construir funciones objetivo con "ciertas regularidades", es decir funciones objetivo que verifiquen que para dos individuos que se encuentren cercanos en el espacio de búsqueda, sus respectivos valores en las funciones objetivo sean similares. Por otra parte, una dificultad en el comportamiento del Algoritmo Genético puede ser la existencia de gran cantidad de óptimos locales, así como el hecho de que el óptimo global se encuentre muy aislado.

La regla general para construir una buena función objetivo es que ésta debe reflejar el valor del individuo de una manera "real", no obstante, en muchos problemas de optimización combinatoria, donde existe gran cantidad de restricciones, buena parte de los puntos del espacio de búsqueda representan individuos no válidos.

Un posible enfoque consiste en la penalización de la función objetivo. La idea general, como se verá mas adelante, consiste en dividir ó restarle a la función objetivo del individuo una cantidad (la penalización), que guarda relación con las restricciones que dicho individuo viola.

Proceso de Selección: Existen distintos criterios para la selección de los individuos que van a ser combinados. La selección de padres se efectúa al azar usando un procedimiento que favorezca a los individuos mejor adaptados, de modo que éstos serán escogidos probablemente varias veces por generación, mientras que los pobremente adaptados al problema no se escogerán más que de vez en cuando. La función de selección de padres más utilizada es la denominada función de selección proporcional a la función objetivo. No obstante, este criterio puede acarrear en ocasiones problemas de convergencia prematura. Para solventarlos se utiliza la denominada función de selección proporcional al rango del individuo, con lo cual se produce una repartición más uniforme de la probabilidad de selección. De este modo el peor individuo tiene rango 1, mientras que el individuo con mejor función objetivo tiene rango λ , siendo λ el tamaño de la población.

Además, es común el uso del denominado modelo de selección elitista, que obliga al mejor individuo de cada generación a pasar directamente a la generación siguiente. Con ello se consigue que los mejores resultados no se pierdan a lo largo del proceso.

Operador de cruce: Toma los progenitores seleccionados y corta sus ristras de cromosomas en una posición elegida al azar, intercambiando las partes así obtenidas (figura 1). Este operador se aplica con una probabilidad de entre 0.5 y 1, y puede estar basado en más de un punto. El operador de cruce permite una *exploración* rápida del espacio de búsqueda.



Fig.1 - Operador de cruce.

En el caso en que el operador de cruce no se aplique, la descendencia se obtiene simplemente duplicando los padres.

Se han investigado otros operadores de cruce teniendo en cuenta más de un punto de cruce y se ha encontrado que el cruce basado en dos puntos representa una mejora, mientras que añadir más puntos de cruce no beneficia el comportamiento del algoritmo.

Operador de mutación: Aplicado a cada descendiente de manera individual, consiste en una alteración aleatoria de cada gen de un cromosoma con una probabilidad pequeña (entorno al 1%). Este operador otorga al método una capacidad de *explotación* del espacio de búsqueda, y gana importancia conforme la población converge.

La figura 2 muestra la mutación del quinto gen del cromosoma.

| | Gen mutado |
|---------------------|---------------------|
| Descendiente | ↓ 1010010010 |
| Descendiente mutado | 1010 1 10010 |

Fig. 2 - Operador de mutación

Si bien puede en principio pensarse que el operador de cruce es más importante que el operador de mutación, ya que proporciona una exploración rápida del espacio de búsqueda, éste último asegura que ningún punto del espacio de búsqueda tenga probabilidad cero de ser examinado, y es de capital importancia para asegurar la convergencia de los Algoritmos Genéticos

Convergencia: Para criterios prácticos, es muy útil la definición de convergencia introducida en este campo por De Jong. Si el Algoritmo Genético ha sido correctamente implementado, la población evolucionará a lo largo de las generaciones sucesivas de tal manera que la adaptación media extendida a todos los individuos de la población, así como la adaptación del mejor individuo, se irán incrementando hacia el óptimo global.

El concepto de convergencia está relacionado con la progresión hacia la uniformidad; un gen ha convergido cuando al menos el 95 % de los individuos de la población comparten el mismo valor para dicho gen. Se dice que la población converge cuando todos los genes han convergido. Se puede generalizar dicha definición al caso en que al menos un cierto número de los individuos de la población haya convergido.

4. ALGORITMOS GENÉTICOS APLICADOS A LA OPTIMIZACIÓN DE LA SECUENCIA DE APILAMIENTO

Esta aplicación en particular ha sido estudiada en numerosas ocasiones, y tiene una serie de particularidades que se repiten en casi todos los casos.

Normalmente se busca un diseño que tenga una resistencia ó una rigidez determinadas, con el menor número de láminas posibles. Las variables de diseño suelen ser el número de capas del laminado y sus orientaciones, de modo que el problema se convierte en la optimización de la secuencia de apilamiento.

En el trabajo presentado por N. Kogiso en su artículo "*Design of Composite Laminates by a Genetic Algorithm with Memory*" se plantea el problema de minimizar el espesor de un laminado en materiales compuestos, sometido a solicitaciones de resistencia, con la restricción de contigüidad de láminas con la misma orientación.

El primer problema a resolver es el de la *codificación* de cada diseño, con el fin de permitir su fácil evaluación y la posterior búsqueda por el espacio de las variables de entrada. Como normalmente se manejan laminados simétricos (con el fin de evitar acoplamientos en las matrices de rigidez), solamente será necesario codificar la mitad del laminado. Además, por este mismo motivo, resulta conveniente que cada lámina con una orientación α distinta de 0° ó 90° vaya acompañada de su simétrica – α .

Una codificación de uso extendido es la dada por Nagendra, en la cual cada gen representa a una pareja de láminas 0°_{2} , 90°_{2} , $\pm \alpha$. De este modo, la longitud del cromosoma queda finalmente reducido a la cuarta parte de la longitud real del apilamiento. Los valores que puede adoptar α están limitados, es decir, se discretiza la variable a en una serie de posibles valores (por ejemplo 0° , 10° , 20° , 30° ... 80° , 90°). Con esta asunción, cargada de lógica en términos de fabricación, se reduce enormemente el espacio de búsqueda.

Supongamos que los ángulos de orientación de las láminas que podemos utilizar en el diseño de un componente concreto sean 0° , 90° , y $\pm 45^{\circ}$.

Una posibilidad de codificación es que las láminas orientadas a 0°, es decir a cada secuencia 0°_2 se le asigne un dígito, por ejemplo "1", las ±45° "2", y las 90°_2 "3".

Por otro lado, como el espesor del laminado no viene dado, sino que es una de las variables del problema, lo que suele hacer es delimitar la longitud del cromosoma a un número máximo de genes. Así pues, para representar una secuencia de apilamiento cuyo espesor sea menor que el límite definido, introducimos otro posible valor "0", que denotará ausencia de lámina.

Durante el proceso de optimización (generación aleatoria de la población inicial, cruces, mutaciones, etc.) aparecerán valores "0" en el interior de los cromosomas. Esto implicaría la presencia en las secuencia de apilamiento de capas "vacías". Este problema se solventa compactando el cromosoma moviendo todos los ceros a un lado. Por ejemplo, la ristra 1 2 0 2 3 2 0 3 0 2 compactada se convierte en 1 2 2 3 2 3 2 0 0 0, que se corresponde con la secuencia $[\pm 45/90_2/\pm 45/\pm 45/0_2]_s$, con una número total de 28 láminas.

Esta operación facilita enormemente la implementación de "memoria" al algoritmo. Los individuos evaluados serán almacenados junto con su Función Objetivo, de manera que, antes de evaluar un nuevo individuo, se comprobará que no lo ha sido previamente. En caso contrario, se tomará directamente el valor de su Función Objetivo, con el evidente ahorro de recursos.

Como se ha comentado anteriormente, a menudo, trabajando con materiales compuestos, el problema de optimización que nos encontraremos es el de minimizar el número de capas necesarias en un laminado, para cumplir una serie de requerimientos estructurales con el mayor coeficiente de seguridad posible.

En este caso, minimizar N_p, sometido a:

 $\begin{array}{l} g_1=\!\lambda_{ap}\!\!-\!\lambda_{cr}\!\leq\!0\\ g_2\!=\!n\'mero\ m\'aximo\ de\ l\'aminas\ contiguas\ con\ la\ misma\ orientación\leq\!4 \end{array}$

Donde la restricción primera se refiere al coeficiente de seguridad, en términos de diferencia entre carga aplicada y carga crítica que pueda soportar el diseño que se está evaluando.

La segunda restricción limita de algún modo el número de capas consecutivas con el mismo ángulo de orientación a 4.

Como la secuencia de apilamiento afecta al comportamiento del laminado, incluso con un espesor de laminado fijo, es posible obtener diferentes soluciones con el mismo espesor mínimo que satisfagan todas las restricciones. No obstante, éstas soluciones tendrán diferentes márgenes en el cumplimiento de los mismos.

Una forma eficiente de tener en cuenta estos parámetros es incluirlos en la *función objetivo*, de manera que el problema original de optimización de una función sometida a restricciones, se convierte en un problema de optimización de una función modificada, sin que exista restricción alguna. La función objetivo que propone Kogiso es la siguiente:

$$\textit{Minimizar} \Phi = \begin{cases} p_c^{\ n} N_p + \epsilon(\lambda_{ap} - \lambda_{cr}) & \text{si } g_1 <= 0 \\ p_c^{\ n} N_p / (\lambda_{cr} / \lambda_{ap})^p_\lambda & \text{si } g_1 > 0 \end{cases}$$

Las variables que aparecen en esta función son:

 \mathbf{p}_{c} aquí su valor es 10/9, y es el factor de penalización que afecta a la contigüidad de láminas con la misma orientación.

n es el número de violaciones de dicha restricción

 ε multiplica al margen entre carga aplicada y carga crítica de rotura cuando se cumple la primera condición ($\lambda_{aplicada} \leq \lambda_{crítica}$). En este caso la diferencia será negativa, reduciendo el valor de la función que queremos minimizar.

 P_{λ} es un parámetro (>1)que aparece si la condición g₁ no se cumple, es decir $\lambda_{aplicada} > \lambda_{crítica}$ en cuyo caso la función objetivo se ve magnificada, tanto más cuanto menor sea el cociente $(\lambda_{cr}/\lambda_{ap})$

Los parámetros ε y P_{λ} habrán de ser ajustados para mejorar el comportamiento del método, ε deberá ser lo suficientemente pequeño para que un diseño de gran espesor no sea favorecido frente a uno de menor espesor que cumpla las restricciones.

Por otra parte P_{λ} deberá de ser lo suficientemente grande para que diseños de pequeño espesor, que violan la restricción de carga crítica de forma sensible, no sean favorecidos frente a laminados ligeramente más gruesos cercanos a cumplir dicha restricción.

5. OPTIMIZACIÓN DE ESTRUCTURAS TIPO SÁNDWICH MEDIANTE AG

Sobradamente conocida, la estructura tipo sándwich es susceptible de ser empleada en multitud de aplicaciones, no solamente por sus prestaciones mecánicas sino por las enormes posibilidades que ofrece su arquitectura.

En este caso, se va a proponer una posible solución para la optimización mediante AG de un techo de semirremolque frigorífico para el transporte de carne, a cuya finalidad altamente estructural se añade la de aislamiento térmico de la caja.

Esta estructura está formada por un módulo que se repite a lo largo de la longitud del semirremolque (figura 3). Estos módulos están formados por una estructura sándwich con pieles de tejido de fibra de vidrio desequilibrado $(73_{0^{\circ}}/27_{90^{\circ}})$ con resina de poliéster y núcleo de espuma de poliuretano. Además, se disponen unos refuerzos en dirección transversal, de los cuales irán colgadas las piezas de carne, habiendo de soportar cada uno de los módulos una carga de 1000 Kg repartida en tres puntos equidistantes.

La optimización va a consistir en obtener una configuración que maximice la rigidez y la resistencia, con un peso y una conductividad térmica mínimos.



Fig. 3 - Variables en la configuración del techo del semirremolque.

La figura 3 muestra esquemáticamente las variables que van a intervenir en el proceso de optimización de la estructura, éstas son:

- Dimensiones del perfil de acero, base, altura y espesor: a, b, e_p
- Altura de la viga de madera: h
- Espesor del laminado de tejido desequilibrado: el
- Densidad de la espuma de poliuretano: ρ

Una vez definidas las variables, es necesario acotar y discretizar los valores que éstas pueden tomar, limitando el espacio de búsqueda.

Tomando por ejemplo el perfil de acero, el espacio de búsqueda se reduce a los perfiles comerciales que podemos encontrar, es decir, una solución que incluyera un perfil en "L" de acero de sección 87x53x3.5 no sería demasiado útil, ya que dificilmente lo podríamos encontrar en el mercado. Así pues, las tres variables que anteriormente hemos mencionado se reducen a una, que englobará las tres dimensiones, y cuyo abanico de posibilidades habrá de estar incluida en los catálogos de perfilería existentes.

Del mismo modo, si tomamos la viga de madera, la altura máxima que podrá tener estará limitada por la altura total que el sándwich puede tener, limitada a su vez por el propio diseño del semirremolque. La base de la viga no entra como variable del problema ya que habrá de ajustarse al valor que adopte la base del perfil de acero.

En cuanto al espesor de las pieles del sándwich, los posibles valores serán forzosamente múltiplos del espesor de una única lámina.

Por último, el posible rango de densidades de espuma vendrá limitado con toda seguridad por las densidades que el fabricante formule.

Como se ha visto, las variables del problema no adoptan valores continuos, y están limitados por unos máximos y unos mínimos, definidos bien por limitaciones de diseño, bien por condiciones intrínsecas de los propios componentes.

De este modo obtenemos un cromosoma que consta de cuatro genes, cada uno de ellos referente a las variables mencionadas y con la posibilidad de adoptar valores discretos.

Una vez codificadas las variables es necesario definir una función objetivo. Esta función es distinta en cada problema, y va a evaluar el grado de "bondad" de cada solución. Habrá de englobar los distintos requerimientos impuestos de manera ponderada, es decir, tendrá en cuenta las prioridades a la hora de evaluar a los individuos. Tendrá la forma:

$$FO = f(\alpha_i r_i, p)$$

con α_i factor de ponderación $r_i = r_{rigidez}, r_{resistencia}, r_{aislamiento térmico}$ p = peso de la estructura

Cada r_i es el resultado de cada una de las respuestas de la solución propuesta ante las distintas evaluaciones.

En nuestro caso, de cada individuo se obtendrá su rigidez, su resistencia y su capacidad de aislamiento térmico. Así pues se realizarán tres cálculos, en cada uno de los cuales intervendrán alguna o todas las variables, por ejemplo, la diferencia en las propiedades mecánicas de la espuma de poliuretano en función de las densidades consideradas, va a ser despreciable, de manera que esta variable no se tendrá en cuenta en los cálculos estructurales.

No obstante, en el cálculo térmico sí se van a tener en cuenta todas las variables, ya que, por ejemplo, una diferencia en la altura del perfil de acero modificará de manera sensible la capacidad de aislamiento del conjunto.

Es importante destacar que debido a la gran cantidad de individuos a evaluar, y con ello la gran cantidad de cálculos necesarios, estos han de ser lo más sencillos posible, teniendo que llegar a una solución de compromiso entre exactitud y rapidez.

Una vez obtenida una o varias soluciones satisfactorias, éstas podrán ser evaluadas más en detalle, habiendo desechado todas aquellas que, a pesar de ser peores, nos han servido de instrumento para la obtención de la(s) solución(es) definitiva(s).

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha mostrado el proceso de optimización basado en los denominados Algoritmos Genéticos, junto con una descripción de sus características y operadores principales. Se han mostrado ejemplos de su aplicación en el ámbito de los materiales compuestos, en los cuales se repiten una serie de características procedentes tanto de la propia naturaleza de los laminados (discretización de los posibles valores de espesor), como de las limitaciones en su fabricación (reducción de los posibles ángulos de orientación de las capas de los apilamientos a unos valores determinados).

Los Algoritmos Genéticos resultan ser una herramienta efectiva al tratar problemas con variables de distinta naturaleza, mediante su codificación, y poder introducir en la función objetivo penalizaciones relacionadas con restricciones de diseño, fabricación, etc.

REFERENCIAS

HOLLAND, J. (1975) Adaptation in Natural and Artifitial Systems, University of Michigan Press, Ann Arbor.

DAVIS, L. (ed.) (1991) Handbook of Genetic Algorithms, Van Nostrand Reinhold, New York.

DE JONG, K.A. (1975) An analysis of the behaviour of a class of genetic adaptive systems, Tesis doctoral, University of Michigan.

MICHALEWICZ, Z. Y JANIKOW C.Z. (1991) Handling constraints in genetic algorithms, en Proceedings of the Fourth International Conference on Genetic Algorithms, 151-157.

NAGENDRA, S. HAFTKA, R. T., AND GURDAL, Z. "Design of Blade Stiffened Composite Panels by a Genetic Algorithm Approach", *Proc. of the* 34th AIAA/ASME/AHS *Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*, La Jolla, CA, April 19-22, pp, 2418-2436, 1993.

N. KOGISO, L. T. WATSON, Z. GÜRDAL, R. T. HAFTKA AND S. NAGENDRA. Viginia Polytechnic Institute and State University Blacksburg, VA 24061, USA. "Design of Composite Laminates by a Genetic Algorithm with Memory

Algoritmos genéticos aplicados a la optimización de una estructura en materiales compuestos, con requerimientos resistentes y de rigidez diferencial

M. Lizaranzu

Área de Mecánica y Nuevos Materiales, Instituto tecnológico de Aragón, España N. Tolosana

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

RESUMEN

En el presente artículo se muestra el estudio realizado referente a la optimización de un componente estructural fabricado en materiales compuestos, mediante el uso de una herramienta basada en los Algoritmos Genéticos combinada con herramientas de cálculo estructural mediante Elementos Finitos. Se describe la codificación de las variables del problema, así como la definición de la función objetivo y de los distintos operadores del método, mostrándose por último los resultados obtenidos.

1. INTRODUCCIÓN

Los algoritmos genéticos son una herramienta de optimización especialmente cómoda a la hora de tratar con estructuras en materiales compuestos. La necesidad por motivos de fabricación de discretizar los ángulos de orientación de las distintas capas del apilamiento, junto con la propia variación discreta en los espesores en múltiplos del espesor de una lámina facilitan la codificación y tratamiento de estas variables. Por otro lado, el uso de herramientas de cálculo basadas en el método de los elementos finitos permite la obtención de resultados en tiempos relativamente cortos. La combinación del proceso, sin la cual no sería viable.

2. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA OBJETO DE ESTUDIO

Básicamente consiste en el diseño de una estructura tipo ballesta que será fabricada en materiales compuestos, concretamente mediante un laminado de preimpregnado de fibra de vidrio unidireccional de alta resistencia y bajo módulo y resina epoxi (Figura 1).



Fig. 1 - Vista frontal de la estructura

La característica principal de la pieza radica en una diferenciación de su rigidez, en función de si las cargas que recibe tienen el mismo sentido ó sentidos opuestos. Esto se consigue mediante una disposición de dos apoyos simétricos, que permiten el giro entorno de su eje.



Fig. 2 - Deformada de la estructura con las cargas en el mismo sentido



Fig. 3 - Deformada de la estructura con las cargas sentido opuesto

El comportamiento del sistema ha de ser tal que su rigidez con cargas en sentido opuesto (35 N/mm) ha de ser un 75% mayor que con cargas en mismo sentido (20 N/mm).

Por otro lado, los elevados niveles de tensión que la pieza habrá de soportar en condiciones de trabajo normal (cargas de hasta 7500 N), hacen necesaria la inclusión de criterios resistentes en el diseño de la misma, como se verá posteriormente.

De este modo, los pasos a seguir en el estudio son los siguientes:

- Definición de las variables del problema y su codificación para ser tratadas por el método de optimización comentado

- Definición de la función objetivo y de los operadores

- Preparación del modelo de elementos finitos de la estructura, mediante el cual se evaluará su comportamiento frente a los distintos casos de carga

- Diseño de una herramienta nexo entre el método de optimización y el paquete de cálculo

3. VARIABLES DEL PROBLEMA Y SU CODIFICACIÓN

Mostradas en la figura 3, son las siguientes:

Secuencia de apilamiento básico (SAB): denominaremos así al apilamiento que se va a dar en todo el conjunto de la estructura. Vendrá definido por el número de láminas (que determinará el espesor e_2) y la orientación de cada una de ellas.

Secuencia de apilamiento de refuerzo (SAR): laminado adicional en la zona central que, de manera intuitiva, se puede prever más crítica en términos de resistencia. Del mismo modo que la SAB, estará definida por el número de láminas (e_1-e_2) y su orientación.

Amplitud de la zona reforzada (D_r) : además de la configuración del laminado de refuerzo, su amplitud será una variable más del problema.

Distancia entre apoyos (D_a): cobra gran importancia a la hora de conseguir la discriminación en la rigidez de la estructura en función de sentido de las cargas que reciba.



Fig. 3 - Variables del problema

Como se puede observar, cada una de estas variables influye de una manera u otra en el comportamiento de la estructura, de modo que estamos frente a un problema con multitud de posibles soluciones, susceptible de ser optimizado mediante el método de los algoritmos genéticos.

No obstante, el conjunto de diseños que se van a evaluar tendrán en cuenta una serie de factores, lo cual reduce el espacio de búsqueda y condiciona su codificación. Éstos son:

- Los laminados que se utilizarán serán siempre simétricos (cada lámina con una orientación α por encima de la línea de simetría del laminado, tendrá su homóloga con la misma orientación por debajo de éste) y equilibrados (cualquier lámina con una orientación β irá acompañada de otra con orientación - β en la posición inmediatamente consecutiva), por presentar éstos un mejor comportamiento estructural.

- La SAB estará localizada en la parte externa del laminado con el fin de garantizar la continuidad de las láminas más alejadas de la línea neutra, una vez más por motivos resistentes.

- La existencia del laminado de refuerzo se presupone, no obstante, los resultados que se obtengan pueden indicar lo contrario. En caso de ser necesario este refuerzo, existe una limitación en la transición de espesores de un 25%.

- Los posibles ángulos de laminado serán 70°, 80°, y 90° con respecto a la dirección transversal de la pieza. Este criterio surge de limitaciones de fabricación, durante la cual resulta inviable trabajar con un elevado número de orientaciones próximas entre sí.

- Las zonas de aplicación de los dos apoyos simétricos están reforzadas por una pieza de acero, cuya misión es la de soporte del mecanismo de pivote. Esta pieza también será tenida en cuenta en los cálculos, ya que obviarla podría dar resultados engañosos de tensiones en las zonas de aplicación de condiciones de contorno.

Todas estas "limitaciones" de diseño, se tendrán en cuenta en la codificación y posterior tratamiento de las variables, como se verá posteriormente.

Codificación de los laminados SAB y SAR: genes 1 al 8

En un principio, se estima un número total máximo de láminas de 32, en cuyo caso la SAB tendrá 24 y la SAR 8. De este modo se respeta el gradiente propuesto.

Al ser los laminado simétricos y equilibrados, el número de genes necesarios para representar la SAB y la SAR se reduce a la cuarta parte, es decir, 6 y 2 genes respectivamente. De este modo, la secuencia estará representada por 8 genes (6+2), cuyos valores irán desde el 0 al 3.

Los ángulos vendrán representados por números enteros, como sigue:

| Ángulo | 70° | 80° | 90° | Ausencia de lámina |
|--------|-----|-----|-----|--------------------|
| Código | 1 | 2 | 3 | 0 |

Codificación de la dimensión del refuerzo (D_r): gen 9

Como se ha mencionado, además de la posible presencia de un refuerzo, la dimensión del mismo será una variable más. Estará representada por un único gen, con valores enteros dentro del intervalo [0,15].

Un valor igual a 0 representa un tamaño mínimo de refuerzo, y un valor de 15, un tamaño máximo.

Como hemos mencionado, la ausencia de refuerzo vendría determinada por dos "0" en los genes séptimo y octavo, en cuyo caso este gen adoptaría automáticamente el valor "0".

Codificación de la distancia entre apoyos (Da): gen 10

Vendrá dado por un único gen con valores que podrá adoptar valores enteros comprendidos en el intervalo [0,7].

Así pues, un cromosoma representación de un posible diseño, estaría compuesto por diez genes, con valores enteros dentro de los intervalos mencionados para cada uno de ellos.

4. DEFINICIÓN DE LA FUNCIÓN OBJETIVO Y DE LOS OPERADORES

La función objetivo deberá ser representativa de la bondad de cada diseño, lo que en el caso objeto de estudio implica una rigidez con cargas en sentido opuesto de 35 N/mm y de 20 N/mm con cargas en mismo sentido. Así pues, estos dos parámetros deberán ir incluidos en la función objetivo.

Por otra parte, como se ha comentado anteriormente, resulta interesante que ésta incluya también algún criterio resistente, como por ejemplo el coeficiente de Twai-Wu. De este modo, la función objetivo tendrá la forma:

$$F.O. = g(u3_{alt}, u3_{par}, C_{TW})$$
(1)

Donde:

 $U3_{alt}$ es el desplazamiento del punto de aplicación de las cargas en el caso alternativo, es decir con una carga de +35N en uno de los extremos y de -35N en el otro. El valor óptimo será de 1 mm.

 $U3_{par}$ es el desplazamiento del punto de aplicación de las cargas en el caso paralelo, es decir con cargas de +20N en cada uno de los extremos. El valor óptimo es de nuevo 1 mm. C_{tw} es el ya mencionado coeficiente de Tsai-Wu (criterio resistente cuadrático), y equivale a la inversa del coeficiente de seguridad. Valores mayores que 1 implican rotura del laminado.

Trataremos de maximizar una función como la siguiente:

$$F.O. = \frac{1}{\alpha \left| 1 - u_{a_{alt}} \right| + \beta C_{TW} + \gamma \left| 1 - \frac{u_{a_{par}}}{u_{alt}} \right|}$$
(2)

que valora la proximidad de ambos desplazamientos a la unidad, penalizando su distanciamiento bien sea por exceso ó por defecto. Del mismo modo, penalizará valores elevados del coeficiente de Tsai-Wu.

Se han incluido unos coeficientes α , β y γ que ponderan cada término del cociente. Es importante destacar que la función objetivo se obtiene a menudo de manera heurística, aunque la robustez del método permite una cierta incertidumbre en su definición. El operador de selección tendrá un criterio basado en el rango. El diseño con valor de función objetivo más bajo tendrá una puntuación de 1, y el mejor de ellos un valor de 10 (tamaño de la población). La probabilidad de ser seleccionados como progenitores es proporcional a este rango.

Además, el método de selección será elitista, lo que implica que el mejor individuo de cada población pasará a la siguiente inalterado de manera automática. Con esto se garantiza que la mejor solución obtenida hasta un momento dado no se pierda.

El operador de cruce se basará en un solo punto, y con una probabilidad de aplicación de 0.6. Esto implica que el 60% de las parejas de progenitores serán cruzadas, pasando el resto intactas a la siguiente generación

El operador de mutación será aplicado con una probabilidad de 0.01. Así pues, el 1% de los genes de la nueva generación será mutado.

5. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS Y CASOS DE CARGA

A la hora de crear el modelo es necesario definir claramente el objetivo de los cálculos que, en nuestro caso, es de obtener valores fiables de rigidez, junto con una evaluación cualitativa del estado tensional de cada uno de los diferentes diseños posible solución, en tiempos de cálculo aceptablemente cortos.

Por este motivo, se ha utilizado un elemento tipo lámina, concretamente el S4R de la librería de ABAQUS.

El modelo está representado en la siguiente figura, consta de aproximadamente 550 elementos y de unos 600 nodos.

Los cálculos que se llevarán a cabo se corresponderán con los dos casos de carga mencionados con anterioridad, y se obtendrán los desplazamientos de los extremos en cada uno de ellos, así como el coeficiente de Tsai_Wu en el caso de carga alternativo, el más desfavorable en términos de resistencia.

Como se ha mencionado, este valor no será representativo del estado tensional en condiciones de trabajo normales, pero si es comparable de manera cualitativa con el caso de carga más desfavorable, motivo por el cual se tiene en cuenta en la función objetivo.



Fig. 4 - El modelo de elementos finitos

6. EL PROCESO

En él, se pueden distinguir cuatro paquetes principales, *Formulación Básica, Nexo, Paquete de Cálculo FEM y Postproceso*. La información se transmitirá de unos a otros repetidas veces a lo largo del proceso.

La Formulación Básica (FB) se encarga de aplicar sobre los cromosomas las funciones básicas del Algoritmo Genético diseñado, Selección, Cruce y Mutación, gracias a los cuales, a partir del genotipo de una generación G, se obtendrá el genotipo de la generación G+1. Además, creará de manera aleatoria la generación de partida G_0 .

El Nexo, programado por el usuario, tiene distintas funciones, entre las que destacan:

- Definición de los valores asignados a los distintos parámetros del proceso; tamaño de la población, criterio de convergencia, probabilidades de cruce y mutación, etc.
- Evaluación de la FO de cada individuo y el envío de esta información a la FB.
- Traducción a un formato legible por el paquete de cálculo por elementos finitos la información contenida en el genotipo.
- Almacenaje, comparación y comprobación de la existencia previa de diseños equivalentes.

Estas funciones resultan imprescindibles para la viabilidad del método.

<u>El Paquete de cálculo</u> recibirá los datos característicos de cada diseño y evaluará su comportamiento mediante los casos de cálculo definidos, dando como resultado los ficheros de resultados.

<u>La Herramienta de Postproceso</u> se encarga de extraer la información de interés de los ficheros de resultados, y enviársela al Nexo.

De manera esquemática, el proceso completo quedaría reflejado en el diagrama siguiente:



Fig. 7 - Diagrama del proceso

Si nos situamos en un momento dado de la optimización, por ejemplo en la generación G, el proceso sería el siguiente:

La información referente a los 10 individuos de la generación G, es decir, los 10 cromosomas, cada uno de ellos formados por 10 genes cuyo significado y rango de valores posibles se han comentado con anterioridad, es enviada por la FB al Nexo. Éste, en primer lugar, realizará una compactación del cromosoma, que consistirá en eliminar aquellos genes con valor "0". Con ello se facilita una operación de "barrido" y comparación con el conjunto histórico de las poblaciones anteriores, cuyos genotipos han sido almacenados. Para ello es importante que esta compactación tenga en cuenta la existencia de cuatro bloques en la ristra de genes, SAB, SAR, Dr y Da y que no transfiera genes entre sí. En caso de que un individuo haya sido evaluado con anterioridad, el valor de su función objetivo, almacenado junto a su cromosoma, es conocido, evitándose el cálculo posterior de este individuo concreto. En caso contrario, el Nexo procede a la traducción de la información contenida en el cromosoma a un formato legible por el paquete de cálculo. El paquete de cálculo aplica las cargas y restricciones al diseño correspondiente, y evalúa su rigidez en alternativo y en paralelo, así como el coeficiente de Tsai-Wu. La subrutina de postproceso se encarga de extraer los valores de rigidez y coeficientes de seguridad y enviarlos de nuevo al Nexo, que obtendrá y almacenará el valor de la función objetivo de cada diseño. Este valor es enviado a la FB que aplicará los criterios de selección, cruce y mutación, para finalmente obtener el genotipo de la generación G+1, reiniciándose el proceso de nuevo. El proceso termina cuando se ha alcanzado el número de poblaciones definido inicialmente o bien cuando la población converge según el criterio tomado.

7. RESULTADOS OBTENIDOS

La Figura 8 muestra la evolución de los resultados que reflejan los distintos diseños que aparecen a lo largo de las generaciones. Se puede observar cómo antes de la generación 10 los resultados en rigidez (curvas azul y verde) están muy próximos al objetivo, al igual que se minimiza el valor de coeficiente de Tsai-Wu, inversa del coeficiente de seguridad (curva rosa). Efectivamente, esto queda claramente reflejado en la función objetivo (curva roja). El método sigue ajustando las variables del diseño hasta llegar a la generación 50, límite fijado de antemano.



Fig. 8 - Evolución de los resultados

Del mismo modo, si tenemos en cuenta los resultados del mejor individuo de cada generación, Figura 9, se observa la rápida evolución hacia el diseño definitivo.



Fig. 9 - Resultados que presentan los mejores individuos de cada generación

Por último, en la Figura 10 se muestra la evolución de la función objetivo, tanto del mejor individuo como del promedio de las distintas generaciones. El efecto de la selección elitista se ve también reflejado.



Fig. 10 - Evolución de la función objetivo del mejor individuo y promedio de cada generación

Así pues, la mejor solución obtenida tiene la secuencia de genes siguiente:

| 2 1 1 2 1 2 0 2 14 7 |
|----------------------|
|----------------------|

Que se corresponde con los siguientes laminados SAB [±80°,±70°,±70°,±80°,±70°,±80°] SAR [±80]

La longitud del refuerzo (14) y la distancia entre apoyos (7) se corresponde con distancias de 900 y 750 mm respectivamente.

Los resultados que este diseño ofrece son: $U3_{alt} = 1.001 \text{ mm}$

 $U3_{par} = 0.991 \text{ mm}$ $C_{TW} = 4.727 \ 10^{-3}$

Éstos muestran la eficacia del método de optimización que, partiendo de una población inicial aleatoria, ha obtenido una solución cuyos desplazamientos en los casos de carga especificados difieren del objetivo en menos de un 1%, maximizando el coeficiente de seguridad.

8. CONCLUSIONES

En el presente estudio se ha comprobado la eficacia del método de optimización basado en los algoritmos genéticos, en la resolución de un diseño en materiales compuestos, con requerimientos resistentes y de rigidez diferenciada. Se ha procedido a la codificación de las variables del mismo y se han definido la función objetivo y los distintos operadores. Mediante la formulación de un nexo capaz de gestionar el flujo de información entre la formulación básica de los algoritmos y el paquete de elementos finitos utilizado en los cálculos, se obtiene un grado de automatismo sin el cual, la optimización sería inviable.

Los resultados obtenidos son brillantes en términos de rigidez, e incluso invitan a contemplar la posibilidad de aumentar el peso que el criterio resistente tiene en la función objetivo.

REFERENCIAS

DAVIS, L. (ed.) (1991) Handbook of Genetic Algorithms, Van Nostrand Reinhold, New York.

NAGENDRA, S. HAFTKA, R. T., AND GURDAL, Z. "Design of Blade Stiffened Composite Panels by a Genetic Algorithm Approach", *Proc. of the* 34th AIAA/ASME/AHS *Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*, La Jolla, CA, April 19-22, pp, 2418-2436, 1993.

N. KOGISO, L. T. WATSON, Z. GÜRDAL, R. T. HAFTKA AND S. NAGENDRA. Viginia Polytechnic Institute and State University Blacksburg, VA 24061, USA. "Design of Composite Laminates by a Genetic Algorithm with Memory

BRINDLE, A. (1991) Genetic algorithms for function optimization, Tesis doctoral, Universidad de Alberta, Canada.

Análisis y optimización mediante M.E.F. de aisladores eléctricos fabricados con materiales compuestos trenzados (2D y 3D "braiding"), así como su unión

A. Alonso, J. M. Bielsa, D. Ranz, M. Van Rijn, M. Carrera

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España

R. Lundström

Institute for Composites, Sicomp AB, Pitea, Suecia

RESUMEN

En la actualidad existen diversas técnicas para la fabricación de nuevos materiales compuestos, el 2D-braiding y el 3D-braiding son dos de ellas. Este artículo trata de comparar el comportamiento estructural de una pieza tubular utilizada como aislador eléctrico en aplicaciones de alto voltaje, realizada utilizando ambas tecnologías textiles con fibra de vidrio y resina epoxi. Dicho comportamiento es analizado mediante cálculos por Elementos Finitos. El objeto del estudio es demostrar las mejores características obtenidas para 3D-braiding en términos de mejora de las propiedades fuera de plano, así como encontrar la longitud más adecuada de la unión adhesiva, lo que permite disminuir el espesor de las piezas y el subsiguiente ahorro en material.

1. INTRODUCCIÓN

En la primera parte del presente artículo se ha llevado a cabo un análisis de sensibilidad de dos diferentes sistemas de material compuesto trenzado (2D-braiding y 3D-braiding), considerando varias longitudes de solape entre una tubería y su aislador eléctrico según se varía la geometría de este último.

En la segunda parte del artículo se muestra como el comportamiento mecánico del adhesivo varía según el espesor y la longitud de solape consideradas. Esto se ha demostrado sólo en uno de los sistemas de material utilizados en la primera parte del estudio (el de composite: resina epoxy con fibra de vidrio en tejido 2D-braiding) y para una longitud y espesor óptimos del adhesivo.

Previamente, ha sido fijado el comportamiento global del dispositivo bajo un factor de seguridad razonable. Esto se muestra ya en la primera parte del trabajo, en donde se observa que la longitud no tiene una influencia significativa en la respuesta del aislador. También se muestra un análisis de sensibilidad para diferentes longitudes de solape entre el aislador y el tubo y dos espesores de adhesivo, simulados con modelos de elementos finitos.

Finalmente, esta optimización permitirá proporcionar un último diseño para el aislador eléctrico fabricado en composite: : resina epoxy con fibra de vidrio en tejido 2D braiding.

El diseño final se dará en términos de una optimización de la preforma 2D braiding con una demostrada viabilidad de fabricación (un ensayo prototipo fue producido el año pasado), considerando aspectos funcionales como el solape en la parte superior de la pieza que será hecho por medio de una unión adhesiva y la geometría final del composite.

2. MATERIAL

El aislador eléctrico ha sido optimizado usando dos sistemas de material distintos:

1) Uno compuesto por resina epoxi reforzada con tejido 2D braiding en fibra de vidrio.

2) Otro también de resina epoxi con fibra de vidrio pero siendo el tejido de 3D braiding.

Las propiedades mecánicas del composite fibra de vidrio-resina epoxi en tejido 2D braiding usadas en el cálculo aparecen en la tabla 1. Este sistema de material está constituido por una configuración de $0^{\circ}_{50\%}$, $\pm 45^{\circ}_{50\%}$, con un volumen en fibra del 50%.

| E ₁₁ (GPa) | E ₂₂ (Gpa) | E ₃₃ (GPa) | G ₁₂ (GPa) | G ₁₃ (GPa) | G ₂₃ (GPa) | v ₁₂ | V ₁₃ | V ₂₃ |
|-----------------------|-----------------------|-----------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|------------------------|-----------------|-----------------|
| 25.5 | 8.7 | 6 | 6.25 | 2.4 | 2.4 | 0.1 | 0.3 | 0.3 |

| Χ | X | Y | Y | Z | Z | S ₁₂ | S ₁₃ | S ₂₃ |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-----------------|-----------------|-----------------|
| (MPa) | (MPa) | (MPa) |
| 575 | -575 | 388 | -388 | 60 | -60 | 415 | 35 | 35 |

| Tabla 1 – Propiedades | mecánicas | del | composite | fibra | de | vidrio-resina | epoxi | 2D- |
|----------------------------|-----------|-----|-----------|-------|----|---------------|-------|-----|
| braiding (0° 50%, ±45° 509 | »/o). | | | | | | | |

A su vez las propiedades mecánicas del composite fibra de vidrio-resina epoxi en tejido 3D braiding usadas en el cálculo aparecen en la tabla 2. Este sistema de material también está constituido por una configuración de $0^{\circ}_{50\%}$, $\pm 45^{\circ}_{50\%}$, con un volumen en fibra del 50%.

| E ₁₁ | E ₂₂ (GPa) | E ₃₃ (GPa) | G ₁₂ | G ₁₃ | G ₂₃ | v ₁₂ | v ₁₃ | v ₂₃ |
|-----------------|-----------------------|-----------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|------------------------|-----------------|
| (GPa) | | | (GPa) | (GPa) | (GPa) | | | |
| 23 | 7 | 7 | 5.5 | 5.5 | 5 | 0.1 | 0.2 | 0.2 |

| Χ | X′ | Y | Y | Z | Z | S ₁₂ | S ₁₃ | S ₂₃ |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-----------------|-----------------|-----------------|
| (MPa) | (MPa) | (MPa) |
| 460 | -380 | 300 | -250 | 200 | -150 | 330 | 150 | 100 |

Tabla 2 – Propiedades mecánicas del composite fibra de vidrio-resina epoxi 3Dbraiding (0° 50%, ±45° 50%).

Una pasta adhesiva bi-componente de epoxy ha sido la seleccionada para desarrollar la simulación de la unión: Araldite 2015 (AV 5308/HV 5309-1), la elección de este adhesivo fue indicada por Sicomp:

| Módulo de tensión(GPa) | Módulo a cortadura |
|------------------------|--------------------|
| 2 | 0.25 (at 25°C) |

Tabla 3 – Propiedades de ARALDITE 2015

La siguiente figura indica el máximo valor permitido para la fuerza a cortadura en el adhesivo, la cual está alrededor de los 8Mpa.



Fig. 1 – Fuerza a cortadura en el ARALDITE 2015

3. METODOLOGÍA

El modelo diseñado en elementos finitos para el aislador eléctrico se compone de 56592 elementos lineales sólidos y 69740 nodos. Tanto este modelo de elementos finitos, como las orientaciones del material aparecen en la figura 2.



Fig. 2 – Modelo del aislador en elementos finitos

Se han tomado unas condiciones de contorno que han sido aplicadas para simular las condiciones reales en la prueba de flexión mostrada en la figura 3.



Fig. 3 – Ensayo real en donde se aplicaron las condiciones de contorno citadas

Trasponiéndolas a nuestro sistema de simulación por elementos finitos:

En la primera parte del artículo:

• Un sólido rígido se ha situado en la zona más alta del aislador así como a su alrededor (ver figura 4), con el fin de aplicar las cargas sobre sus nodos de

referencia (localizados en el medio del sólido rígido) y simular el efecto de la longitud de unión entre el tubo y el aislador.

- Otro sólido rígido se ha situado debajo del aislador. La condición de no penetración de los nodos de la pieza en este sólido ha sido simulada con un pequeño contacto de deslizamiento entre ambos.
- Las arandelas flexibles también han sido simuladas. Hechas de acero, con un espesor de 2 mm. A los nodos interiores de estas arandelas se les han restringido todos los movimientos, así como la posibilidad de penetración entre la superficie efectiva de las arandelas y los nodos del aislador.

En la segunda parte del artículo:

- Un anillo externo modelado con los elementos sólidos lineales, será utilizado para simular el adhesivo. Este anillo se ha situado entre la parte superior del aislador y el cuerpo rígido que simula el tubo.
- Los nodos interiores del anillo adhesivo son equivalentes a los del aislador, mientras que los nodos exteriores de dicho anillo pertenecen simultáneamente al sólido rígido que simula el tubo. Esto permite aplicar correctamente la carga nominal.
- La carga aplicada es un Momento flector de 4236 Nm (carga nominal).



Fig. 4 – Cargas y condiciones de contorno

El modelo ha sido dividido en tres zonas diferentes para así definir las distintas orientaciones consideradas en el material. Las zonas y los sistemas de coordenadas locales aplicados en cada una de ellas se han representado en la figura 5.



Fig. 5 – Sistemas de coordenadas locales en cada zona

4. RESULTADOS

El análisis de sensibilidad desarrollado para la primera parte del artículo se ha centrado en tres medidas distintas de solape entre aislador eléctrico y tubo para cada sistema de material.

La tabla siguiente muestra el factor de seguridad de Tsai-Wu en las tres zonas en que se ha dividido el aislador para cada sistema de material y solape de 30 mm.

| | Factor de seguridad global | Factor de seguridad en el plano de fallo | Factor de seguridad de delaminación |
|-------------------------------|-------------------------------|---------------------------------------------|-------------------------------------|
| Zona base | 1.20 | 9.29 | 1.75 |
| Zona curva | 2.35 | 9.10 | 2.32 |
| Región transición cilindro | 2.99 | 10.87 | 3.03 |

Fig. 6 – Factores de seguridad para el sistema de material 2D-braided (longitud de solape de 30 mm)

| | Factor de seguridad | Factor de seguridad en | Factor de seguridad de |
|-------------------------------|---------------------|------------------------|------------------------|
| | global | el plano de fallo | delaminación |
| Zona base | 2.57 | 5.37 | 3.36 |
| Zona curva | 5.82 | 6.59 | 5.73 |
| Región transición cilindro | 5.79 | 7.4 | 6.69 |

Fig. 7 – Factores de seguridad para el sistema de material 3D-braided (longitud de solape de 30 mm)

Los resultados obtenidos para 20 y 10mm de solape son similares a las expuestos, de lo que se deriva que la longitud de solape no influye significativamente en la concentración de tensiones presente en la zona de transición de espesores de la pieza de estudio.

Por otro lado se observa que la selección de un sistema de material compuesto trenzado 3D braiding presenta valores de seguridad mayores que la 2D braiding para una misma geometría.

A continuación se desarrolla en la segunda parte del artículo los esfuerzos a cortadura resultantes para distintos espesores y longitudes de adhesivo en la siguiente gráfica:



Fig. 8 – Variación de las tensiones de cortadura según la longitud de solape y para diferentes espesores de adhesivo

Se observa que la situación ideal para el adhesivo es 1 mm de espesor y solape en la unión de 40 mm, ya que el adhesivo utilizado sólo aguanta a cortadura hasta 8 MPa. Pero como 0.5 mm de espesor es más realista se sugiere la posibilidad de ampliar a 50 mm el solape. Resultando un coeficiente de seguridad para el aislador de 1.24.



Fig. 9, 10 – Coeficiente Tsai Wu de seguridad en el aislador y tensión a cortadura en el anillo adhesivo

5. CONCLUSIONES

Pueden realizarse las siguientes conclusiones:

- La longitud de solape no influye significativamente en la concentración de tensiones presente en la zona de transición de espesores de la pieza de estudio.
- La selección de un sistema de material compuesto trenzado 3D braiding presenta valores de seguridad mayores que la 2D braiding para una misma geometría.
- La longitud de la unión influye en las tensiones experimentadas por el adhesivo. De hecho, aparece una disminución en dichos valores cuando la longitud de la unión aumenta.
- El espesor del adhesivo influye también en dicho factor, la tensión a cortadura decrece para valores mayores de espesor.
- En la zona de transición de espesores del cuello del aislador no aparece una concentración de tensiones significativa, de acuerdo con el análisis de sensibilidad efectuado previamente, en el cual se muestra que la longitud de la unión no influye significativamente en los factores de seguridad del aislador.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). Micro-mechanical and macromechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). Mechanics of Textile and Laminated Composites. Chapman & Hall, London.

MASTERS, J.E., FOYE, R.L., PASTORE, C.M., GOWAYED, Y.A. (1993). Mechanical properties of triaxial Braided Composites. Journal of composites Technology & Research, JCTRER Vol 15, No 2.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.
Obtención de correlaciones numérico-experimentales sobre una brida de aislador eléctrico sometida a flexión realizada en tecnologías textiles 2D "braiding"

M. Carrera, J.M. Bielsa, N. Tolosana, L. Castejón, D. Ranz Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España R. Lundström Institute for Composites, Sicomp AB, Pitea, Suecia

RESUMEN

En este artículo se pretende validar el modelo numérico utilizado en la simulación de una brida de aislador eléctrico realizada en tecnologías textiles (braiding 2D) sometida a una carga de flexión mediante la obtención de correlaciones numérico-experimentales. Para ello, se ha realizado un modelo numérico de la pieza basado en el Método de los Elementos Finitos y se han obtenido valores experimentales correspondientes al caso de flexión mediante la realización de ensayos extensométricos obteniendo valores de deformación en distintos puntos de la pieza mediante la utilización de rosetas y galgas unidireccionales.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, el uso de los materiales compuestos ha experimentado un aumento considerable en multitud de aplicaciones, debido en gran parte a sus excelentes ventajas en términos de resistencia y rigidez específicas dentro del plano, en comparación con los materiales metálicos. Sin embargo, los materiales compuestos tradicionales presentan una serie de limitaciones motivadas por sus reducidas propiedades fuera del plano. Nuevas tecnologías textiles tridimensionales como, por ejemplo, el tejido braiding 2-D, aparecen en un esfuerzo por solucionar estas deficiencias y suponen una mejora de propiedades en las tres direcciones del espacio.

Otro aspecto clave bajo el punto de vista de diseño es la posibilidad de realizar simulaciones numéricas del comportamiento de estructuras y componentes bajo condiciones de trabajo reales y cuyos resultados pueden ser validados mediante la realización de distintos ensayos experimentales.

En el presente artículo se presenta un estudio de una brida de aislador eléctrico diseñada en tecnología textil braiding 2-D sometida a un determinado conjunto de solicitaciones. En primer lugar, se han realizado una serie de simulaciones numéricas basadas en el M.E.F. (Método de los Elementos Finitos) que reproducen tanto las características mecánicas del material utilizado como las solicitaciones a las que está sometida la pieza. Posteriormente, se han realizado una serie de ensayos extensométricos reproduciendo las mismas condiciones que en la simulación numérica con objeto de validar el modelo utilizado mediante la obtención de las correspondientes correlaciones numérico-experimentales.

La siguiente figura muestra cualitativamente la geometría de la brida del aislador. La brida apoya en su base sobre una superficie plana y se fija a la misma mediante tornillos y arandelas alojados en los taladros realizados en la misma.



Fig. 1 - Geometría de la brida de aislador

2. ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA BRIDA MEDIANTE EL M.E.F.

A continuación se presenta el análisis numérico realizado sobre la brida mediante la aplicación del M.E.F.

2.1 Modelo de Elementos Finitos

El modelo numérico de elementos finitos consta de un total de 49.604 elementos y 45.702 nodos. En la modelización de la brida se han utilizado elementos sólidos lineales de integración reducida (C3D8R y C3D6R). La figura 2 muestra un detalle del modelo de brida:



Fig. 2 - Modelo de elementos finitos de la brida

Para la modelización de la placa de apoyo y de las arandelas se han utilizado elementos de tipo rígido tanto de 3 como de 4 nodos (R3D3 y R3D4, respectivamente). Como se muestra posteriormente, el conjunto de solicitaciones ha sido aplicado sobre una superficie plana rígida denominada chapón unida al contorno superior de la pieza utilizando los mismos tipos de elemento mencionados anteriormente. En la figura mostrada a continuación aparece en detalle el modelo de elementos finitos utilizado para cada uno de los componentes considerados:



Fig. 3 - Modelo de elementos finitos de los distintos componentes

Para la simulación de las interfases placa-pieza y arandelas-pieza se han introducido en el modelo numérico diferentes contactos nodo-elemento. El análisis se ha realizado mediante la aplicación de métodos implícitos y es un cálculo de tipo lineal.

2.2 Propiedades del material considerado

La brida está realizada en material compuesto de tecnología textil braiding 2-D constituido por fibra de vidrio y resina epoxy con un volumen de fibra del 50%. El porcentaje de fibra se distribuye en un 50% a 0° y el 50% restante a ±45°. Las propiedades del material quedan definidas mediante los valores de rigidez E_{ii} (módulo elástico en la dirección i), G_{ij} (módulos cortantes en los distintos planos ij) y v_{ij} (correspondientes valores de coeficientes de Poison). También es necesario la determinación de propiedades de resistencia dadas por X, Y, Z (valores de resistencia a tracción en dirección 1, 2 y 3, respectivamente), X', Y', Z' (resistencias a compresión en direcciones 1, 2 y 3) y S_{ij} (resistencias a cortadura en los distintos planos considerados). En la siguiente tabla aparecen los valores de las

| E ₁₁ (GPa) | E ₂₂ (GPa) | E ₃₃ (GPa) | G ₁₂ (GPa) | G ₁₃ (GPa) | G ₂₃ (GPa) | ν_{12} | v_{13} | V ₂₃ |
|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|
| 25.5 | 8.7 | 6 | 6.25 | 2.4 | 2.4 | 0.1 | 0.3 | 0.3 |
| | | | | | | | | |
| X | X'(MPa | Y | Y' | Z | Z'(MPa | S ₁₂ | S ₁₃ | S ₂₃ |
| X (MPa) | X'(MPa) | Y (MPa) | Y' (MPa) | Z (MPa) | Z'(MPa) | S ₁₂ (MPa) | S ₁₃ (MPa) | S ₂₃ (MPa) |

propiedades mencionadas para este material:

Tabla 1 – Propiedades de braiding 2-D utilizadas en el análisis de la brida

El sistema de orientación utilizado se representa en la siguiente figura indicando cada una de las direcciones elegidas para cada una de las diferentes zonas de la pieza:



Fig. 4 – Sistemas de orientación considerados en el análisis numérico

2.3 Casos de carga aplicados y condiciones de contorno

La brida se encuentra sometida una serie de solicitaciones combinadas de fuerzas y momentos creadas mediante la aplicación de una fuerza paralela al plano de apoyo de la pieza aplicada en uno de los extremos de un tubo de longitud 1.200 mm y cuyo otro extremo se encuentra encajado sobre la parte cilíndrica exterior de la brida. Según esto, la fuerza aplicada en el extremo del tubo será transmitida un nodo de referencia situado en el centro del chapón de aplicación de cargas como una fuerza y un momento mediante el correspondiente sistema de fuerza-par equivalente existente debido a la distancia entre el extremo del tubo y el chapón. Este sistema simula las condiciones reales del ensayo extensométrico que se realizará posteriormente.

La siguiente figura muestra de forma esquemática un detalle del dispositivo montado para la aplicación de las cargas indicando el sistema de cargas actuantes sobre la pieza:



Fig. 5 - Conjunto de solicitaciones aplicado sobre la brida

En este caso la fuerza F aplicada tiene un valor de F = 3.605 N, por lo tanto, teniendo en cuenta la relación M=F·L, el momento aplicado tendrá un valor de M = 4.326 Nm. Como se ha comentado con anterioridad estas solicitaciones serán aplicadas en un nodo de referencia situado en el centro del chapón rígido modelado para este fin.

Tanto las arandelas como la placa se supondrán apoyadas en la dirección del eje de la pieza definiendo una serie de contactos para simular las diferentes interacciones existentes entre ellos.

2.4 Resultados numéricos obtenidos

Una vez definidas las condiciones del análisis se han obtenido valores de deformación en direcciones 1 y 2 indicadas anteriormente en los puntos correspondientes a la zona de colocación de galgas durantes los ensayos. En total se han considerado 6 puntos de medida obteniendo en cada uno de ellos valores de deformaciones (microdeformaciones) tanto en dirección 1 como en 2. La situación de cada uno de los puntos de medida se muestra en la siguiente figura:



Fig. 6 – Puntos de toma de medidas y resultados

| Medidas en dirección 1 | Valores de deformación obtenidos numéricamente [µɛ] | Medidas en dirección 2 | Valores de deformación obtenidos numéricamente [µɛ] |
|---------------------------|--------------------------------------------------------------|------------------------------|-----------------------------------------------------------|
| G 1.1 | -157 | G 1.2 | 306 |
| G 2.1 | 474 | G 2.2 | 219 |
| G 3.1 | 212 | G 3.2 | 69 |
| G 4.1 | 136 | G 4.2 | -4.7 |
| G 5.1 | -857 | G 5.2 | - |
| G 6.1 | -418 | G 6.2 | 51 |

Con esto, los resultados obtenidos numéricamente se recogen en la siguiente tabla resumen:

Tabla 2 – Resultados de deformación obtenidos numéricamente

Como se refleja en la tabla los valores mayores se obtienen en la dirección 1 de cada una de las galgas excepto en la G1 en la cual los valores en la dirección 2 son mayores que en 1.

3. ANÁLISIS EXPERIMENTAL

Con objeto de validar el modelo numérico utilizado anteriormente, se han realizado una serie de ensayos experimentales que se describen a continuación:

3.1 Descripción del ensayo extensométrico

En el ensayo experimental se han utilizado 6 galgas extensométricas midiendo cada una de ellas en las direcciones 1 y 2 indicadas anteriormente. Los puntos de medida están situados según la figura 6. La fuerza de ensayo ha sido aplicada en uno de los extremos del tubo mediante un cilindro actuador en dirección paralela al plano de la base de la pieza. En las fotografías siguientes se muestra un detalle del ensayo de la brida en las que se aprecia el tubo de transmisión de cargas y el cilindro aplicador de la fuerza de ensayo:



Fig. 7 – Detalles del ensayo extensométrico realizado sobre la brida

Los valores recogidos por las galgas son amplificados y transmitidos posteriormente a un equipo extensométrico los cuales serán tratados mediante un equipo informático dotado de software de captura y tratamiento de datos.

3.2 Resultados experimentales obtenidos

En este caso, los resultados que se obtienen para cada uno de los canales de medida son los que se muestran en la siguiente tabla:

| Medidas en dirección 1 | Valores de deformación obtenidos experimentalmente [µɛ] | Medidas en dirección 2 | Valores de deformación obtenidos experimentalmente [µɛ] |
|---------------------------|---------------------------------------------------------------|---------------------------------|---------------------------------------------------------------|
| G 1.1 | -244.6 | G 1.2 | 350.6 |
| G 2.1 | 807.2 | G 2.2 | 177.6 |
| G 3.1 | 15.7 | G 3.2 | 78.8 |
| G 4.1 | 101.8 | G 4.2 | -41 |
| G 5.1 | -855.9 | G 5.2 | - |
| G 6.1 | -118.8 | G 6.2 | 78.8 |

Tabla 3 – Resultados de deformación obtenidos experimentalmente

Según se observa en la tabla anterior los mayores valores de deformación se registran en la dirección 1 de la mayoría de las galgas extensométricas. Por otra parte, debe tenerse en cuenta que los valores más pequeños pueden ser menos representativos que los mayores debido a las condiciones y parámetros del ensayo.

4. COMPARATIVA DE RESULTADOS Y OBTENCIÓN DE CORRELACIONES NUMÉRICO-EXPERIMENTALES

Una vez analizados los resultados obtenidos tanto numérica como experimentalmente, se han comparado mediante la correspondiente correlación expresada en %. La siguiente tabla muestra los valores obtenidos en cada una de las direcciones consideradas:

| Dirección 1 | Correlación (%) | Dirección 2 | Correlación (%) |
|--------------|-----------------|-------------|-----------------|
| G 1.1 | 64.2 | G 1.2 | 87.3 |
| G 2.1 | 58.7 | G 2.2 | 81.1 |
| G 3.1 | 7.5 | G 3.2 | 87.5 |
| G 4.1 | 74.8 | G 4.2 | 11 |
| G 5.1 | 99.8 | G 5.2 | - |
| G 6.1 | 28.4 | G 6.2 | 27 |

Tabla 4 - Correlaciones numérico-experimentales obtenidas

En algunos casos se observan correlaciones por encima del 80%. Los valores de correlación más pequeños corresponden a valores de medida de deformación experimental muy pequeños con la consiguiente pérdida de precisión de los mismos. A continuación se muestra de forma gráfica una comparativa entre ambos resultados:



Fig. 8 – Comparativa gráfica entre valores numéricos y experimentales

5. CONCLUSIONES

. Se ha presentado una aplicación industrial (brida de aislador eléctrico) realizada en materiales compuestos mediante la utilización de tecnologías textiles braiding 2-D.

. Para ello se ha simulado su comportamiento mediante cálculos numéricos basados en el M.E.F. (Método de los Elementos Finitos).

. El modelo numérico utilizado ha sido validado mediante la realización de ensayos de tipo extensométrico realizados sobre un prototipo de pieza fabricada en braiding 2-D.

. Los resultados obtenidos han sido comparados mediante la obtención de las correspondientes correlaciones numérico-experimentales.

. Según las correlaciones obtenidas puede decirse que el modelo numérico utilizado presenta la suficiente precisión para posteriores fases de diseño y optimización de la brida.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). Micro-mechanical and macromechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). Mechanics of Textile and Laminated Composites. Chapman & Hall, London.

Reducción de vibraciones de máquina herramienta mediante revestimiento de piezas estructurales con compuesto de fibra de carbono

G. Aretxaga, G. Castillo, F. Cortes, M. Iragi, M. Mateos, I. Urrutibeascoa Escuela Politécnica Superior Mondragón Unibertsitatea, España.

RESUMEN

El trabajo expuesto en este artículo tiene por finalidad diseñar y fabricar la columna de una fresadora con piezas estructurales revestidas de material compuesto de fibra de carbono. Introducir este material en la estructura de la máquina implica por un lado un incremento del amortiguamiento, y por otro, aligerar la estructura disminuyendo las fuerzas de inercia. De esta forma, se pretende disminuir el nivel de las vibraciones durante el proceso de mecanizado. En efecto, las exigencias requeridas a las máquinas herramienta de nueva generación en cuanto a productividad y precisión son cada vez mayores. La mejora del comportamiento dinámico de las máquinas herramienta conduce a un aumento de la producción y mejora la precisión de las piezas mecanizadas.

En la fase de diseño de la columna, las técnicas de simulación han permitido poner en evidencia qué partes de la pieza son susceptibles a ser fabricadas en fibra de carbono.

Se han realizado ensayos previos al diseño con placas rectangulares de acero revestidas con material compuesto, incrementando la rigidez dinámica en un 50% y el amortiguamiento en un 150%.

A la hora de escribir este artículo, se han realizado ensayos dinámicos sobre la columna, si bien el análisis de los resultados no ha concluido. Los resultados serán expuestos durante la ponencia del V Congreso de AEMAC (AEMAC-2003) que tendrá lugar en Zaragoza (España), del 1 al 3 de julio de 2003.

1. INTRODUCCIÓN

Trabajos anteriores de este equipo Ferreira (1999), Aretxaga (2000), Giaccobi (2003) ponen en evidencia la problemática actual de la máquina herramienta y la posibilidad de mejorar sus prestaciones mediante la utilización de materiales compuestos de altas prestaciones con elevadas propiedades mecánicas, baja densidad y baja dilatación térmica (Imasaki, 1998).

En este trabajo se ha rediseñado la columna de una fresadora incluyendo piezas estructurales y revestimientos de material compuesto de fibra de carbono con el fin de aligerar la pieza, disminuir las fuerzas de inercia e incrementar el amortiguamiento. De esta forma, se pretende mejorar el comportamiento dinámico de la máquina mejorando sus prestaciones. Partiendo del diseño original de la columna en fundición (Figura 1), se establecen los objetivos de la Tabla 1.

| Rigidez estática | Rigidez dinámica | Masa | Deformaciones debidas a fuerzas de inercia | Amortiguamiento |
|---------------------|---------------------|----------------|-----------------------------------------------|-----------------|
| Mantener | Mantener | Reducir 35% | Reducir 40% | Incrementar 20% |

Tabla 1 - Objetivos sobre el diseño de la columna.



Fig. 1 - Fresadora modelo SV-8000 con columna de fundición.

Este trabajo se enmarca dentro del proyecto Europeo PRIMA (Improving performance and life-cycle cost of machine tools through advanced materials), cuyo objetivo es la mejora del comportamiento de las máquinas herramientas mediante el uso de materiales avanzados.

2. DESCRIPCIÓN DE LA COLUMNA ORIGINAL

La columna en fundición se fabrica de una sola pieza (Figura 2), en la que se pueden distinguir tres partes estructurales: la base, el pórtico y el dintel.

La base: tiene por función transmitir todos los esfuerzos de mecanizado a la bancada por medio de los patines de deslizamiento.

El pórtico: tiene por función transmitir los esfuerzos de mecanizado desde el carnero hasta la base. En el interior del pórtico desliza el carnero.

El dintel: su función es de reacción del husillo del carnero.



Fig. 2 - Modelo de elementos finitos de la columna en fundición.

El pórtico es sin duda la parte estructural más importante, ya que es quien aporta la rigidez a torsión y a flexión de la columna. Es también la parte más pesada de la pieza, el 70% de la masa total, lo que hace que sea la más susceptible a ser diseñada usando compuesto de carbono.

3. DISEÑO ESTRUCTURAL DE LA COLUMNA

A la hora de aligerar el pórtico de la columna, cabe pensar en materiales como el compuesto de fibra de carbono, de alta rigidez específica, que presenta aceptables módulos de elasticidad y baja densidad. Pero la fabricación del pórtico por completo en carbono es imposible, ya que para mantener la rigidez estática del conjunto, obligaría a usar espesores que en la práctica no son procesables (superiores a 40 mm). Tampoco hay que descuidar que en las zonas en donde los esfuerzos se transmiten directamente, como por ejemplo las zonas de guiado, es necesario un material de rigidez superior a la del carbono.

Los fabricantes españoles de máquina herramienta acostumbran a fabricar sus piezas estructurales en fundición. Si bien la materia prima es más cara que el acero estructural soldado, el proceso de fabricación es más económico y los moldes se amortizan con series relativamente pequeñas. En este trabajo, se propone fabricar una pieza multimaterial de acero estructural soldado y refuerzos de compuesto de carbono, interesante sobre todo para series de fabricación pequeñas.



Fig. 3 - Modelo de elementos finitos del pórtico en acero + carbono.

En la Figura 3 se muestra el modelo de elementos finitos del diseño del pórtico. Los perfiles de acero aportan la rigidez a flexión. Al tratarse de una estructura abierta, hay que hacer hincapié en la rigidez a torsión. Por ello, se refuerza con costillas de carbono en todo lo alto del pórtico. Los paneles laterales aportan rigidez a flexión en el movimiento de la columna. Para reducir las vibraciones debidas a las deformaciones de las fuerzas de inercia en el avance de la columna, se añade a las planchas de acero un revestimiento de compuesto de carbono, con el fin de incrementar el amortiguamiento.

Para poner en evidencia el incremento del amortiguamiento, se realizaron ensayos dinámicos sobre una placa rectangular.

4. MEDIDAS EXPERIMENTALES SOBRE PLACA ACERO + CARBONO

El revestimiento de piezas estructurales en máquina herramienta con materiales compuestos es un campo de investigación en donde autores como Lee (2001) comprueban que las frecuencias propias y el amortiguamiento crecen para piezas prismáticas sometidas básicamente a flexión.

Con estas medidas experimentales se propone evaluar la influencia del revestimiento sobre el modo de torsión de una placa rectangular. En efecto, las simulaciones realizadas sobre el modelo de la fresadora SV, indican que el modo de vibración más peligroso de la columna es el de torsión. Debido a las grandes dimensiones de la máquina, dicho modo se presenta a baja frecuencia.

Teniendo en cuenta estos aspectos se han ensayado dos placas, una placa de acero y otra con revestimiento de compuesto. Las características de las dos placas son las siguientes:

- Placa de acero de 600 x 500 mm y 3 mm de espesor.
- Placa de acero igual que la anterior encolada con una placa de compuesto de fibra de carbono de 3 mm de espesor. La orientación de las fibras del material compuesto es de ±45°.

El método utilizado para medir el amortiguamiento de las placas ha sido el análisis modal experimental. Mediante este proceso se obtienen los parámetros modales (frecuencia natural, amortiguamiento modal y forma modal) de la estructura. El amortiguamiento modal es un indicador del amortiguamiento de la estructura a la frecuencia natural. Por tanto, dicho proceso solamente permite conocer el amortiguamiento de la estructura en la frecuencia natural, y no en un rango de frecuencias.



Fig. 4 - Cadena de medida del comportamiento dinámico de las placas.

Con el objeto de poder representar el amortiguamiento de las placas en un rango de frecuencia, se han amarrado piezas de acero en los cuatro extremos de las placas. Dichas piezas añaden masa al sistema, y por tanto disminuyen sus frecuencias naturales. De este modo, amarrando piezas de diferentes masas se ha conseguido determinar el amortiguamiento modal en un rango de frecuencia.

Las condiciones de contorno con las que se han realizado los ensayos, han sido en estado libre. Estas condiciones se aproximan colgando la estructura de gomas flexibles. La respuesta se ha obtenido con un acelerómetro situado en un punto fijo cercano a un extremo. La excitación de la placa se ha realizado con un martillo de impactos y sobre diferentes puntos. En la Figura 4 se muestra la cadena de medida.

En primer lugar, se han comparado las formas modales del primer modo de ambas estructuras. Para ello se ha medido sobre 25 puntos uniformemente repartidos sobre la placa. La forma modal obtenida en ambas placas es muy similar y corresponde al modo de torsión. Por tanto es posible comparar los parámetros modales obtenidos de ambas placas. En la Figura 5 se muestra la forma modal del primer modo de la placa de acero sin masas.

Una vez comparadas las formas modales, se han realizado las medidas que han permitido obtener el amortiguamiento modal. Estas medidas se han realizado sobre 5 puntos (los 4 extremos y el punto de medida o punto donde esta el acelerómetro).



Fig. 5 - Modo de torsión de las placas.

A partir de las funciones de respuesta en frecuencia se han obtenido los parámetros modales con el método complejo exponencial. Los resultados obtenidos para la placa de acero se muestran en la siguiente Tabla 2, y los referentes a la placa acero + carbono en la Tabla 3.

| Masa en cada extremo (g) | Frecuencia natural (Hz) | Amortiguamiento modal (%) | |
|--------------------------|-------------------------|---------------------------|--|
| 0 | 34,2 | 0,055 | |
| 75 | 29,0 | 0,065 | |
| 250 | 23,4 | 0,094 | |

Tabla 2 - Frecuencias propias del primer modo de torsión para la placa de acero.

| Masa en cada extremo (gr) | Frecuencia natural (Hz) | Amortiguamiento modal (%) |
|---------------------------|-------------------------|---------------------------|
| 0 | 52,9 | * |
| 250 | 37,7 | 0,164 |
| 500 | 30,3 | 0,179 |
| 800 | 25,2 | 0,195 |

* No se ha podido obtener el valor del amortiguamiento debido a que dos modos están acoplados.

Tabla 3 - Frecuencias propias del primer modo de torsión para la placa de acero + carbono.

En la placa con compuesto ha sido necesario añadir una cantidad de masa mayor en los extremos, debido a que el sistema es más rígido y sus frecuencias naturales son superiores. Los resultados anteriores se grafican en la Figura 6, en donde se grafica amortiguamiento frente a frecuencia para los dos sistemas.



Fig. 6 - Relación amortiguamiento-frecuencia del primer modo de torsión de las placas.

5. FABRICACIÓN DE LA COLUMNA

La fabricación de la nueva columna se ha realizado en dos fases: en la primera se han fabricado por separado la estructura de acero y las placas de carbono, y en la segunda se ha realizado la unión de ambas partes. La estructura de acero se ha obtenido mediante la soladura de chapones, y la de las costillas y placas de compuesto de carbono mediante RTM y bolsa de vacío. Tal y como se ve en la figura 7, la unión de las costillas y las placas a la estructura de acero se ha realizado mediante unión encolada y atornillada. Para realizar

el encolado ha sido necesario preparar las superficies de acero mediante decapado mecánico.





b)



Fig. 7 - Preparación de las superficies a encolar de a) la columna y b) la placa de carbono. c) placa encolada.

6. CONCLUSIONES

La simulación mediante el método de los elementos finitos ha permitido diseñar una columna híbrida acero + carbono cumpliendo las especificaciones requeridas en cuanto a rigidez estática, rigidez dinámica, peso y deformaciones debidas a las fuerzas de inercia. En cuanto al amortiguamiento, los ensayos realizados sobre una placa han puesto en evidencia que éste incrementa en un 150% al encolar sobre una placa de acero de 3 mm de espesor, una placa de compuesto de carbono del mismo espesor.

Si bien estos resultados son optimistas, deben ser contrastados con los que se obtengan de las mediciones realizados sobre la propia columna, que se están realizando al día de escribir este artículo.

AGRADECIMIENTOS

Este estudio ha sido posible gracias al apoyo de la Comisión Europea al proyecto PRIMA. También agradecemos la participación de todos los colaboradores: DANOBAT, SORALUCE, HUELLER-HILLE, PPC, FVT, EADS-Composites Aquitaine y especialmente al centro de investigación de máquina herramienta IDEKO.

REFERENCIAS

F. FERREIRA, F. CORTES, G. ARETXAGA, G. CASTILLO, I. URRUTIBEASCOA (1999). *Diseño de un carnero de centro de mecanizado de alta velocidad en materiales compuestos*. Congreso nacional de materiales compuestos 99 AEMAC.

G. ARETXAGA, G. CASTILLO, F. CORTES, M. IRAGI, I. URRUTIBEASCOA (2000). *Diseño y fabricación de bancadas de máquina herramienta de hormigón polímero. Análisis comparativo fundición-hormigón polímero.* "XIII congreso de máquina herramienta y tecnologías de fabricación", asociación española de fabricantes de máquina herramienta.

S. GIACCOBI, R. HARRY, G. CASTILLO, F. CORTES, I. URRUTIBEASCOA (2003). *Development of composite machine tool components. Application to a high speed milling machine transmission shaft.* Advancing with Composites 2003, Milano-Italia.

IMASAKI. ICHIRO (1998). *Toward Eco-Friendly Machine Technology*. Proceedings of the International Seminar on Improving Machine Tool Performance 1998 Vol.I pp. 43-54

SEUNG HWAN CHANG, PO JIN KIM, DAI GIL LEE, JIN KYUNG CHOI (2001). *Steel-composite hybrid headstock for high-precision griding machines*. Composite Structures 53 (2001) 1-8

FRP - La importancia de la correcta elección del hilo de refuerzo en aplicaciones frente a corrosión.

P. Comino, R. Sánchez Saint Gobain Vetrotex España S.A.

RESUMEN

Estudio comparativo de laboratorio (Swedish Corrosion Institute – Estocolmo – Suecia) sobre la resistencia a la corrosión de diferentes tipos de Hilos de vidrio de Refuerzo y de las propiedades que presentan con respecto a la corrosión bajo tensión mecánica sus laminados correspondientes en entornos ácidos y alcalinos.

Hay una gran relación entre muchos de los daños por corrosión producidos en las estructuras de FRP utilizadas en plantas de transformación y fabricación de productos químicos y de productos derivados del petróleo así como en fábricas de papel y celulosa y el tipo de refuerzo de Hilo de vidrio empleado en el laminado; un ejemplo importante es la corrosión producida por tensiones internas. No se suele tener en cuenta la influencia del tipo del Hilo de vidrio en el rendimiento de la estructura de FRP y aún son pocos los datos con los que contamos sobre la relación entre la resistencia a la corrosión del refuerzo de Hilo de FRP.

Se ha realizado un estudio comparativo de laboratorio para caracterizar tanto la resistencia a la corrosión de varios tipos diferentes de hilos de vidrio en entornos ácidos y alcalinos, como las propiedades frente a la corrosión bajo tensión de los correspondientes laminados en base resina Vinilester, ya sean laminados unidireccionales (enrollamiento) o de Molde Abierto con impregnación de MAT de hilos Cortados (CSM, *Chopped Strand Mat*). Se hallaron importantes diferencias en la resistencia a la corrosión de los diferentes hilos de vidrio. Es más, se pudo demostrar que la resistencia a la rotura de los diferentes laminados cuando son sometidos a una fuerza constante, en un entorno ácido, está estrechamente relacionada con la resistencia a la corrosión de los hilos. Por lo tanto, el rendimiento y la fiabilidad de una estructura de FRP en entornos agresivos, como en las fábricas de productos químicos en general, pueden mejorarse en gran medida mediante la elección de un hilo resistente a la corrosión. Es posible reducir el riesgo de rotura producido por la corrosión bajo tensiones internas hasta un nivel mínimo. El nivel general de seguridad del laminado se ve incrementado de manera notable así como su durabilidad en servicio.



Fig. 1 – Fisuración en conducción de ácido clorhídrico (laminado sin ARcotex).



Fig. 2 – Rotura dramática en conducción en fábrica de celulosa (laminado sin ARcotex).



Fig. 3 – Detección de fisura en laminado sin Arcotex en conducción de líquido altamente corrosivo.

En estas imagines se pueden apreciar algunos casos de corrosión de PRFV en servicio por Stress Corrosion (corrosión bajo esfuerzos). En la parte inferior se muestra el importante esfuerzo de estudio y reparación de ciertas líneas de conducción de líquidos químicos y gases.



Fig. 4 – Inspección y reparación en tubería PRFV.

1. INTRODUCCIÓN

Está muy extendido el uso de materiales compuestos que contienen un refuerzo de hilo de vidrio, FRP, en diversas aplicaciones de la industria química. Ya en los comienzos de la era del FRP, el tipo de refuerzo que más se utilizaba era la fibra de vidrio E. Que la resistencia de dicha fibra a la corrosión fuera considerada inferior a la de fibras de otros tipos, como la fibra de vidrio C y la fibra libre de Oxido de Boro en su formulación vítrea, no ha impedido que se haya desarrollado hasta convertirse en el tipo de fibra estándar utilizado en materiales compuestos, principalmente debido a las diferencias de precio entre los distintos tipos de hilo de refuerzo. No obstante, esto ha dado lugar a una serie de problemas en diferentes tipos de industrias químicas tales como la rotura producida por corrosión y por tensiones internas de los laminados en servicio.

Una de las finalidades de la matriz de resina en un laminado es la de proteger del entorno el refuerzo de fibra. En los inicios de los laminados de FRP se pensaba que la resistencia de la fibra a la corrosión era una cuestión de escasa o ninguna importancia. Esta consideración aún sigue vigente, y a lo largo de los años la mayor parte del interés se ha centrado en la *resistencia química* de la resina, no en la fibra de vidrio. A finales de los años 70 se descubrió que los laminados de FRP podían sufrir una corrosión producida por influencia de tensiones internas que afectaba a la fibra de vidrio en entornos ácidos. La corrosión bajo tensión se define como un proceso que produce la corrosión de un material sometido a la acción combinada de un esfuerzo de tensión y la agresión de un medio corrosivo. La corrosión por tensiones o esfuerzos internos puede producirse a un nivel de tensión muy por debajo de la resistencia a esfuerzos del propio material. Se percibió que las fibras de refuerzo del laminado requerían una protección frente al posible contacto con el entorno que se conseguía mediante la así llamada capa química de detención o barrera

química, elaborada con una capa de resina pura, una capa de resina con una película superficial o un revestimiento ayudado con un velo de Hilo de Refuerzo.

A pesar de que en los últimos 30 años se han introducido grandes mejoras en lo que respecta al diseño y fabricación de componentes de FRP, todavía hay una importante necesidad de ampliar los conocimientos al respecto, en especial en lo que se refiere a las propiedades de corrosión del laminado, la resina y los hilos de vidrio. Esto viene motivado por la frecuencia con que se producen roturas y daños de los elementos de FRP debidos a la corrosión, como muestran los siguientes ejemplos. Se ha realizado una selección que muestra la posibilidad de que sobrevengan roturas debidas a la corrosión bajo tensión del FRP aunque la teoría pronostique que dichas roturas no se producirán cuando el laminado haya sido diseñado para soportar un nivel máximo de deformación del 0,2% y esté provisto de una barrera química.



Fig. 5 – Rotura laminado sin ARcotex en fábrica de pulpa de papel y celulosas



Fig. 6 – Rotura debida a corrosión bajo tensión de un colector de PRFV laminado sin ARcotex.

La fig. 5 muestra la rotura catastrófica de una tubería de FRP en una fábrica de celulosa. La tubería de FRP estaba recubierta con teflón de etileno-propileno fluorado (FEP, *Fluorinated Ethylene Propylene*), y la rotura se produjo tras sólo 2,5 años de uso. El laminado había sido elaborado con fibra de vidrio E estándar. La causa fue la corrosión bajo tensión de la fibra de vidrio E que formaba parte del laminado, y esto ocurrió a pesar de haber utilizado un recubrimiento de teflón de FEP de 3 mm de grosor para proteger el

laminado estructural de todo contacto con el agente presente en el interior de la tubería. La fíg. 6 muestra la rotura de un colector subterráneo de FPE descubierta tras 10 años de uso. El colector transportaba efluente ácido de las plantas de tratamiento. La rotura por corrosión producida por tensiones internas se inició a partir de las fisuras ya existentes en la barrera de corrosión de resina común y 3 mm de grosor.



Fig. 7 – Fabricación de tubería por enrollamiento.

Lo más probable es que estas roturas se hubieran podido evitar si se hubiera utilizado un hilo de vidrio más resistente a la corrosión bajo esfuerzos durante el servicio del laminado. El acceso del ácido a las fibras, por ejemplo, puede originarse por la difusión de ácido en la matriz de la resina (o a través de un recubrimiento termoplástico) y por la penetración de ácido a través de microfisuras que haya en la superficie y/o por otros defectos del laminado. Si los agentes corrosivos tienen acceso a la fibra, la agresión química puede debilitarla. En esta publicación se sugieren, tras consulta en varias publicaciones, dos mecanismos de corrosión para vidrio en un entorno acuoso (fig. 8): 1) un mecanismo de intercambio de iones en el que los iones metálicos como Na⁺ y K⁺ de la estructura de vidrio se sustituyen por iones hidrógeno del ácido que causa una lixiviación del vidrio; 2) una degradación y disolución de la propia red de sílice, ver figura 8. Para periodos cortos y a bajas concentraciones y temperaturas, predomina la lixiviación de los iones incorporados al vidrio. Este proceso se controla por difusión. En periodos más largos y a concentraciones y temperaturas más altas, la red de sílice puede disolverse. La interacción de un vidrio con un entorno ácido o alcalino se caracteriza por la rápida pérdida inicial de peso que se ralentiza con el tiempo. Si una fibra de vidrio falla debido a la corrosión que se produce en los laminados, la extremidad de la grieta puede continuar hacia la siguiente fibra hasta que se produzca la rotura del laminado. Por lo tanto, las propiedades de corrosión bajo tensión de un laminado se pueden mejorar en gran medida con el uso de una fibra de vidrio resistente a la agresión química de las soluciones acuosas.

| 1. \equiv Si-OR- + H ₂ O $\leftrightarrow \equiv$ Si-OH + R ⁺ + OH ⁻ |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Difusión de iones a través de la red |
| 2. \equiv Si-O-Si \equiv + OH ⁻ $\leftrightarrow \equiv$ Si-OH + \equiv Si-OH ⁻ |
| Disolución de la red |

Fig. 8 - Mecanismos de corrosión del vidrio

Uno de los factores que se han pasado por alto o descuidado, a pesar de su importancia para conseguir la durabilidad y fiabilidad de una estructura de FRP, es la elección del tipo de fibra de vidrio teniendo en cuenta sus propiedades frente a la corrosión. Por lo tanto, uno de los objetivos de esta presentación así como de la investigación que en su día se llevó a cabo (durante más de tres años) ha sido el estudio sistemático y caracterización de la resistencia a la corrosión uniforme, en lo que se refiere a pérdida de peso, de tres tipos de fibra de vidrio entre los que se encuentra un nuevo tipo de fibra, el vidrio resistente al álcali (AR, *Alcali Resistentes*) que se considera resistente a la corrosión tanto en entornos ácidos como alcalinos. Otro objetivo ha sido relacionar esta resistencia con el comportamiento frente a la corrosión bajo tensión de laminados elaborados con estos tres tipos de fibra de vidrio.

En un principio, las fibras de vidrio Alcali-Resistentes fueros desarrolladas (años 60) para resistir el ataque brutal del cemento Pórtland en un medio extremadamente alcalino como es el del refuerzo de cementos y hormigones convencionales. Tras investigaciones de más de 15 años han mostrado que estas fibras no solo son Alcali-Resistentes sino que presentan un nivel de acido resistencia igual o superior a aquel primero para el que fue diseñado este tipo de hilo.

ARcotex es el nombre comercial con el que se conoce a este nuevo sistema de refuerzo seguro de laminados plásticos frente a agresiones químicas y en medios fuertemente agresivos y corrosivos (tanto medios ácidos como básicos). ARcotex es la base de estos estudios que se presentan así como de una serie de presentaciones comerciales que lo hacen líder absoluto en el refuerzo de laminados frente a corrosión aún estando estos sometidos a solicitaciones mecánicas tal y como se demuestra en los resultados de los test de Stress Corrosion llevados a cabo por el prestigioso Instituto Sueco de estudios de Corrosión – Swedish Corrosion Institute.



Fig. 9 – Enrollamiento de filtro en PRFV

2. EXPERIMENTO

En el estudio que se resume en este documento se utilizaron tres tipos de productos comerciales de fibra de vidrio que se han consolidado mundialmente como refuerzos para laminados frente a aplicaciones corrosivas, esto es, las fibras de vidrio tipo C (Chemical Glass), vidrio resistente al álcali (AR, *Alkali Resistant*) con nombre comercial ARcotex y vidrio E libre de boro (Boron Free Glass). Su composición química aparece en la Tabla 1.

| Óxido | Vidrio C, | Vidrio E libre boro, | de Vidrio ARcotex de Vetrotex |
|-------------------|-----------|----------------------------|----------------------------------|
| SiO ₂ | 61,70 | 57,00 | 62,00 |
| Fe_2O_3 | 0,08 | 0,30 | 0,07 |
| Al_2O_3 | 5,30 | 12,50 | 0,20 |
| CaO | 6,60 | 22,20 | 5,30 |
| MgO | 3,75 | 4,20 | - |
| Na ₂ O | 14,35 | 0,80 | 14,30 |
| K ₂ O | 1,05 | 0,40 | - |
| B_2O | 6,35 | - | - |
| TiO ₂ | - | - | - |
| F | 0,65 | - | 0,30 |
| ZrO_2 | - | - | 17,30 |

Tabla 1 - Composición de las diferentes fibras de vidrio.



Fig. 10 – Detalle del Roving de Corte ARcotex.



Fig. 11 – Detalle de la familia de productos anticorrosión ARcotex.

Los experimentos se realizaron tanto en fibras de vidrio puras (vidrio desnudo) como en laminados de fibra de vidrio. Se determinó la resistencia a la corrosión uniforme, esto es la resistencia a la agresión química que tiene como consecuencia una pérdida de peso de las fibras de vidrio, tanto en entornos ácidos como alcalinos mediante el uso de filamentos de *rovings directos*. Las fibras se expusieron a una solución de ácido clorhídrico y sosa cáustica respectivamente, de diferentes concentraciones (de 0,1 M a 5 M), y a diferentes temperaturas (de 30°C a 80°C). La pérdida de peso se determinó midiendo el peso anterior y posterior a la exposición. En el caso de la exposición al álcali, se formaron hidróxidos insolubles en la superfície de las fibras que se eliminaron mediante un procedimiento de lavado ácido para obtener una medida adecuada de la agresión causada. Durante los experimentos se controló el pH y se mantuvo constante dentro del rango $\pm 0,1$.

Los laminados uniaxiales formados por filamentos enrollados se elaboraron con resina vinilester. Laminados con un espesor de 3,0 mm y un contenido de fibra de vidrio del 50% en volumen. Posteriormente se curaron a 100°C.

Los laminados estratificados manualmente fueron realizados con resina vinilester y cuatro capas de MAT de fibra de vidrio (CSM, *Chopped Strand Mat*) de 450 g/m². Los laminados tenían un espesor de 4,0 mm y un contenido de fibra de vidrio del 16% en volumen y se curaron posteriormente a 100°C. (35% contenido de Fibra de Vidrio en peso aprox.)

La prueba de corrosión bajo tensión de los laminados se realizó con una flexión 3 puntos aplicando un esfuerzo constante. Los bordes de las muestras se protegieron con una capa de 1-2 mm de espesor de una pasta epoxi de dos componentes para evitar la difusión o penetración del medio por estas zonas. Las propiedades de corrosión bajo tensión (Stress Corrosion test) de los laminados se evaluaron mediante la relación entre el tiempo transcurrido hasta la rotura de las muestras y la tensión constante aplicada (el esfuerzo de tensión máximo actuaba en la superficie exterior). Además, se estudiaron las superficies fracturadas con un microscopio electrónico.



Fig. 12 - Compactación de PRFV por molde abierto.



Fig. 13 – Detalle de laminado por enrollamiento

3. RESULTADOS DEL VIDRIO DESNUDO

Las figuras de la 11 a la 15 muestran los resultados seleccionados de la resistencia de las fibras de vidrio puras probadas a la corrosión uniforme en un entorno ácido. Debido a las grandes diferencias que hay en la resistencia a la corrosión se ha utilizado una escala logarítmica. Los valores de pérdida de peso obtenidos se corrigieron para la pérdida de peso causada por la disolución de la parte hidrosoluble del ensimaje. Además se corrigió y normalizó hasta el mismo área de superficie específica de la fibra (1.000 cm²/g).



| Título | Poder | del | Vidrio |
|----------------|------------|---------|----------|
| | ARcotex | en | Medio |
| | Acido | | |
| Eje Y | Pérdida de | e peso | en % de |
| | perdida | | |
| Eje X | Tiempo o | de ex | posición |
| | (horas) | | |
| Gráfico de | HCI 2 M, | 50°C, | Vidrio |
| arriba a abajo | C, Vidrio | libre d | e boro y |
| | Vidrio AR | Cotex | |
| | | | |

Fig. 14 – Pérdida de peso de los tres tipos de fibra de vidrio con respecto al tiempo de exposición a una solución 2 Molar de HCl a 50°C.

La resistencia a la corrosión del vidrio C es bastante baja cuando se lo somete a estas condiciones de exposición. A largo plazo, la resistencia a la corrosión del vidrio E libre de boro y de las fibras de vidrio AR es bastante buena cuando se los somete a estas condiciones de exposición, no obstante, a largo plazo se prevé que la fibra de vidrio AR muestre mayor resistencia que la fibra de vidrio E libre de boro. Los resultados obtenidos hasta el momento en este estudio indican que el proceso de corrosión es diferente para cada tipo vidrio, lo que viene asociado a las diferentes estructuras químicas del vidrio, es decir, está condicionado por su composición mostrando un mayor poder anticorrosión las fibras de vidrio ARcotex.

El estudio realizado demuestra que la resistencia de las fibras al ácido depende en gran medida de la temperatura. Todas las fibras muestran una mayor velocidad y niveles de pérdida de peso superiores cuando se aumenta la temperatura. La diferencia entre la resistencia a la corrosión de la fibra de vidrio E libre de boro y la fibra de vidrio AR se agudiza a una temperatura más alta. La fibra de vidrio AR muestra la mayor resistencia a la corrosión entre las fibras probadas en estas condiciones de exposición; la pérdida de peso a largo plazo se prevé que será alrededor de sólo el 1% para las fibras de vidrio ARcotex.



Fig. 15 – Tiempo necesario para obtener la perdida del primer 1% del peso de los diferentes vidrios estudiados en una exposición en solución 5 Molar de HCl a 30°C.

La figura 16 muestra la curva de pérdida de peso en la exposición al álcali en solución de NaOH 1 M a 30°C. No hay importantes diferencias en la resistencia a la corrosión de las fibras de vidrio C y E libre de boro al álcali sometidas a estas condiciones: la resistencia es igualmente baja. No obstante, en esta comparación destaca la resistencia de la fibra de vidrio AR.

En cierto modo este resultado era esperado y tan solo ha servido dentro del estudio de ratificación de lo ya conocido y que fue la base del propio desarrollo e invención, en los años 60, de este tipo de fibra resistente a los medios alcalinos (medios básicos). Es en este medio donde las fibras de vidrio AR ARcotex se muestran como únicas fuertemente resistentes y apropiadas para el refuerzo de resinas que fueran a estar sometidas a ataques alcalinos.



Fig. – 16 Pérdida de peso de los tres tipos de fibra de vidrio con respecto al tiempo de exposición a una solución 1Molar de NaOH a 30°C.

Las figuras 17 y 18 muestran la enorme diferencia de comportamiento, resistencia y durabilidad de las fibras ARcotex frente al medio alcalino. Se muestran comportamientos a bajas y altas concentraciones de NaOH a una temperatura de 30°C. Se ha comprobado que a mayor temperatura mayor es la degradación de las fibras de vidrio estudiadas salvo las fibras AR que se mantiene constantes. En este estudio se ha introducido la fibra clásica del tipo E para realizar un espectro de comprobación de mayor rango, destacándose de estas un comportamiento similar o peor que el obtenido con las fibras de vidrio ARcotex.

Por tanto es en este medio alcalino (básico) donde las fibras de vidrio ARcotex, frente a diferentes concentraciones y temperaturas, marca una enorme diferencia de comportamiento a una estabilidad muy importante.



Fig. 17, 18 - Pérdida de peso de cuatro tipos de fibra de vidrio en relación al tiempo de exposición a NaOH 0,3 M y 2 M a 30°C, respectivamente.



Fig. 19 – Detalle de familia de productos ARcotex.

4. RESULTADOS DE LOS LAMINADOS

En vista de estos resultados, la investigación siguió el curso de determinar si pudiera haber una relación entre la resistencia de la fibra a la corrosión uniforme y las propiedades de corrosión bajo tensión de un laminado elaborado con los respectivos tipos de fibra. La figura 20 muestra una comparación de las propiedades de resistencia a la corrosión bajo tensión de los laminados uniaxiales elaborados por enrollamiento con los diferentes tipos de fibra de vidrio en HCl 1 M a 25°C.

El tiempo que transcurre hasta que se produce la rotura depende en fuertemente del nivel de tensión (nivel de carga aplicado). Los estudios realizados sobre las superficies de rotura en un microscopio electrónico indicaron que todas las roturas se habían producido a causa de la corrosión bajo tensión de la fibra de vidrio, salvo las de los laminados reforzados con fibras de vidrio ARcotex.



Fig. 20, 21 - Comparación de las propiedades de corrosión bajo tensión de los diferentes laminados unidireccionales y de CSM respectivamente.

Destaca la resistencia a la rotura del laminado de vidrio ARcotex al someterlo a una fuerza en HCl 1 M a 25°C si la comparamos con la de los otros tipos de laminado. La resistencia

del laminado en ácido parece ser más o menos la misma que en aire, es decir unos 1.100 MPa. El tiempo que transcurre hasta que se produce la rotura varía muy lentamente con la fuerza, lo que indica que no tienen lugar procesos de corrosión bajo tensión. Lo mismo se desprendía de los resultados de los estudios de la fractografía.

En la figura 21, se presentan los datos de corrosión bajo tensión de los laminados de CSM (MAT de Hilos Cortados laminados a mano – Molde Abierto) en ácido clorhídrico de 1 M a 25°C. La dispersión de los datos es mucho mayor que la de los materiales laminados uniaxiales debido a la orientación irregular en el plano de las fibras de la superficie laminada. No obstante, se aplica la misma clasificación en la resistencia a la corrosión bajo tensión con respecto al tipo de fibra que para los materiales laminados uniaxiales. Sin embargo, las diferencias en la resistencia no son tan grandes como las de los materiales laminados uniaxiales. Es posible que esto se deba al menor contenido de vidrio.

5. APLICACIONES Y PROCESOS DE TRANSFORMACIÓN PRINCIPALES:

5.1 En la industria química

La industria química que viene desde años usando los laminados de FRP emplea elementos en formas diversas y para aplicaciones muy diferentes sometiendo al material a exigencias muy particulares dependiendo de cada uno de los casos y aplicaciones finales del laminado. De esta manera no será lo mismo conducir soluciones líquidas de productos químicamente agresivos a diferentes concentraciones y/o temperaturas para un mismo líquido que con diferentes líquidos. La industria petro-química mostrará exigencias muy diferentes que aquellas que presenta la industria de materiales cáusticos o en general la industria química de productos básicos o alcalinos.

La industria química en su sector específico de conducción de gases se ve beneficiada también con el uso de este tipo de material.



Fig. 22 – Depósitos para soluciones ácidas.



Fig. 23 – Depósito sosa cáustica.



Fig. 24 – Conducción en refinería de petróleo.

Los principales elementos que trabajan de manera habitual en este tipo de industria son: tuberías, tanques, depósitos, recipientes, conectores, conexiones, valvulería, planchas, placas diversas, separadores, aisladores, elementos de unión y anclaje, pasarelas, escaleras, accesorios varios y un largo etcétera que convierte en el FRP en el elemento ideal para este tipo de aplicación frente al uso de otros materiales tradicionales que no ofrecen las mismas prestaciones ni la misma calidad-prestación-precio o bien que a mismas prestaciones su coste es impensable para alguna de las aplicaciones mencionadas.



Fig. 25 – Conducciones en plantas de tratamiento de aguas.



Fig. 26 – Periféricos de industrias químicas.

Los principales procedimientos de transformación para la fabricación d e estos FRP son bien conocidos y entre ellos destacamos los procedimientos de:

- Enrollamiento (filament winding)
- Pultrusión
- Proyección Simultánea
- Centrifugación.
- Contacto a mano
- Prensa
- Inyección.

Los formatos más utilizados de fibra de vidrio son:

- Velo de Superficie.
- Mat de Hilos Cortados con ligante en polvo
- Unifilo o MAT de hilos continuos
- Roving Directo
- Roving ensamblado para corte diverso
- Hilos Cortados y Complejos
- Tejidos.

Las características de los laminados resistentes al ácido o a los alcalinos son:

 Refuerzo en forma de Barrera anticorrosión, en el que la parte interna del laminado (la que estará en contacto con el líquido químicamente agresivo), fabricada normalmente con resinas y refuerzos fuertemente resistentes al ataque químico, va a soportar la corrosión y el resto del laminado estará fabricado con resinas y refuerzo normales y más económicos. Estos casos son típicos en elementos que van a soportar una escasa degradación en el tiempo por ataques químicos o en aquellos en los que la duración de vida del laminado se estima relativamente corta.

• Refuerzo en Forma de Barrera y estructura resistente al ataque corrosivo de los líquidos o gases que alberga. En este caso tanto la barrera o superficie en contacto con el liquido o gas agresivo así como la estructura del laminado se fabrican con resinas especiales y refuerzos con fibras de vidrio fuertemente resistentes al ataque corrosivo.

Para ambos casos la estructura del laminado más usual es de una capa de Barrera anticorrosión de Velo de superficie impregnado en resina (al 90 – 95% de resina) más un laminado de 2 capas de MAT Polvo 450 g/2 de hilos cortados de bajo gramaje (70% aprox. De resina) y un laminado estructural posterior. La resina especial anticorrosión según el caso y el refuerzo de fibra de vidrio. (La capa anticorrosión o barrera de Velo más el MAT con resina formará unos 3'5 mm de espesor).

La elección del FRP en este tipo de aplicación se realiza en base a los criterios y beneficios de material siguientes en comparación con otros materiales más tradicionales:

- Resistencia a la corrosión. Excelente durabilidad
- Alta resistencia a muy bajo peso y espesor.
- Excelente comportamiento a fatiga del material
- Baja conductividad eléctrica
- Alta estabilidad dimensional
- Bajo mantenimiento
- Fuerte adaptabilidad.
- Excelente ratio prestación-coste

5.2 En la construcción

La importante patología de la corrosión de las armaduras en la construcción ha hecho que importantes estudios se hayan llevado a cabo y se sigan realizando sobre el empleo de Barras de Pultrusión y de elementos en FRP para el refuerzo estructural de elementos de hormigón tanto en la fabricación prefabricada como en aplicaciones de Hormigón in-situ.

Aplicaciones en este mercado se están desarrollando en todo el mundo con éxito impensable hasta hace algunos años. Barras por pultrusión realizadas con resinas especiales y refuerzos con hilos de Vidrio ARcotex de alta resistencia a medios alcalinos y con hilo de Carbono están siendo aplicadas en numerosas obras y aplicaciones en todo el mundo.

Es en este campo donde las investigaciones están avanzando a un ritmo importante frente a la resolución de numerosas patologías actuales en el mundo del hormigón y de su refuerzo. Así las piezas nuevas, obras de realización actual como las restauraciones y reparaciones de obras existentes dañadas por el paso del tiempo y por la corrosión de sus armaduras, están siendo reparadas por medio de aplicaciones de este tipo de materiales compuestos.

Normalmente los materiales utilizados en este sector vienen siendo hasta la fecha materiales fabricados por pultrusión y pre-impregnados de endurecimiento por calor (caso de reparación de pilares, columnas y vigas).



Fig. 27 – Barras por pultrusión en PRFV.



Fig. 28 – Estructura de PRFV en construcción.



Fig. 29 – Estructura de solado en barras de pultrusión en PRFV.

Aplicaciones en Agricultura y ganadería empiezan a estar muy extendidas sobre todo en aquellas donde se necesite una muy alta resistencia a soportar agentes químicos procedentes de la descomposición y contacto con excrementos de origen animal.



Fig. 30 – Elementos de pultrusión altamente resistentes a la corrosión para aplicaciones de explotación animal.

6. CONCLUSIONES

Hay grandes diferencias en la resistencia a la corrosión uniforme (pérdida de peso) de las fibras de vidrio C, E libre de boro y AR. La fibra ARcotex destaca del resto por su resistencia a la corrosión a largo plazo en entornos tanto alcalinos como ácidos en lo que respecta a la pérdida de peso. La resistencia a la corrosión de la fibra de vidrio E libre de boro al ácido es comparable a la de la fibra de vidrio ARcotex a corto plazo, por lo menos a bajas concentraciones y temperaturas, variando fuertemente a largo plazo y en función de mayores concentraciones y/o temperaturas. La resistencia a la corrosión del álcali es, no obstante, baja para el caso de las fibras de vidrio C y E libres de boro. Las fibras de vidrio C son agredidas con bastante facilidad tanto por entornos alcalinos como ácidos y la pérdida de peso ante dicha agresión puede ser importante.
En este punto, sólo se ha puesto a prueba la resistencia a la corrosión del ácido clorhídrico y de la sosa cáustica. Se sabe que otros ácidos como el H_2SO_4 pueden tener una reacción diferente con la estructura de vidrio ya que el contra-ión del ácido puede influir en la velocidad de reacción mediante la formación de precipitados insolubles, como el CaSO₄, en la superficie de las fibras de vidrio. Estas pruebas están en curso de realización. El ácido nítrico es comparable al ácido clorhídrico en su agresividad con las fibras de vidrio, mientras que el ácido sulfúrico y el ácido oxálico causan una mayor pérdida de peso en el mismo tiempo. No obstante, se cree que la resistencia a la corrosión de las diferentes fibras de vidrio aproximadamente la misma, aunque se pueden alcanzar pérdidas de peso superiores en otros ácidos. Se prevé llevar a cabo otros estudios en el futuro para investigar la influencia del ácido. Otro aspecto que no debería descuidarse es que dentro del grupo de ciertos tipos de fibra de vidrio puede variar también la composición de los vidrios y con esto su resistencia a la corrosión, por ejemplo, diferentes vidrios E pueden mostrar una corrosión distinta al ácido.

En un entorno ácido, parece que hay una relación, y así lo demuestra el estudio presentado, entre la resistencia a la corrosión uniforme de la fibra y las propiedades de corrosión bajo tensión de un laminado elaborado con los correspondientes tipos de fibra. El laminado uniaxial de vidrio ARcotex y el laminado de CSM de fibra de vidrio ARcotex mostraron una mayor resistencia a la rotura en ácido clorhídrico de 1 M a 25°C sometidos a una fuerza si los comparamos con los otros laminados probados. Su capacidad de soportar la fuerza en ácido estaba próxima a la que tienen en aire. Las superficies de rotura de la fibra no mostraron signos claros de corrosión bajo tensión.

También el laminado elaborado con fibra de vidrio E libre de boro demostró tener excelentes propiedades frente a la corrosión bajo tensión en ácido clorhídrico de 1 M a 25°C, pero se observó que las roturas se podían haber iniciado debido a dichos procesos de corrosión.

Efectos de Stress Corrosion o de esfuerzos que faciliten la corrosión pueden encontrarse incluso en aplicaciones no presionadas o teóricamente no sometidas a esfuerzo, se puede alcanzar fácilmente un nivel de deformación del 0,2%, por ejemplo mediante el apriete o debido a tensiones residuales del laminado tras la fabricación. Pequeñas fisuras pueden aparecer en esos momentos. El entorno corrosivo tendrá acceso a las fibras ya que una capa de resina, película superficial o revestimiento nunca detiene su propagación al interior del laminado sino que sólo retrasa este proceso. Además, es difícil evitar que se formen defectos como microfisuras en la superficie durante la fabricación o con el uso. Por lo tanto, se cumplen todos los requisitos relativos a la corrosión producida por tensiones internas y este estudio muestra que puede haber un riesgo considerable de que se produzcan roturas costosas y perjudiciales debidas a esta corrosión si se usa una fibra inadecuada o con baja resistencia química como refuerzo.

Se podría demostrar que también a altas temperaturas el riesgo de rotura por corrosión bajo tensión se puede reducir enormemente mediante la elección de una fibra resistente a la corrosión como la fibra de vidrio ARcotex. Los resultados sobre la corrosión bajo tensión en un entorno alcalino indican que el riesgo de rotura es mucho más bajo en comparación con un entorno ácido, pero que también en este caso la resistencia de la fibra de vidrio a la corrosión puede ser importante si se presentan defectos superficiales en la estructura de FRP.

Para las estructuras y productos de FRP que exigen durabilidad a largo plazo además de un alto nivel de fiabilidad en su uso es crucial la elección de fibra de vidrio. Escogiendo la fibra de vidrio ARcotex para el laminado, se podrían evitar roturas inesperadas debidas a la corrosión bajo tensión en entornos ácidos. Dichas roturas podrían ser catastróficas y por lo tanto muy costosas e incluso perjudiciales para el medio ambiente y los trabajadores u otras personas que se hallen en las proximidades del lugar del accidente. Para aquellos usos alcalinos o alternativamente alcalinos y ácidos es probable que lo más seguro sea utilizar fibra de vidrio ARcotex en el laminado.

Este tipo de laminados sometidos a agresiones químicas suelen tener roturas dramáticas y con un espacio muy pequeño de tiempo de reacción entre la detección de la corrosión del laminado y la llegada de la rotura. Es en este campo de la seguridad del laminado donde las Fibras de Refuerzo ARcotex son fundamentales, dando una mayor durabilidad a los laminados y un comportamiento estable de los FRP frente a diferentes concentraciones y temperaturas que tenga que soportar el material compuesto que se ha generado con el empleo de las fibras de Vidrio ARcotex.

Son las aplicaciones de laminados y elementos de pultrusión en la construcción las que presentan en la actualidad un mayor auge en cuanto a la investigación y a la amplitud de las aplicaciones, tanto estructurales como de protección, tanto en nuevas realizaciones como en reparación y restauración de estructuras y edificios en general. Es en este campo donde la aplicación de los hilos de Vidrio ARcotex, dada su altísima resistencia al medio alcalino, puede presentar una excelente solución y alternativa al fuerte coste que hoy por hoy presentan ciertas soluciones que se vienen presentando al mercado mediante el refuerzo en forma de hilo de carbono.

AGRADECIMIENTOS

Especial agradecimiento a Gunnar Bergman y a Stefanie Römhild de la Swedish Corrosion Institute como realizadores de la investigación objeto de la presente publicación y con los que hemos cooperado en el lanzamiento mundial de la gama de producto ARcotex.

REFERENCIAS

H. H. COLLINS. Feb (1978). *Plastics & Rubber: Materials and Applications*, pp 6-10 A.PAUL. (1977). *Journal of Material Science 12*, 2246-2268

Q. QIU, M. KUMOSA. (1997). Composite Science and Technology 57, pp 497-507

F. DEVREUX, PH. BARBOUX. (2001). Journal of Materials Science 36, pp 1331-1341

G. BERGMAN, N. STEINHED. (1998) Unpublished data, Swedish Corrosion Institute.

D. Ranz, O. Lacámara, R. Guzmán de Villoria

Área de Ingeniería e Infraestructura de los Transportes, Universidad de Zaragoza, España J. M. Mieres, I. Calvo

Necso Entrecanales-Cubiertas Departamento de I+D, Madrid, España

RESUMEN

En la construcción de edificios, el hecho de introducir los materiales compuestos como sustitutos de otros materiales más tradicionales de este terreno, supone un importante aligeramiento del peso de la estructura. Este acto representa tanto cuantitativamente como cualitativamente una evolución en el forjado del edificio y puede suponer un impulso para una nueva generación de paneles para suelo.

En el presente articulo se tratan los beneficios que aportan estos materiales utilizados en la fabricación de forjados, así como diversos aspectos a tener en cuenta a la hora de diseñar estos elementos estructurales. Asimismo se realiza una comparativa entre dos tipos de núcleos, mediante una serie de ensayos experimentales y un somero análisis con elementos finitos.

1. INTRODUCCIÓN

El motivo por el cual los materiales compuestos se empiezan a utilizar de forma creciente en la construcción reside básicamente en las excelentes características que presentan. Se trata de materiales que se caracterizan por su ligereza, lo cual aporta enormes ventajas desde el punto de vista del transporte hasta la obra, así como del montaje y puesta en obra. Además no se puede olvidar la importancia en la reducción de cargas muertas cuando estos materiales se utilizan de modo masivo. Esto va a reducir de forma importante las dimensiones de las cimentaciones y otros elementos sustentantes. Adicionalmente, la reducción de estas cargas muertas va a supone una importante mejora en el comportamiento ante fenómenos sísmicos.

Por otro lado, su excelente comportamiento ante corrosión y agresiones ambientales, supone una gran ventaja en cuanto a que las labores de mantenimiento son prácticamente nulas.

Son materiales completamente permeables a las ondas electromagnéticas, por lo que tienen un campo de aplicación muy prometedor en la ejecución de edificios de comunicaciones.

Además presenta una gran libertad de formas y diseños, siempre condicionado al proceso de fabricación elegido. Existe la posibilidad de añadir colorantes durante el proceso eliminando de esta forma la operación de pintado del componente. También se pueden conseguir acabados y grados de luminosidad muy variados.

Las configuraciones sandwich poseen un bajo coeficiente de conductividad térmica con lo que aportan un alto aislamiento térmico. Esta configuración también pose un elevado índice de aislamiento acústico, por lo que resulta idónea para elementos constructivos interiores.

Por ultimo la reciclabilidad de estos materiales es un tema a tener en cuenta, por ejemplo para los que poseen una matriz termoplástica se puede realizar de forma directa, mientras que en el caso de los materiales con matriz termoestable, se debe de proceder al triturado en partículas, para posteriormente ser utilizados como cargas.

2. VENTAJAS DE LOS FORJADOS ALIGERADOS

El uso de estos materiales no tradicionales en la construcción de forjados supone el desarrollo totalmente innovador de un elemento estructural de elevada ligereza. Como consecuencia de la utilización de estos materiales más ligeros, que permiten la fabricación de elementos fáciles de ensamblar y desensamblar, se conseguirá una racionalización en el proceso constructivo. Asimismo se prevé una reducción del 10% en el nivel de ruido causado por las actividades propias de la construcción del edificio. Así como un descenso del 20% en el trafico pesado con respecto al actual, del 20% en el nivel de polvo, del 25% en el riesgo de accidentes laborales y un 15% de los tiempos de construcción.

Esta liviandad también influirá en la reducción del coste por metro cuadrado de la edificación, en términos de cimentaciones y estructura. Al ser menores las cargas transmitidas al terreno, se podrá edificar en terrenos que hasta ahora se consideraban inadecuados.

Otro aspecto a considerar es la baja vulnerabilidad sísmica debida a la reducción de la masa, que es un factor clave en este tipo de desastres. Con estos forjados aligerados se facilitaran las operaciones de rescate después de un terremoto y el riesgo de colapso de la estructura durante dichas operaciones.

3. CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL

La mejor manera de introducir los materiales compuestos en aplicaciones de forjados, consiste en la utilización de una configuración tipo sandwich, la cual aporte una elevada inercia con un bajo peso, soportando mejor los esfuerzos a los que se va a ver sometido, principalmente de flexión y cortadura.

La elección de los materiales que componen el sandwich es un tema crítico en este tipo de aplicaciones, para que a la vez que eficientes resulten lo suficientemente económicos para llegar a competir con los materiales tradicionales. De especial interés resulta la selección del núcleo, ya que va a ser el que aporte integridad al conjunto siempre que este asegurada una buena interacción con las pieles. A continuación se proponen dos candidatos a utilizar como núcleos de forjados y una serie de ensayos para evaluar las propiedades mecánicas críticas de ambas configuraciones sandwich bajo cargas de tracción, flexión, compresión y cortadura, derivadas del uso habitual del forjado o bajo casos excepcionales debidos a movimientos sísmicos.

Los materiales utilizados para el núcleo son un Honeycomb de polipropileno (PP) con un tamaño de celda de 8 mm y un núcleo de poliestireno expandido (EPS) (véase figura 9). El material que conforma las pieles es un preimpregnado de fibra de vidrio y resina epoxi, que posee un gramaje de 1200 g/m² y un volumen de fibra del 43%. El tejido empleado es un tejido equilibrado 0°/90° no entrelazado. El sandwich ha sido fabricado usando un proceso de doble etapa, en donde los laminados han sido curados usando un ciclo de curado de 15 minutos a 120 °C.

3.1 Propiedades a flexión

El comportamiento a flexión del sandwich fue determinado por un ensayo de flexión tres puntos (ASTM C393-94). Además este ensayo se llevo a cabo para dos diferentes temperaturas 23°C y 60°C para conocer como afecta un incremento importante de la temperatura a las propiedades de ambas configuraciones.



Fig. 1 – Configuración del ensayo a flexión 3 puntos: a) Honeycomb PP y b) EPS

En las siguientes graficas se observa como se produce una merma de la resistencia a flexión de entorno al 50% para ambos núcleos, cuando la temperatura se eleva hasta los 60°C.



Fig. 2 – Resultados de los ensayos de flexión a 23°C y 60°C: a)Honeycomb PP y b)EPS

El modo de fallo para las probetas que poseen el núcleo de honeycomb ha sido por el arrugamiento de la piel en la zona de aplicación de la carga. Las probetas con núcleo de EPS han fallado por compresión local bajo la zona de carga.

3.2 Ensayo a tracción del núcleo

Este ensayo sirve como un medio para controlar la calidad de la adhesión en los paneles sandwich. Cuantificando la calidad de la unión entre el núcleo y las pieles. Para ello se transmite una tensión normal al plano del sandwich por medio de dos bloques rígidos que han sido pegados a ambas caras del sandwich (ASTM C297-94)





Fig. 3 – Típicos modos de fallo en el ensayo de tracción: a)Honeycomb PP y b)EPS

En las probetas con núcleo de honeycomb de PP se ha producido el fallo por la perdida de adhesión entre las pieles y el núcleo, mientras que en las probetas de EPS ha sido el fallo del núcleo el que ha tenido lugar.



Fig. 4 – Resistencia a tracción y a cortadura obtenida en los ensayos.

3.3 Propiedades a cortadura

Se miden las propiedades a cortadura en la estructura sandwich para determinar la resistencia a cortadura paralela al plano del sandwich y el módulo a cortadura asociado con las deformaciones en un plano normal a las caras. Un utillaje metálico se une a las pieles de forma que la línea de acción de la fuerza aplicada pase a través de las esquinas del sandwich diagonalmente opuestas (ASTM C273-00).





Fig. 5 – Típicos modos de fallo en el ensayo de cortadura: a)Honeycomb PP y b)EPS

Al igual que en el ensayo anterior el fallo de las probetas de honeycomb de PP se ha producido por la perdida de adhesión entre las pieles y el núcleo, mientras que en las probetas de EPS ha sido el fallo del núcleo el que ha tenido lugar. El valor de la resistencia a cortadura para ambos especimenes, se muestra en la figura 4.

3.4 Resistencia a compresión

Con este ensayo se determinan las propiedades a compresión en la dirección paralela a las caras del sandwich (ASTM C364-99).



Fig. 6 – Modos de fallo de un sándwich a compresión y resultados del ensayo

En las probetas con núcleo de honeycomb de PP se produce el fallo en la adhesión con las pieles (Modo 1), el pandeo global de la estructura sándwich (Modo 2) o una combinación de ambos. Mientras que en las en el caso de las probetas con núcleo de EPS el fallo es siempre el mismo y viene provocado por el pandeo global del espécimen.

3.5 Resistencia al pelado

Este ensayo es llevado a cabo para establecer la resistencia al pelado en la unión entre la piel y el núcleo del sándwich. Es un procedimiento relativamente rápido para comparar la adhesión núcleo-pieles (ASTM D1781-98).



Fig. 7 – Esquema y utillaje empleado en el ensayo de pelado

A parte de que los núcleos de honeycomb poseen mucha menos superficie de contacto para ser adheridos a las pieles, el polipropileno tiene una energía superficial de 30 mJ/m^2 , que no resulta idónea para que un termoplástico sea adherido a ninguna superficie sin un tratamiento previo.

Los valores de par necesarios para separar una determinada longitud de una de las pieles del núcleo son muy bajos para el honeycomb PP, entre 15 y 65 Nm/m, dependiendo del

tratamiento superficial. O lo que es lo mismo, ofrece muy poca resistencia a ser despegado de la piel.

4. ANÁLISIS ESTRUCTURAL DEL FORJADO MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

Con el objeto de conocer los requerimientos estructurales a los que están sometidos estos materiales, se ha modelado mediante elementos finitos un forjado utilizando los dos tipos de núcleos. Las dimensiones del forjado son 5,5x5,5x0.2 m y para las pieles se ha utilizado la configuración descrita en el apartado anterior con un espesor de 1,5 mm.



Fig. 8 – Modelo de elementos finitos y deformada de la estructura.

Se presentan los resultados del caso de carga más desfavorable, que se obtiene a partir de unas condiciones de contorno en las que el forjado se encuentra simplemente apoyado, junto a la combinación del caso de carga distribuida según lo que se establece en el Eurocódigo 1.

Por las condiciones de simetría únicamente se ha modelado un cuarto del panel de suelo, utilizando para ello elementos sólidos de interpolación lineal.

| | Densidad (Kg/m³) | Precio (€/m³) | Resistencia Compresión (MPa) | Módulo Elástico (MPa) | Módulo Cortadura (MPa) | Resistencia Cortadura (MPa) |
|--------------|---------------------|------------------|------------------------------------|-----------------------------|------------------------------|-----------------------------------|
| EPS | 35 | 96 | 0.5 | 11 | 2.8 | 0.25 |
| Honeycomb PP | 80 | 300 | 1.9 | 80 | 14 | 0.5 |

| Fig. 9 - | - Propiedades | v características d | le los núcleos | de EPS v | honevcomb de PP. |
|----------|---------------|---------------------|----------------|----------|------------------|
| | | | | | |

En la tabla de propiedades que aparece en la figura 9, se muestra como las propiedades mecánicas del honeycomb de PP son muy superiores a las que presenta el núcleo de EPS. Por el contrario su elevado coste y una mayor densidad van a ser desventajas a tener en cuenta a la hora de seleccionarlos para estas aplicaciones.

| | PIELES | | | NUCLEO | | Despl. Máx. | PESO |
|--------------|------------------------|------------------------|-----------------|-----------------|------------------------|-------------|----------------------|
| | S ₁₁ | S ₁₂ | Coef. Seguridad | S ₃₃ | S ₁₂ | (mm.) | (Kg/m ²) |
| EPS | 19,97 | 5,99 | 1,7 | -0,084 | 0,006 | 19,6 | 21,82 |
| Honeycomb PP | 18,75 | 5,57 | 1,8 | -0,253 | 0,010 | 15,7 | 30,82 |
| Honeycomb PP | 18,75 | 5,57 | 1,8 | -0,253 | 0,010 | 15,7 | 3 |

Tensiones (MPa) Despl. Máx. Admisible = 22 mm

Fig. 10 – Resultados obtenidos del modelo de elementos finitos.

La figura anterior indica los resultados del análisis con elementos finitos, en donde se aprecia que los valores de tensiones y desplazamientos máximos son inferiores a los valores de resistencia y desplazamiento admisibles.

5. CONCLUSIONES

Los materiales compuestos en construcciones sandwich aplicados a la fabricación de forjados presentan numerosas ventajas, siempre que se realice una buena selección de los materiales constituyentes.

Se han elegido una serie de ensayos que nos van a permitir caracterizar el comportamiento de la estructura sandwich y en particular de la interfase núcleo-pieles. Pudiendo de esta forma elegir los materiales constituyentes que presenten una buena compatibilidad y resulten lo más apropiados para estas aplicaciones.

Aunque mecánicamente el honeycomb de PP presenta unas propiedades muy superiores que el núcleo de EPS, el hecho de que no se consiga una buena adhesión y su elevado coste, hacen que este material no sea el candidato más adecuado para este tipo de aplicaciones. Según los cálculos con elementos finitos el forjado de EPS es suficiente estructuralmente. Además presenta mejor aislamiento termo-acústico que un núcleo de honeycomb y es una opción mucho más económica, que puede llegar a ser rentable frente a los materiales tradicionales. Siempre sin olvidar que con ciertas resinas no se puede laminar directamente sobre el EPS ya que podrían disolverlo.

Por último, decir que un factor determinante va a ser la baja resistencia a elevadas temperaturas de estos materiales, por lo que este tipo de elementos deberán ser dotados de una efectiva protección frente a fuego, para evitar una rápida perdida de resistencia cuando estén sometidos a altas temperaturas.

AGRADECIMIENTOS

Este articulo deber reconocer la aportación de los socios del proyecto SAFEFLOOR "Low Risk and Totally Recyclable Structural Buildings". Muy especialmente al Departamento de I+D de NECSO Entrecanales-Cubiertas, Advanced Composite Group (Reino Unido) y la Facultad de Ingeniería Civil de la Universidad de Ljubljana (Eslovenia) por el material aportado a ese trabajo.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (1995). Los Nuevos Materiales en la Construcción. Ed. Antonio Miravete, Zaragoza.

ASTM C393-00 Standard Test Method for Flexural Properties of Sandwich Constructions ASTM C297-94(1999) Standard Test Method for Flatwise Tensile Strength of Sandwich Constructions

ASTM C273-00 Standard Test Method for Shear Properties of Sandwich Core Materials ASTM C364-99 Standard Test Method for Edgewise Compressive Strength of Sandwich Constructions

ASTM D1781-98 *Standard Test Method for Climbing Drum Peel for Adhesives* EUROCODIGO 1. *Bases de proyecto y acciones en estructuras.*

Aplicaciones en la arquitectura: el Gran Hotel de Portugalete y los túneles de Artxanda

Ignacio Jareño

Composites Jareño, España

RESUMEN

En la actualidad hay dos corrientes de opinión respecto a como se debe abordar la rehabilitación de un edificio, una de ellas la llamada Purista y otra la llamada de Técnica Contemporánea. Las dos persiguen el mismo fin desde el instante en que no se habla de hacer un lavado de cara, o un mantenimiento, sino que se emplea la palabra rehabilitación.

Nos vamos a referir al concepto de rehabilitación no a la restauración, ya que esta última presenta connotaciones muy diferentes en cuanto a concepto y metodología.

1. INTRODUCCION

En la construcción de un edificio se emplean los materiales y técnicas habituales de ese momento, experimentados en actuaciones anteriores y comprobados sus resultados. La tecnología actual permite realizar cálculos, ensayos y un aseguramiento de la calidad que dan entrada a nuevos materiales y técnicas con plenas garantías de éxito sin tener que esperar al paso de los años para su validación.

Materiales que se utilizaban habitualmente hace años han dejado de usarse al detectarse cambios en sus propiedades iniciales o un deterioro provocado por agentes externos de tipo ambiental o por incompatibilidad con otros. Técnicas de construcción obsoletas que todavía se emplean en países menos desarrollados, son impensables en el nuestro.

La línea Purista tiene como premisa el uso de materiales originales incluso con el empleo de las técnicas originarias, llegando y sirva como ejemplo a la reapertura de algunas canteras para la sustitución de elementos dañados del edificio. Así mismo propugna el uso en muchos casos de técnicas desfasadas, todo ello con el objeto de dejar el edificio como el día de entrega de llaves.

La línea de Técnica Contemporánea admite en muchos casos una actualización de materiales y técnicas que bajo el mismo aspecto presupone un alargamiento en la vida útil

del edificio, sirva como ejemplo el empleo de varillas de material compuesto en el cosido de piedras en vez de la utilización del hierro con forro de plomo.

En los seguidores de esta línea encontramos técnicos que aceptan el uso de los materiales compuestos en muchas de sus intervenciones, aprovechando las ventajas propias del material con el empleo de nuevas técnicas.

Son muchos los parámetros que se estudian ante cualquier intervención como los costes, el plazo de ejecución y montaje, la estética, la existencia o no de oficios tradicionales con capacidad suficiente de abordar grandes obras, y sobre todo la durabilidad de las intervenciones.

En este momento es cuando los materiales compuestos demuestran en muchos casos sus ventajas respecto a fórmulas tradicionales de rehabilitación.

Nos vamos a referir a un caso singular, en el que se trataba de construir un edificio lo más parecido posible al original, destruido por un incendio y del cual solo permanecía el solar.

El Gobierno Autónomo calificó la nueva intervención como de protección grado 1 a fin de asegurar que el edificio fuera una réplica lo más fiel posible. De esa manera se aseguraba que las Empresas Constructoras siguieran los planos originales del mismo. Esto les suponía una gran dificultad a la hora de abordar las fachadas por la cantidad de elementos que la componen.

La solución vino de la mano de los materiales compuestos gracias a los cuales se realizaron cornisas, recercos de ventanas, esquinas, columnas, reloj, pináculos, impostas, balcones, frentes de forjado e incluso los miradores, estos en acabado símil madera. En la actualidad las cuatro fachadas de este edifício son de compuesto.



Fig. 1 - Gran Hotel de Portugalete – Vista de la fachada principal y lateral a la ría.



Fig. 2 - Túneles de Artxanda – Fase de montaje edificio de control (Vista trasera)



Fig. 3 -Túneles de Artxanda – Vista general de la fachada principal

2. NUEVA CONSTRUCCIÓN

Es en este tipo de edificación es donde los Compuestos se expresan libremente, dando al autor del proyecto la posibilidad de ejecuciones que no serían posibles con el empleo de otros materiales.

La arquitectura actual dispone de herramientas de trabajo como los ordenadores y programas que hacen posible la ejecución de proyectos cada vez más audaces, en los que se requieren materiales ligeros y resistentes, que cumplan las normativas más exigentes.

El avance logrado en los últimos años en el campo de la química, el cálculo y su transformación junto a la existencia de ensayos, ofrece a los proyectistas unos materiales de confianza para la elaboración de sus proyectos por complejos que estos sean.

Un ejemplo de ello lo podemos ver en el edificio de control de los Túneles de Artxanda en Bilbao, donde han sido aplicados en la totalidad de su cerramiento. El Arquitecto D. Manuel Salinas Larumbe diseñó una compleja estructura que crea en su interior unos espacios diáfanos, con iluminación natural que permite a sus moradores desarrollar su trabajo en un espacio agradable. Como referencia indicamos que el diámetro de la cúpula central es de 40mts.

La aplicación de M.C. en configuración sándwich permitió hacer una envolvente que cumplía los requisitos de acabado, resistencia al fuego y aislamiento térmico, todo ello en piezas de considerable tamaño y en los plazos previstos.

La envolvente del edificio central en forma de cuarto de esfera con proyección, se realizó mediante piezas que presentan una cara al exterior de gel coat, un núcleo y una piel interior de acabado, constituyendo este sándwich la totalidad de los elementos de cierre del edificio.

Los cierres de los edificios cónicos adosados con remate de esfera y pináculo, así como las lamas de ambos, se realizaron mediante otros procesos y configuraciones.

Todas las piezas del edificio se construyeron bajo plano llegando a la obra listas para su colocación, incluso algunas directamente del camión a su emplazamiento, lo que supuso cumplir los plazos previstos.

Las piezas de cubrimiento del edificio central se realizaron con unas formas exteriores en punta de diamante, a fin de obtener unas líneas de corte de planos que hacen variar la reflexión de la luz. En la fotografía de la parte posterior se pueden observar dichas piezas presentando las de la parte inferior unas dimensiones de 4,50 x 4,50 metros

Mas información de esta obra en sus procesos de ejecución la pueden obtener en la www: jarenocom.com.

José Luis León

IDEC. Parque Tecnológico de Alava, Alava, España

RESUMEN

Los materiales compuestos de fibra de carbono se están consolidando dentro de la industria aeroespacial. Aspectos como rigidez o resistencia específicas superiores, unidos a la mejora de costes por reducción de tiempos de mano de obra y a la utilización de procesos respetuosos con el medio ambiente, hacen de estos materiales una solución técnica cada vez más atractiva para diferentes sectores de la industria. Se está produciendo de esta forma una continua transferencia de la tecnología que se desarrolla para estructuras de aeronaves en aplicaciones de ámbito industrial.

IDEC es una empresa ubicada en el País Vasco que desarrolla desde hace siete años aplicaciones en composites avanzados para diferentes sectores de la industria. IDEC es un ejemplo vivo de la transferencia de tecnología de diseño y fabricación de composite en fibra de carbono del sector aeronáutico a otros sectores industriales. En esta línea trabaja en diferentes áreas de investigación y desarrollo, pero también de fabricación en serie, para diversos campos de la industria.

1. LA TECNOLOGÍA DE RTM EN EL SECTOR AEROESPACIAL

La participación de IDEC en importantes proyectos de la industria aeronáutica, relacionados con aplicaciones avanzadas de materiales compuestos, para clientes como AIRBUS y EADS-CASA, le está permitiendo realizar una transferencia de tecnología a otros sectores industriales. Es conocido el liderazgo de la industria aeronáutica española en la tecnología de la fibra de carbono.

La aplicación de tecnologías emergentes de fabricación como el *Resin Transfer Moulding* o el *Resin Film Infusion* permiten la consecución de elementos estructurales a precios competitivos. La obtención de niveles de volumen de fibra en torno al 60%, junto con valores de volumen de huecos inferiores al 1%, garantizan calidades de laminados estructurales, con altos niveles de fiabilidad. El diseño a tolerancia al daño logra, finalmente, los parámetros de calificación de una estructura para vuelo.

Ello es posible a través de un proceso que integra una fuerte capacidad de ingeniería, junto con el 'know how' de las tecnologías de fabricación.

Un ejemplo lo constituyen los bordes de ataque del estabilizador horizontal del avión de nueva generación de Dassault, el Falcon F7X, proyecto en el que IDEC participa, con su empresa madre SK10, junto a EADS-CASA. IDEC ha conseguido desarrollar un borde de ataque en fibra de carbono que integra todos sus elementos en una única pieza, eliminando por completo las tareas de montaje.

Las ventajas de este concepto de estructura sobre las tecnologías convencionales (bien metálicas o bien en composite bajo autoclave) son: disminución de peso, mejora en acabados finales y coste de fabricación.



Fig. 1 - Borde de Ataque HTP Falcon F7X.

La certificación del proceso ha supuesto el desarrollo de la tecnología de fabricación adecuada. Los elevados requisitos de calidad y los controles de los parámetros que

determinan el proceso de fabricación ha permitido la aplicación de todo este desarrollo en otros sectores industriales. Ejemplos de esto se muestran a continuación.

2. HÉLICES DE BARCO EN FIBRA DE CARBONO

El proyecto HELICO, actualmente en plena fase del desarrollo, pretende fabricar a costes competitivos hélices en fibra de carbono destinadas a barcos de pesca.

Este desarrollo aborda el diseño de un sistema avanzado de propulsión - hélice de buques de pesca mediante la aplicación de nuevas tecnologías de materiales compuestos, lo que se traduce en mejoras en la propulsión, así como en el ahorro y aprovechamiento energético y una evolución positiva en la calidad de pesca por reducción de ruidos y vibraciones. Todo ello mejora la competitividad potencial del producto con respecto a la oferta actual del mercado en este segmento.

Las ventajas de una hélice en composite de fibra de carbono sobre las hélices metálicas tradicionales (fabricadas en aleaciones de bronce-aluminio) son:

- Reducción de peso: entre un 50 y un 70%.
- Reducción de ruidos y vibraciones: el mejor amortiguamiento elástico de la fibra de carbono permite reducir en gran parte la componente de ruido estructural, evitando aspectos no deseados como el silbido ('singing') de la hélice. Se pueden conseguir mejoras en torno a los 5dB.
- Ahorro energético: alrededor del 5% de ahorro de combustible, derivado de la mejor eficiencia hidrodinámica y de los ahorros en peso.
- Eliminación de brillos y destellos: el color negro de la fibra de carbono consigue este efecto, determinante de cara a la mejora de las capturas.
- Aumento del Confort de los tripulantes.

El concepto de diseño está basado en palas fabricadas de forma independiente, unidas al buje mediante cola de milano. Esta solución de diseño está inspirada en el concepto 'firtree' de unión de álabes a ejes de giro en turborreactores de aeronaves. La pala está concebida como un cajón de torsión tricelular, al estilo de ala de avión. Aquí se demuestra una vez más la transferencia de tecnología desde el sector aeronáutico.



Fig. 2 - Concepto de diseño pala de hélice



Fig. 3 - Modelo de análisis estructural de la pala

Una parte importante del desarrollo es el Plan de Ensayos, destinado a validar el prototipo de la hélice. Los especímenes de ensayo son, por un lado la denominada pala de prueba y por otro la propia hélice.

El Plan comprende la realización de los diferentes tipos de ensayos siguientes:

- Ensayos en banco.
- Ensayos en buque atracado.
- Ensayos de navegación.
- Costera.

Los ensayos en banco tienen por objeto comprobar el comportamiento antes las cargas de diseño, midiendo tensiones y deformaciones, de forma que se pueda dar luz verde a la instalación de la hélice en el barco y pasar a las pruebas funcionales. Se realizan ensayos estáticos, de fatiga y de tolerancia al daño.



Fig. 4 - Ensayos en banco pala de hélice

Con la hélice montada y el buque atracado se aplicará la carga de empuje correspondiente al tiro máximo (velocidad de avance nula). Esta prueba es determinante para comprobar la resistencia de la hélice, de forma que se valida así el hecho de que en navegación la pieza no se romperá, dado que las cargas son siempre inferiores.

Los ensayos de navegación serán más funcionales que mecánicos, correspondiendo a las siguientes pruebas:

- Mediciones de potencia.
- Mediciones de ruido, comparando el ruido producido por la hélice actual de cunial frente al producido por la de fibra de carbono, verificando que esta última produce un nivel sonoro inferior.

En general durante estas pruebas se observará el comportamiento esperado de la hélice en cuanto a mejora de las prestaciones en navegación.

La verdadera 'prueba de fuego' será la realización de una costera, decisión que se adoptará una vez los ensayos anteriores hayan sido pasados con éxito. En esta prueba se comprobará de forma definitiva que las propiedades funcionales esperadas se cumplen en el tiempo, esto es, que se garantiza el funcionamiento a vida de la hélice.

La ventaja esperada de este concepto de propulsión hace que los resultados del mismo puedan ser aplicables al sector de fabricación naval en diferentes vertientes (embarcaciones rápidas, patrulleras, lanchas de vigilancia, etc.).

3. BRAZOS DE MÁQUINAS DE MEDICIÓN POR COORDENADAS

Otro ejemplo de interés lo constituye el desarrollo de elementos móviles de máquinas de medición tridimensional en composites de fibra de carbono, como alternativa a las actuales estructuras metálicas realizadas en acero. Ello permite la estandarización de componentes de máquinas de medición tridimensional por simplificación de diseño, gracias a las mejores prestaciones de las estructuras en composite de fibra de carbono (rigidez específica).

La implementación de brazos de fibra de carbono en este tipo de máquinas lleva consigo las siguientes ventajas competitivas:

- Mayor velocidad. Ello redunda en un incremento de la productividad.
- Estructura de máquina más ágil.
- Mejor adaptación a los cambios de temperatura.
- El aumento de precisión de la máquina permitirá abrir un mercado ocupado actualmente por las máquinas de puente.
- Posible eliminación de los tensores internos del brazo.
- Simplificación del sistema de seguridad de la máquina.
- Mayor facilidad de montaje.
- Modelos de cruceta, columna y brazo estándar.
- Mayor altura en el eje Z.



Fig. 5 - Brazo en fibra de carbono en máquina de medición por coordenadas

Estos objetivos se han conseguido a través de un programa de desarrollo que ha permitido lograr una estructura óptima en rigidez y peso, con unos costes de fabricación y unos plazos de entrega que hacen de este concepto un elemento muy competitivo frente a las piezas tradicionales fabricadas en acero.



Fig. 6 - Brazo Horizontal de MCC en Fibra de Carbono

Como resumen de la ventaja competitiva se citan los siguientes datos:

| Característica | Brazo en Acero | Brazo en F. C. | | |
|----------------------|--------------------------------|--------------------|--|--|
| Rigidez | 0,7 mm | 0,2 mm | | |
| Peso | 25 Kg | 5 Kg | | |
| Dilatación térmica | 12 x 10 ⁻⁶ mm/°C mm | Prácticamente cero | | |
| Coste | 100% | 110% | | |
| Plazo de fabricación | 1 mes | 1 semana | | |

4. CARNEROS DE FRESADORAS

Un último ejemplo de aplicación lo constituyen los elementos móviles de máquinasherramienta. La demanda creciente de mejora de prestaciones es uno de los puntos clave en la estrategia de competitividad de los fabricantes de máquina-herramienta. Uno de los elementos básicos que posibilitarían un aumento de prestaciones de las máquinas es la disminución de peso de sus elementos móviles, manteniendo sus características mecánicas, en particular sus propiedades de rigidez.

Esto redundaría en una serie de mejoras de actuación de las máquinas, tales como:

- Reducciones significativas en el tiempo de corte.
- Velocidades de avance efectivas más altas.
- Prolongación de la vida de las herramientas.
- Mayor exactitud.
- Mayor repetibilidad.
- Mayor fiabilidad.

Además el aumento de coeficientes de aceleración por efecto de la disminución de peso permitiría eliminar los efectos de rozamiento y desgaste que se producen ante determinadas operaciones, como por ejemplo ante un corte cerrado (fresado de una cavidad) lo que suele ser causa frecuente de fallo de herramientas a altas velocidades de mecanizado.

La solución al problema se debe encaminar hacia la búsqueda de nuevos materiales que puedan sustituir a la fundición de hierro actual en la construcción de los elementos móviles. Para ello hay que acudir a materiales de elevada rigidez específica, lo que justifica la oportunidad del composite de fibra de carbono.

A sus propiedades de rigidez específica el composite de fibra de carbono añade dos ventajas para su aplicación a la máquina-herramienta:

- Dado su mayor amortiguamiento elástico, la amplitud de las oscilaciones en torno a las posiciones de equilibrio tras movimientos rápidos se reduce ostensiblemente, lo que redunda en la consecución de mayores valores de exactitud, así como garantías más altas de repetitividad.
- Su bajo coeficiente de dilatación elimina las posibles variaciones de tolerancias de corte ante incrementos o decrementos de la temperatura de taller.

-

Actualmente IDEC se encuentra en el proceso del desarrollo de un carnero de fresadora lineal de última generación. Las ventajas de la estructura en fibra de carbono se muestran en la siguiente figura:



Fig. 7 - Propiedades carnero de fresadora en Fibra de Carbono

5. CONCLUSIONES

El liderazgo de la industria aeronáutica española en la tecnología del composite de fibra de carbono está permitiendo un trasvase constante de conocimientos y experiencia, de la que se comienza a beneficiar la industria en general.

La competitividad es sinónimo de desarrollo y mejora constante. La industria demanda para sus productos esos aportes que consiguen mejoras de prestaciones a costes asumibles por el mercado. Las aplicaciones estructurales en material compuesto de fibra de carbono son un claro ejemplo de ello.

IDEC está consiguiendo el ofrecer al mercado este tipo de soluciones. La dificultad radica, en todos los casos, en la necesidad de un importante esfuerzo de desarrollo, sin el que todo lo presentado no podría haberse de ninguna forma materializado. En este proceso de desarrollo es siempre clave la colaboración entre entidades. Cabe destacar en todos los casos presentados la inestimable colaboración de Airbus España y de la Universidad de Zaragoza, así como del Centro Tecnológico INASMET. En esta línea de trabajo se espera seguir asumiendo nuevos e importantes retos, que continúen aportando soluciones a problemas técnicos que siguen esperando su respuesta.

Análisis de la respuesta mecánica de un material "neo-Hookean" reforzado unidireccionalmente con fibra larga

J. Merodio, A. Rodríguez

Departamento de Ingeniería Estructural y Mecánica, Universidad de Cantabria, España

RESUMEN

La respuesta mecánica de un material neo-Hookean reforzado unidireccionalmente es analizada ante distintas solicitaciones de carga en el contexto de la Elasticidad elástica nolineal. En concreto, las solicitaciones que se analizan son: carga uniaxial en la dirección de la fibra, carga biaxial asociada con deformación biaxial y esfuerzos cortantes simples en un plano que contiene la fibra refuerzo. Dicho análisis es un paso previo tanto al estudio de inestabilidades asociadas a dichos materiales como al estudio de la posible implementación de estos materiales en códigos de Elementos Finitos. Se ha obtenido que la respuesta mecánica muestra: 1. pérdida de monotonicidad en compresión tanto si dicha compresión es debida a una solicitación en la dirección de la fibra refuerzo para valores positivos de la cantidad de cortante aplicado. La pérdida de monotonía se asocia al estudio de inestabilidades propias del material como es el doblaje de la fibra entre otros. La pérdida de positividad daría el rango de deformaciones no admisible fisicamente para el material.

1. INTRODUCCIÓN

Este trabajo analiza un tipo de material compuesto dentro de la teoría de la Elasticidad No-Lineal: materiales reforzados unidireccionalmente con fibra larga. El objetivo es profundizar en el conocimiento mecánico de estos materiales con el fin de que su aprovechamiento no se vea limitado por los aspectos fenomenológicos con los que hasta ahora se diseñan.

Modelos que se comporten simultáneamente de forma anisótropa y no-lineal se han venido desarrollando en los últimos tiempos, pero hasta ahora ninguno de estos modelos ha sido incorporado en códigos de Elementos Finitos. El desarrollo de estas funciones se encuentra en su primera fase: la de germinación y análisis. Un mejor conocimiento de dichas ecuaciones constitutivas es el paso previo, y por tanto necesario, para la implementación de estas funciones en códigos de Elementos Finitos.

Este trabajo se centrará en el análisis de una determinada ecuación constitutiva (Ecuación 6) y en su aplicación como modelo para ciertos materiales compuestos: aquellos en los que la fibra refuerzo incrementa de forma considerable la rigidez del material compuesto sometido a deformaciones cortantes en la dirección de la fibra. Diversas variaciones de esta ecuación constitutiva han servido también como modelo teórico para el análisis de materiales presentes en las arterias del cuerpo humano entre otras aplicaciones (Holzapfel et al. 2000).

El estudio de la ecuación constitutiva en el campo de la Elasticidad No-Lineal conlleva: 1. identificación de los invariantes de deformación que sirven como variables en la función de energía; y 2. análisis de la respuesta de la ecuación constitutiva ante simples deformaciones. Dicha respuesta vendrá caracterizada por curvas tensión-deformación. El estudio de los invariantes de los que depende la función de energía es anterior al de las deformaciones. La ecuación constitutiva (6), objeto de análisis de este proyecto, es función de dos invariantes. Uno de los invariantes se corresponde con la respuesta de la matriz en el material compuesto, mientras que el otro invariante dota a la función de energía de su carácter anisotrópico y se corresponde con el comportamiento mecánico de la fibra que sirve como refuerzo en el material compuesto. Entre los objetivos del trabajo está el delimitar el campo de aplicación de la función de energía atendiendo a los dos invariantes que son variables independientes en la misma, esto es, en buscar materiales compuestos reales que puedan modelarse con dicha función de energía.

El trabajo se divide de la siguiente forma. En la Sección 2, se desarrolla la ecuación constitutiva que modela el comportamiento de los materiales compuestos reforzados unidireccionalmente con fibra larga objeto de estudio. La Sección 3 analiza la respuesta mecánica de la ecuación constitutiva ante: carga uniaxial en la dirección de la fibra y carga biaxial asociada con deformación biaxial. La Sección 4 analiza la respuesta mecánica de la ecuación constitutiva ante esfuerzos cortantes simples en un plano que contiene la fibra refuerzo. Por último, la Sección 5 resume los principales resultados de este trabajo.

2. ECUACION CONSTITUTIVA: MATERIAL NEO-HOOKEAN REFORZADO

En la Elasticidad no-lineal, las ecuaciones constitutivas vienen dadas por funciones de energía que dependen de los invariantes de los tensores de deformación. La función de energía más general de un material transversalmente isotrópico incompresible viene dada por (Spencer, 1972) W = W (I₁, I₂, I₃, I₄, I₅). Aquí, I₁e I₂ son los principales invariantes isotrópicos del Cauchy-Green tensor de deformación $\mathbf{C} = \mathbf{F}^{\mathrm{T}} \mathbf{F}$, donde $\mathbf{F} = \frac{\partial \mathbf{y}}{\partial \mathbf{x}}$ es el gradiente de deformación en la región ocupada por el material en la configuración no deformada. Por tanto, los invariantes I₄ e I₅ son los que dotan a la función de energía del carácter anisotrópico del material. Los valores de estos invariantes son:

$$I_1 = tr C, (1)$$

$$I_2 = \frac{1}{2} [(tr C)^2 - tr(C)^2)], \qquad (2)$$

$$I_3 = \det F = (\det C)^{1/2},$$
 (3)

$$I_4 = \mathbf{F} \mathbf{A} \bullet \mathbf{F} \mathbf{A} = \mathbf{A} \bullet \mathbf{C} \mathbf{A}, \mathbf{e}$$
(4)

$$\mathbf{I}_5 = \mathbf{C} \, \mathbf{A} \, \bullet \, \mathbf{C} \, \mathbf{A} \, , \tag{5}$$

donde A es un vector unitario que define la dirección de la fibra refuerzo en la configuración no-deformada. Dicho vector, tras la deformación F homogénea es el vector $\mathbf{a} = \mathbf{F}\mathbf{A}$.

La función de energía W viene dada por la expresión

$$W = \mu . (\frac{1}{2} . (I_1 - 3) + \gamma . \frac{1}{2} . (I_5 - 1)^2)$$
(6)

donde:

μ es el modulo a cortante, y es un parámetro característico del modelo del material;

 γ es una medida de la rigidez del reforzamiento y también es un parámetro característico del modelo del material. Se asume que $\gamma \ge 0$ así como que $\mu > 0$.

El modelo dado por la Ecuación (6) es una función de energía que consta de dos términos en analogía con los materiales compuestos: un término que caracteriza el comportamiento de la matriz (dado por el invariante I_1) y otro término que caracteriza el comportamiento de las fibras refuerzo (dado por el invariante I_5). El término de I_1 corresponde al modelo del material Neo-Hookean. El término de I_5 dota al material del carácter anisotrópico. En concreto, y al estar considerando una única fibra refuerzo, la función de energía (6) se corresponde con un material transversalmente isotrópico. La función de energía (6) no depende del invariante I_3 , por tanto, se corresponde con un material incompresible.

El tensor de tensiones de Cauchy T para (6) es

$$\mathbf{T} = -\mathbf{p}.\mathbf{I} + \mu.\mathbf{F}.\mathbf{F}^{\mathrm{T}} + 2.\mu.\gamma (\mathbf{I}_{5} - 1).[\mathbf{a} \otimes \mathbf{B}.\mathbf{a} + \mathbf{B}.\mathbf{a} \otimes \mathbf{a}],$$
(7)

donde **B** es **B** = $\mathbf{F}.\mathbf{F}^{T}$ y se denomina el Cauchy-Green tensor de deformaciones Euleriano, \otimes indica el producto tensorial de los elementos y p es la presión hidrostática resultante del carácter incompresible del material.

3. RESPUESTA MECANICA ANTE CARGAS NORMALES

En este apartado se analiza la respuesta mecánica de la función de energía (6) al someterle a cargas normales alineadas con las direcciones principales del material. Se considera un sistema cartesiano de ejes coincidentes con las direcciones principales del material en el que la fibra refuerzo en la configuración no deformada está en la dirección 1. Estos estados de carga se corresponden con un tensor de tensiones **T** diagonal, esto es,

$$\mathbf{T} = \begin{bmatrix} T_{11} & 0 & 0\\ 0 & T_{22} & 0\\ 0 & 0 & T_{33} \end{bmatrix}.$$
(8)

La dirección de la fibra refuerzo en la configuración deformada tras aplicar (8) es la dirección 1, al igual que en la configuración no-deformada.

El estado de tensiones (4.1) lleva asociado un gradiente de deformación de la forma

$$\mathbf{F} = \begin{bmatrix} \lambda_1 & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_2 & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_3 \end{bmatrix}.$$
(9)

El gradiente de deformaciones (9) expresa la deformación sufrida por el material al someterlo a tensiones normales aplicadas en las direcciones principales del material. La condición de incompresibilidad requiere que

$$\lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 = 1,$$

(10)

(12)

(13)

cumpliéndose que $\lambda_i > 0$, i = 1, 2, 3. Si $\lambda_1 = 1$, un elemento originalmente en la dirección 1 no sufre deformación. Si $\lambda_1 < 1$, un elemento originalmente en la dirección 1 sufre una disminución de su longitud. Puesto que en la dirección 1 está la fibra refuerzo, la fibra se encuentra contraída. Asimismo si $\lambda_1 > 1$, la fibra se encuentra extendida.

Para los estados de carga (8), puesto que \mathbf{F} es de la forma (9), las componentes del tensor de tensiones \mathbf{T} , calculadas con (7), son

$$T_{11} = \mu (\lambda_1^2 + 4.\gamma \lambda_1^8 - 4.\gamma \lambda_1^4) - p, \qquad (11)$$

$$T_{22} = \mu \lambda_2^2 - p y$$

$$T_{33} = \mu \lambda_3^2 - p.$$

A continuación se analizan distintos casos particulares de aplicación de tensiones normales.

3.1 Carga Uniaxial en la Dirección de la Fibra

Este estado de cargas se corresponde con los valores $T_{22} = T_{33} = 0$. Con estos requerimientos en (12) y (13) se obtiene:

$$p = \mu \lambda_2^2 = \mu \lambda_3^2.$$
(14)

De (14) se deduce que $\lambda_2 = \lambda_3$. Este último resultado y la condición de incompresibilidad (10) permite obtener que $p = \mu . \lambda_1^{-1} y$ que

$$\lambda_2 = \lambda_3 = {\lambda_1}^{-\frac{1}{2}} \tag{15}$$

Estos datos permiten relacionar T_{11} con λ_1 como queda representado en la Figura 1 para valores $\gamma = 0$, 1, 10 y 100. Si $\lambda_1 > 1$ dichas curvas presentan un comportamiento monotónico para cualquier valor de γ .



Fig. 1 - Las curvas representan valores de la tensión normal T_{11}/μ vs valores de la deformación λ_1 en el caso de una solicitación normal en la dirección 1, esto es, en la dirección de la fibra, para valores de la rigidez de la fibra $\gamma = 0$, 1, 10 y 100. λ_1 representa la extensión/contracción de la fibra debida a la tensión T_{11} . Las curvas son monótonas para valores $\lambda_1 > 1$ y cualquier γ . Las curvas son no monótonas para $\gamma > 1.21$ y valores $\lambda_1 < 1$.

3.2 Carga Biaxial Asociada con Deformación Biaxial

La deformación biaxial está asociada con el valor unidad (es decir, no existe deformación) para una de las direcciones principales de deformación, esto es, equivale a un estado de deformación plana. Se considera una deformación biaxial en un plano que contiene a la fibra y se toma $\lambda_3 = 1$. De la condición de incompresibilidad (4.3) se deduce $\lambda_2 = \lambda_1^{-1}$. El estado de tensión biaxial cumple que T₂₂ = 0. Por tanto,

$$\mathbf{F} = \begin{bmatrix} \lambda_{1} & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_{1}^{-1} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$
(16)

La condición $T_{22} = 0$ permite obtener mediante (12) que $p = \mu$. λ_1^{-2} . La componentes del tensor de tensiones T_{11} en función de la deformación principal λ_1 , con ayuda de (16) y la expresión de la presión hidrostática se puede escribir como

$$T_{11} = \mu (\lambda_1^2 + 4.\gamma \lambda_1^8 - 4.\gamma \lambda_1^4 - \lambda_1^{-2}),$$
(17)

La Figura 2 representa los valores de T₁₁/ μ frente a la deformación λ_1 dados por (17) para γ = 0, 1, 10 y 100.



Fig. 2 - Las curvas representan valores de la tensión normal T_{11}/μ frente a la deformación en la dirección 1 para el caso de carga biaxial en deformación plana definida por $\lambda_3 = 1$. La rigidez de la fibra γ toma valores $\gamma = 0$, 1, 10 y 100. $\lambda_1 = 1$ representa la configuración no-deformada. Para valores de $\gamma > 2.46$ las curvas son no monótonas crecientes en compresión. Para cualquier valor de γ y $\lambda_1 \ge 1$ las curvas son monótonas crecientes.

4. ESFUERZOS CORTANTES SIMPLES EN EL PLANO DE LA FIBRA

Se considera ahora, el esfuerzo cortante simple en una dirección arbitraria del plano (1, 2). Dicha dirección arbitraria queda definida por el ángulo ψ con respecto al eje 1. El gradiente de deformación es:

$$\mathbf{F} = \begin{bmatrix} 1 - k . \cos \psi & \sin \psi & k . \cos^2 \psi & 0 \\ - k . \sin^2 \psi & 1 + k . \cos \psi . \sin \psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix},$$
(18)

donde k es una medida del cortante aplicado. La tensión cortante T_{12} es el objeto de estudio en este apartado y es usando (18) y (7):

$$T_{12} = \mu k(\cos 2\psi + \frac{1}{2}k\sin 2\psi) + 2\mu\gamma k^{2}(\sin 2\psi(\frac{5}{16}k^{6} + \frac{45}{8}k^{4} + \frac{43}{8}k^{2} + 2) + \sin 4\psi$$

$$(-\frac{1}{4}k^{6} - \frac{15}{8}k^{4} - 4k^{2} - 2) + (\frac{1}{2}k^{2}\sin 6\psi - k\cos 6\psi)(\frac{1}{8}k^{4} + \frac{5}{8}k^{2} + \frac{3}{4}) + k\cos 2\psi(\frac{9}{8}k^{4} + \frac{41}{8}k^{2} + \frac{23}{4}) - k(4 + \frac{9}{2}k^{2} + k^{4}))$$
(19)



Fig. 3 - Valores de la tensión cortante T_{12}/μ vs valores de la medida del cortante k para el caso general en que la dirección del esfuerzo cortante no está alineada con la dirección de la fibra refuerzo definiendo ambas direcciones por el ángulo $\psi = 3p/8$ y valores de la rigidez $\gamma = 0, 1, 10$ y 100.

Las curvas (k, T_{12}/μ) de la Figura 3 son no monótonas para k < 1.32. El modelo teórico para valores de k 0.63 < k < 1.32 proporciona valores de tensión cortante T_{12}/μ negativos

para valores de la medida del cortante k positivos. Para k ≥ 1.32 las curvas (k, T₁₂/ μ) son monótonas. El valor de γ a partir del cual las curvas son no monótonas es $\gamma = 0.6$.

5. CONCLUSIONES

Se ha obtenido que la respuesta mecánica muestra: 1. pérdida de monotonicidad en compresión tanto si dicha compresión es debida a una solicitación en la dirección de la fibra como si es debida a otro tipo de carga que genere contracción en la fibra y 2. pérdida de positividad de la tensión cortante simple en direcciones no coincidentes con la fibra refuerzo para valores positivos de la cantidad de cortante aplicado. La pérdida de monotonía se asocia al estudio de inestabilidades propias del material como es el doblaje de la fibra entre otros (Fleck, 1997). La pérdida de positividad daría el rango de deformaciones no admisible físicamente para el material.

REFERENCIAS

HOLZAPFEL, G.A., GASSER, T.C. y OGDEN, R.W. (2000). A new constitutive framework for arterial wall mechanics and a comparative study of material models Journal of Elasticity 61, 1-48.

FLECK, N.A. (1997). Compressive failure of fibre composites. *Advances in Applied Mechanics* 33, 43-117.

SPENCER, A.J.M. (1972). *Deformations of Fiber-Reinforced Materials*. Oxford University Press.

Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados de fibra de vidrio. Parte I: análisis mediante M.E.F. de choque de probetas tubulares.

J. M. Bielsa, A. Alonso, M. Van Rijn, N. Tolosana Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España J. Brandt, A. Gessler Composite Technologies Department, Corporate Research Center Germany EADS Deutschland GmbH, Alemania A. Chiminelli Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

RESUMEN

La simulación del comportamiento de materiales compuestos frente a choque viene siendo especialmente importante en los últimos años, en los que el análisis y optimización de estructuras fabricadas mediante materiales compuestos exige una mayor precisión, dada su mayor responsabilidad estructural. En este artículo se presentarán los ultimos avances obtenidos en el análisis mediante Elementos Finitos de materiales compuestos trenzados, y su correlación con resultados experimentales de probetas tubulares de vidrio/epoxi. Dicho análisis permitirá obtener un modelo de simulación del material apto para el análisis de estructuras mayores sometidas a este tipo de cargas.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, la aplicación de materiales compuestos en la industria del automóvil ha aumentado sustancialmente dadas sus excelentes propiedades en términos de rigidez y resistencia específicas, en comparación con los materiales metálicos. Por otro lado, los materiales compuestos convencionales presentan pobres propiedades mecánicas fuera de plano, lo que reporta una negativa tolerancia al daño. Los costes finales de las piezas fabricadas en materiales compuestos están influenciados por este factor, y por los numerosos pasos de fabricación que se necesitan para producirlas desde sus componentes individuales por separado (fibra y resina), hasta la consolidación de la pieza final.

Para solucionar este problema, las tecnologías textiles tridimensionales se consolidan como una poderosa solución, ofreciendo la posibilidad de generar preformas de fibra de manera automatizada, caracterizadas por la distribución de fibras también a lo largo del espesor. Esto genera un aumento de las propiedades mecánicas a lo largo del espesor, una mejora de la tolerancia al daño, y una reducción de los costes de procesado. Por otro lado, el alto grado de entrecruzamiento de las fibras dentro del material aumenta significativamente el comportamiento mecánico a todos los niveles de dicho material, con respecto a los materiales compuestos tradicionales.

1.1 Comportamiento de materiales compuestos frente a choque

En general, los materiales compuestos presentan una elevada capacidad específica de absorción de energía, lo cual los convierte en una solución excelente en el diseño de elementos para la absorción de energía cinética en un choque. Dicha elevada capacidad de absorción de energía es consecuencia de los complejos modos de fallo que el material compuesto puede exhibir de forma simultánea, mientras que por el contrario, los metales solamente absorben la energía asociada al choque mediante deformación plástica. En general, puede afirmarse que se pueden aplicar materiales compuestos a la estructura de un vehículo, obteniendo un comportamiento frente a choque equivalente a los metales. Dado que el aplastamiento axial constituye la forma óptima de absorber energía, en este artículo se estudiará el comportamiento frente a choque de probetas tubulares de matriz epoxi reforzadas con fibra de vidrio.

Por otro lado, es importante que para que la absorción de energía se realice de forma óptima y sea aplicable, el fallo del material se produzca de forma progresiva y no catastrófica. Para ello son importantes dos aspectos: i) que se introduzcan en la geometría de la pieza iniciadores de fallo (tal y como muestra la figura 1), ii) que el material sea lo suficientemente resistente.



Fig. 1 – Mecanismo iniciador de fallo: Inclinación de 45º hacia el interior.

Con respecto a éste segundo requerimiento, se va a estudiar el comportamiento a choque de tubos fabricados a partir de preformas de vidrio fabricadas mediante 2.5D braiding. Esta tecnología textil aporta con respecto al 2D braiding hebras tanto axiales como biaxiales, y
un mayor grado de entrecruzamiento entre hebras, pero manteniendo el concepto de laminado; al contrario del 3D braiding, donde se puede generar la preforma con una única "lámina" del espesor requerido. Es de esperar que la obtención de elevadas tasas de absorción de energía específica.

1.2 Simulación del comportamiento de materiales compuestos frente a choque.

Otro apartado importante en el estudio del comportamiento de materiales compuestos frente a choque lo constituye su simulación numérica. En este artículo se van a presentar los últimos avances obtenidos en este campo, es decir, la simulación mediante código explícito de Elementos Finitos. La estrategia que se sigue es la simulación numérica de ensayos a choque practicados sobre probetas tubulares, de los que se conocen sus resultados experimentales en términos de absorción de energía específica y carga sostenida.

Para dicha simulación, se emplean subrutinas que implementen los modos de fallo que un material compuesto presenta simultáneamente a choque. Esta estrategia permite la creación de modelos consistentes de material, a partir de la correlación de las variables manipulables en dichas subrutinas, con los resultados experimentales. De este modo, las subrutinas calibradas, junto con los parámetros de la simulación ejecutada, permiten su aplicación en la simulación del comportamiento frente a choque de estructuras de mayor complejidad, de las que se desconocen sus resultados experimentales, con gran fiabilidad en los resultados obtenidos.

2. MODELO DE MATERIAL EMPLEADO

Para la simulación del choque axial de probetas tubulares, se ha desarrollado un modelo de material para vidrio/epoxi fabricado mediante 2,5D braiding, siguiendo la configuración $[0^{\circ}_{50\%}, \pm 45^{\circ}_{50\%}]$. Tal y como se ha descrito anteriormente, los parámetros de la simulación, así como la geometría de inicio de fallo, han sido ajustados de forma que se permita el fallo progresivo del material.

2.1 Modelado del fallo para materiales compuestos fabricados mediante 2.5D braiding

Se ha desarrollado un modelo constitutivo de material que tenga en cuenta la relación tensión-deformación dentro del régimen elástico, siguiendo las curvas bilineales (según el estudio de resultados analíticos y experimentales) que presentan las figuras 2, 3 y 4. El material compuesto se considera en principio, homogéneo y ortótropo, sin embargo, aspectos desde el punto de vista micromecánico, como la arquitectura de las hebras, han sido tenidos en cuenta, de ahí la bilinealidad de las curvas.



Fig. 2 – Curvas analítico-experimentales tensión deformación en la dirección X.



Fig. 3 – Curvas analítico-experimentales tensión deformación en la dirección Y.



Fig. 4 – Curvas analítico-experimentales tensión deformación en el plano XY.

Mediante el empleo de subrutinas, se modela el comportamiento a fallo tanto intralaminar como interlaminar:

• El fallo interlaminar se considera que tiene lugar cuando la deformación fuera de plano (ε_{33} , γ_{13} , γ_{23}) alcanza un valor prefijado según estudios previos. En este punto, la matriz de rigidez del material intacto se sustituye por otra en la que se tiene en

cuenta una reducción de las constantes elásticas (Módulo de Young en la dirección Z, G_{13} y G_{23}), es decir, una "matriz dañada".



Fig. 5 – Modelo de daño fuera de plano.

• Teniendo en cuenta lo anterior, se considera sin embargo que el material falla completamente cuando la deformación máxima admisible se alcanza en cualquier dirección del plano. La siguiente figura muestra la curva de degradación elástica cuando se detecta fallo intralaminar.



Fig. 6 – Modelo de daño en el plano.

Donde, E₁: Módulo de Young en la dirección X.
 X_t: Resistencia a la tracción en la dirección X.
 ε_{lim}: Deformación máxima admisible.

A partir del momento en que se inicia el fallo en una determinada dirección, se desacoplan las constantes elásticas asociadas a dicha dirección y las tensiones se calculan según la curva descendente de la figura 6, siguiendo ecuación (1):

$$\sigma_{11}\Big|_{t>t_i} = \sigma_{11}\Big|_{t_i} \cdot (1-d)$$
(1)

Donde, d: pendiente de curva elástica descendente.

2.2 Fallo progresivo de material

Para garantizar el fallo progresivo del material, no sólo se han considerado los mecanismos iniciadores de fallo (modelando una inclinación de 45° hacia el interior de la probeta tubular), sino que se ha tenido en cuenta también lo que se denomina como frente de fallo o *"crash front"*. El frente de fallo consiste en restringir selectivamente el fallo del material únicamente a la zona próxima a la placa de impacto, evitando así que las zonas dañadas transmitan tensiones excesivamente elevadas al resto del material, disminuyendo de esta forma la posibilidad de fallo catastrófico.

3. SIMULACIÓN MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS.

3.1 Modelo de Elementos Finitos

La siguiente figura muestra el modelo de Elementos Finitos empleado para la simulación, consistente en un tubo de 250mm de longitud, 120 mm de diámetro y 3.5 mm de espesor. Puede verse también la placa de impacto, que incide con una velocidad de 5 mm/s. Dicho modelo consta de 18542 nodos y 14000 elementos hexaédricos lineales de 8 nodos, con integración reducida y hourglass control.



Fig. 7 – Modelo MEF del tubo y placa de impacto.

3.1 Resultados

Los cálculos han sido realizados por medio de códigos explícitos de Elementos Finitos, teniendo en cuenta el carácter dinámico del cálculo y la no linealidad de la condición de contacto entre la placa de impacto y los nodos del tubo.

La siguiente secuencia de imágenes muestra la evolución del aplastamiento progresivo a lo largo del tubo:



Fig. 8 – Aplastamiento progresivo a 0, 5 y 15 mm de descenso de la placa.



Fig. 9 – Aplastamiento progresivo a 25, 35 y 50 mm de descenso de la placa.



Fig. 10 – Aplastamiento progresivo a 75 y 100 mm de descenso de la placa.

Las siguientes gráficas muestran las curvas de carga sostenida y energía absorbida para la simulación de choque de las probetas tubulares:



Fig. 11 - Gráficas de carga sostenida (izda.) y energía absorbida (dcha.).

Se puede observar en la gráfica de carga sostenida, que se produce un pico de carga al inicio de la simulación, para luego mantenerse un nivel sostenido de carga durante el transcurso de la misma. Ello garantiza la idoneidad de la simulación y que se está cumpliendo la condición de progresividad.

Resumiendo:

- Pico de carga: 126KN
- Carga sostenida: 75 KN
- Energía especifica absorbida por el material: 35,11 KJ/Kg

4. CONCLUSIONES

Se ha presentado una técnica de simulación del comportamiento frente a choque de materiales compuestos fabricados mediante 2,5D braiding. El proceso seguido consiste en emplear subrutinas que implementen los mecanismos de fallo del material. Posteriormente, se procede a la calibración de los parámetros de dicha subrutina, en base a resultados conocidos experimentalmente. Este proceso valida el modelo de material, y la técnica de simulación empleados, lo que permite su aplicación en estructuras del mismo material más complejas, de las que no se hayan obtenido datos experimentales. Ello se aplicará en la segunda parte del presente artículo.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). *Materiales Compuestos*. Antonio Miravete, Zaragoza. MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza. CASTEJON, L., BIELSA, J.M., LARRODE, E., MIRAVETE, A., (2000). Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers. *ISATA 2000, June 2000*, Dublín, Irlanda.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). Micro-mechanical and macromechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). Mechanics of Textile and Laminated Composites. Chapman & Hall, London.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de fibra de vidrio. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

Avances en el estudio del comportamiento frente a choque de materiales compuestos trenzados de fibra de vidrio. Parte II: aplicación en la industria del automóvil.

J.M. Bielsa, E. Bernal, M. Carrera

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España J. Brandt, A. Gessler Composite Technologies Department, Corporate Research Center Germany EADS Deutschland GmbH, Alemania M. A. Martínez, A. Chiminelli

Sistemas y Procesos Avanzados, S. L., Zaragoza, España

RESUMEN

En este artículo se aplicarán los avances consegidos en la simulación de materiales compuestos frente a choque, al análisis de la estructura frontal resistente a choque de un vehículo. La viga longitudinal, objeto del presente análisis, se estudiará bajo cargas de impacto frontal y lateral, siendo especialmente importantes los resultados obtenidos en términos de energía especifica absorbida por el material para una geometría fijada, y energía total absorbida por la estructura. El modelo de material empleado en este análisis, 2.5D braiding (vidrio/epoxi), tiene en cuenta propiedades mecánicas estáticas y frente a choque (absorción de energía específica) obtenidas experimentalmente, así como variaciones introducidas en la geometría textil del material, consecuencia del propio proceso de trenzado.

1. INTRODUCCIÓN

Como ya se explicó en la primera parte del presente artículo, las elevadas propiedades en términos de rigidez y resistencia específicas que presentan los materiales compuestos han permitido su cada vez mayor aplicación en la industria del automóvil. En especial, los materiales compuestos fabricados a partir de preformas obtenidas mediante tecnologías textiles avanzadas, presentan ventajas frente a los tradicionales no sólo en sus excepcionales propiedades mecánicas (como la capacidad de absorción de energía específica o la resistencia a fatiga), sino también en el ahorro en costes que supone la obtención automatizada de preformas textiles, muy cercanas a la forma final de la pieza. Por ambos motivos, su aplicación a la industria del automóvil se extiende ya a piezas de compromiso estructural importante.

Ello es el caso de la estructura frontal resistente a choque de un vehículo, objeto de estudio de esta segunda parte, que si bien tradicionalmente ha sido campo de aplicación habitual del acero, en el presente artículo se demostrará que el empleo de materiales compuestos fabricados mediante preformas 2.5D braiding supone una alternativa técnicamente viable en términos de comportamiento frente a choque.

La siguiente figura muestra la estructura frontal del vehículo objeto de este estudio, donde la zona sombreada muestra el espacio de diseño para una viga longitudinal de unos 650mm de longitud, que constituye uno de los componentes críticos de la estructura resistente a choque del vehículo.



Fig. 1 – Estructura frontal resistente a choque de un vehículo.

El diseño de esta viga longitudinal se hará mediante preformas 2.5D braiding de vidrio/epoxi, siendo especialmente importante que cumpla ciertos requerimientos de energía total absorbida y carga sostenida impuestos en el diseño frente a choque. Se empleará, pues, el modelo de material desarrollado en la primera parte de este artículo, donde se demostró su consistencia para ser aplicado en el diseño y optimización estructuras de las que no se conocen resultados experimentales.

2. DISEÑO DE LA VIGA LONGITUDINAL

2.1 Aspectos técnicos previos

En todo proceso de diseño, no sólo es importante tener en cuenta la geometría y especificaciones técnicas impuestas, sino como es el caso de los materiales compuestos, las posibles singularidades que la elección de un proceso de fabricación determinado pueda introducir en las propiedades de la pieza final. En este caso, la elección del 2.5D braiding para la obtención de la preforma de vidrio de la viga (ver figura 2), nos va a introducir las

siguientes singularidades:

- El espesor de la pieza final dependerá no sólo del número de capas que se dispongan en la preforma, sino de la variación del área de la sección transversal de la viga, que a medida que aumenta su valor, menor es el espesor de cada capa.
- El ángulo biaxial $\pm \alpha$ de la arquitectura textil también variará con el área de dicha sección, aumentando su valor con el aumento de ésta.
- El número de capas, por restricciones del proceso de braiding, ha de ser siempre par.

Estas tres singularidades van a influir definitivamente en las propiedades mecánicas del material, y en definitiva, en el comportamiento de la viga, por lo que deberán ser tenidas en cuenta a la hora de implementar el modelo de material y aplicarlo a la simulación de choque.



Fig. 2 – Preforma textil de la viga longitudinal. (Foto cortesía de EADS Deutschland GmbH).

2.2 Geometría y configuración material de la viga.

En la figura anterior, se pueden ver las secciones entre las que se ha dividido la preforma para la implementación del modelo de material vidrio/epoxi. En cada una de ellas se considera un ángulo biaxial $\pm \alpha$ constante, distribuyéndose éste para cada sección desde 45° en la zona delantera, a 75° en la zona posterior. Consecuentemente a esta variación en el ángulo biaxial, las propiedades elásticas del modelo de material compuesto homogéneo y ortótropo varían. Dichos valores elásticos deberán ser tenidos en cuenta para cada sección de la viga longitudinal, valores que, por otro lado, se obtienen a partir de caracterización experimental del material. Lo mismo para los valores de resistencia.

El número de capas de la preforma también se distribuye teniendo en cuenta la división en secciones, optimizándose en un rango d 20 capas en la zona frontal a 30 capas en la zona

posterior. En cuanto a la geometría, deberá restringirse ésta lo únicamente al espacio de diseño, y siendo lo más compatible posible con las características del proceso de fabricación.

Todos estos aspectos del proceso 2.5D braiding tenidos en cuenta a la hora de diseñar la geometría y optimizar la configuración material de la viga, sin embargo, es el análisis mediante Elementos Finitos del comportamiento a choque de la viga quien validará finalmente el diseño.

3. SIMULACIÓN MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

Los cálculos han sido realizados por medio de códigos explícitos de Elementos Finitos, teniendo en cuenta el carácter dinámico del cálculo y la no linealidad de la condición de contacto entre la placa de impacto y los nodos de la viga. Se han aplicado además subrutinas que implementan los múltiples modos de fallo que presentan los materiales compuestos frente a choque, según la calibración para el modelo de material 2.5D braiding descrita en la primera parte del presente artículo, y que consideran además las peculiaridades del proceso de fabricación de preformas.

3.1 Modelo de Elementos Finitos.

La siguiente figura muestra el modelo de Elementos Finitos empleado para la simulación, consistente en la viga longitudinal, cuyas dimensiones se ajustan a las restricciones impuestas por el espacio de diseño. Dicho modelo consta de 46592 nodos y 38992 elementos hexaédricos lineales de 8 nodos, con integración reducida y hourglass control.



Fig. 3 – Modelo de Elementos Finitos de la viga longitudinal.

3.2 Casos de carga.

La viga se ha analizado frente a dos casos de choque diferentes, frontal y lateral. En la siguiente figura puede verse la situación de la placa de impacto con respecto a la viga, y la dirección y sentido de la velocidad con la que aquella incide sobre ésta en cada caso de carga.

- Choque frontal, con inclinación de 0°.
- Choque lateral, con inclinación de 30°.



Fig. 4 – Casos de carga frontal a 0º (izquierda) y lateral a 30º (derecha).

Para cada caso de carga, existen unas especificaciones de energía total absorbida por la estructura y carga sostenida que se deben cumplir.

3.3 Resultados.

A continuación se presentan los resultados obtenidos para cada caso de choque frontal y lateral, y las gráficas de carga sostenida y energía total absorbida para cada uno de ellos.

3.3.1 Choque frontal a 0°

La siguiente secuencia de imágenes muestra la evolución del aplastamiento progresivo a lo largo de la viga, para el caso de carga de choque frontal:



Fig. 5 – Aplastamiento progresivo a 0, 105 y 208 mm de descenso de la placa.



Fig. 6 – Aplastamiento progresivo a 310, 415 y 500 mm de descenso de la placa.

Las siguientes gráficas muestran las curvas de carga sostenida y energía absorbida para la simulación de choque frontal de la viga, donde la línea roja representa las especificaciones a cumplir de carga sostenida/energía absorbida:



Fig. 7 – Gráficas de carga sostenida (arriba) y energía absorbida (abajo).

3.3.2 Choque lateral a 30°

La secuencia de imágenes muestra la evolución del aplastamiento progresivo lateral:



Fig. 8 – Aplastamiento progresivo a 0, 105 y 208 mm de descenso de la placa.



Fig. 9 – Aplastamiento progresivo a 290, 395 y 500 mm de descenso de la placa.



Las siguientes gráficas muestran las curvas de carga sostenida y energía absorbida:

Fig. 10 - Gráficas de carga sostenida vertical (izda.) y lateral (dcha.).



Fig. 11 – Gráfica de energía total absorbida.

4. CONCLUSIONES

En la presente segunda parte del artículo, se ha presentado el análisis del comportamiento frente a choque de la viga longitudinal de un vehículo realizada en materiales compuestos vidrio/epoxi 2.5D braiding, aplicando el modelo de material calibrado en la primera parte. Con el objeto de obtener una mayor consistencia en los resultados, se han considerado también las variaciones en la arquitectura textil de la preforma, consecuencia del proceso de fabricación, y su influencia en las propiedades mecánicas y configuración material de la pieza.

La siguiente tabla muestra un resumen de los resultados obtenidos para cada caso de carga frontal y lateral, en términos de carga sostenida y energía total absorbida, requerimientos que son cumplidos para la viga estudiada:

| | Choque Frontal | Choque Lateral |
|------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------|
| Carga sostenida | When the and the state of the s | Man |
| Energía específica absorbida | 24.3 KJ/Kg | 12 KJ/Kg |
| | MEF | MEF |
| Energía total absorbida | 143 KJ | 70.5 KJ |

Tabla 1 – Resumen de resultados obtenidos para cada caso de carga.

Como puede observarse, los resultados obtenidos en términos de energía específica absorbida se encuentran dentro de márgenes propios para este tipo de material (21 KJ/Kg a 40 KJ/Kg), lo cual, valida y da consistencia a los resultados obtenidos. En resumen, se ha presentado una poderosa técnica para el estudio del comportamiento frente a choque de grandes estructuras, consistente en una validación previa del modelo de material basada en resultados experimentales de probetas tubulares, para luego aplicar ese modelo al análisis del comportamiento frente a choque de grandes estructuras.

REFERENCIAS

MIRAVETE, A. (2000). Materiales Compuestos. Antonio Miravete, Zaragoza.

MIRAVETE, A. (1999). 3-D textile reinforcements in composite materials. Antonio Miravete, Zaragoza.

CASTEJON, L., BIELSA, J.M., LARRODE, E., MIRAVETE, A., (2000). *Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers. ISATA 2000, June 2000*, Dublín, Irlanda.

MIRAVETE, A., CLEMENTE, R., CASTEJÓN, L. (1998). Micro-mechanical and macromechanical analyses of 3-D textile reinforced organics matrix composite materials. Exploiting Solutions to Practical Problems in Composite Materials and Structures by Finite Element Methods and Physical Modelling, University of Cambridge, 28th-30th September 1998.

BOGDANOVICH, A.E., PASTORE, C.M. (1996). *Mechanics of Textile and Laminated Composites*. Chapman & Hall, London.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ, L., MIRAVETE, A.(1991). Los materiales compuestos de *fibra de vidrio*. Secretariado de Publicaciones de la Universidad, Zaragoza.

Teoría de mezclas serie-paralelo avanzada para el análisis de materiales compuestos

F. Rastellini, S. Oller, O. Salomon, E. Oñate

Centro Internacional de Métodos Numéricos en la Ingeniería, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, España

RESUMEN

Cada vez es mayor el uso de materiales compuestos en las distintas ramas de la ingeniería, dado que las diferentes maneras de combinar los materiales componentes permite optimizar el diseño de piezas estructurales. La distribución morfológica de estos componentes es de fundamental importancia ya que permite mejorar las propiedades del conjunto. Además, el comportamiento de los materiales compuestos está condicionado por las leyes constitutivas y participaciones volumétricas de cada uno de sus componentes. La Teoría de Mezclas Clásica (TMC) tiene en cuenta la contribución volumétrica de las fases integrantes pero no su distribución morfológica. Para superar esta limitación, la TMC es reformulada en este artículo dando lugar a la Teoría de Mezclas Serie-Paralelo Avanzada (TMSPA), más general y versátil, capaz de capturar automáticamente el comportamiento Serie-Paralelo de los componentes dentro del compuesto. La mezcla de componentes desacoplando cada fase permite utilizar algoritmos que ya han sido desarrollados por otros autores para modelar la ley constitutiva original de cada componente, que condicionan la respuesta del compuesto obtenida mediante el acoplamiento de los estados tensionales de los componentes. Resultados numéricos muestran la capacidad del modelo propuesto aplicado a elementos finitos para describir el comportamiento de laminados reforzados con fibras de carbono en ensayos de tracción.

1. INTRODUCCIÓN

Los estudios sobre mezclas de componentes realizados por Trusdell y Toupin en 1960, establecieron las bases de trabajos posteriores: Green y Nagdhi (1965), Ortiz y Popov (1982), Oller *et al.* (1993), Oller y Oñate (1996), etc.

La teoría de mezclas se considera apropiada para simular el comportamiento de materiales compuestos, no sólo en su rango lineal, sino también en el no lineal.

La forma clásica de la teoría establece que todos los componentes que coexisten en un punto material tienen el mismo estado de deformaciones. Esto supone una fuerte limitación

para utilizarla en la predicción del comportamiento de compuestos. Diversos autores han abordado este problema: Oller *et al.* (1995), Neamtu *et al.* (1997) y, Car *et al.* (2001). Estos trabajos presentan diferentes alternativas para resolver el comportamiento serieparalelo. Sin embargo, no son tan generales como se desea para modelar compuestos reforzados con fibras, dado que algunos requieren valores experimentales para ajustar el acoplamiento cinemático de componentes (Neamtu *et al.*, 1997); y otros requieren cambios en las propiedades y modelos constitutivos de los materiales (Car *et al.*, 2001).

Pretendiendo superar estas limitaciones, la teoría clásica es reformulada dando lugar a una Teoría de Mezclas Serie-Paralelo Avanzada (TMSPA), más general y versátil, capaz de captar automáticamente este comportamiento mixto (Rastellini *et al.*, 2003).

2. TEORÍA DE MEZCLAS SERIE-PARALELO AVANZADA

2.1 Hipótesis y ecuaciones de compatibilidad

Esta teoría de mezclas de sustancias básicas tiene su fundamento en la mecánica local de sólidos continuos y se basa en el principio de interacción entre componentes. Se toman en consideración las siguientes hipótesis:

- En cada volumen infinitesimal de compuesto, coexisten un número finito de componentes.
- Cada sustancia participa en el comportamiento compuesto en proporción a su volumen.
- La nueva teoría establece que todos los componentes tendrán la misma deformación en la dirección donde su comportamiento se desarrolla en paralelo,
- y la misma tensión en las direcciones donde se comportan como materiales en serie.
- El volumen ocupado por cada componente es menor que el volumen del compuesto.

La tercera hipótesis establece la compatibilidad de deformación para el caso extremo paralelo:

$$\underbrace{\varepsilon_{ij}}_{\text{ompuesto}} = \underbrace{\frac{P\left(\varepsilon_{ij}\right)_{1} = P\left(\varepsilon_{ij}\right)_{2}}_{\text{componentes}} = \dots = \frac{P\left(\varepsilon_{ij}\right)_{c}}{(1)}$$

Mientras que la cuarta, plantea la compatibilidad en tensiones para el caso extremo en serie:

$$\underbrace{\overset{s}(\sigma_{ij})}_{\text{computesto}} = \underbrace{\overset{s}(\sigma_{ij})_{1} = \overset{s}(\sigma_{ij})_{2} = \ldots = \overset{s}(\sigma_{ij})_{c}}_{\text{componentes}}$$
(2)

En este último caso, es diferente la ecuación que relaciona los estados de deformación:

$$\underbrace{\overset{s}(\varepsilon_{ij})_{c}^{e} \stackrel{aeg}{=} (\phi_{ijkl})_{c}}_{\text{componente}} : \underbrace{\overset{s}(\varepsilon_{kl})_{e}}_{\text{computesto}} \quad \text{donde} \quad (\phi_{ijkl})_{c} = \underbrace{\left[\left(C_{ijrs}\right)_{c}\right]^{-1}}_{\text{componente}} : \underbrace{\overset{s}(C_{rskl})}_{\text{computesto}}$$
(3)

Aquí, ${}^{s}(\varepsilon_{ij})_{c}^{e}$ es el tensor de deformaciones elásticas del componente para el caso "en serie", $(\phi_{ijkl})_{c}$ es un tensor de cuarto orden que establece la relación entre deformaciones de cada componente y la del compuesto. En su expresión, que se deduce en la sección 2.5 de este

artículo, intervienen el tensor constitutivo elástico del componente $(C_{ijrs})_c$ y el tensor constitutivo del compuesto cuando todos los componentes están alineados en serie ${}^{s}(C_{rskl})$. La deformación elástica del compuesto en serie ${}^{s}\varepsilon^{e}$ puede obtenerse substrayendo las deformaciones inelásticas a la deformación total del compuesto:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \underbrace{\sum_{c=1}^{n} k_{c}^{S} \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e}}_{S \boldsymbol{\varepsilon}^{e}} + \underbrace{\sum_{c=1}^{n} k_{c} \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i}}_{S \boldsymbol{\varepsilon}^{i}} \qquad \Rightarrow \qquad {}^{S} \boldsymbol{\varepsilon}^{e} = \boldsymbol{\varepsilon} - \sum_{c=1}^{n} k_{c} \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \qquad (4)$$

Entonces la ecuación (3) puede ser reescrita de la siguiente manera:

$${}^{\mathrm{S}}\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{c}}^{\mathrm{e}} = \boldsymbol{\phi}_{\mathrm{c}} : \left[\boldsymbol{\varepsilon} - \sum_{\mathrm{c}=1}^{\mathrm{n}} \mathrm{k}_{\mathrm{c}} \, \boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{c}}^{\mathrm{i}}\right]$$
(5)

Las ecuaciones de compatibilidad (1) y (3), sólo son aplicables a casos de comportamiento extremos. Por esta razón, es necesario definir una nueva ecuación de compatibilidad que se adecue al comportamiento mixto. Proponemos la siguiente ecuación relajada de compatibilidad de deformaciones, donde la deformación total del compuesto ε_c se define como la descomposición aditiva de su parte "serie" y "paralelo":

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{def} \mathbf{N} : {}^{P}\boldsymbol{\varepsilon}_{c} + (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : {}^{S}\boldsymbol{\varepsilon}_{c} \quad con \quad {}^{S}\boldsymbol{\varepsilon}_{c} = {}^{S}\boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e} + \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i}$$
(6)

donde **N** es un tensor de colocación que contiene la información sobre el paralelismo y tiene que ser definido en cada caso particular de acuerdo a la morfología del compuesto. Reemplazando las ecs. (1) y (5) en la anterior y reagrupando términos se tiene la ecuación de compatibilidad de deformaciones para el caso general:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{c} = \left[\underbrace{\mathbf{N} + (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : \boldsymbol{\phi}_{c}}_{\boldsymbol{\Lambda}_{c}} \right] : \boldsymbol{\varepsilon} + (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} - (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : \boldsymbol{\phi}_{c} : \sum_{c=1}^{n} k_{c} \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i}$$
(7)

siendo Λ_c el tensor de cuarto orden que contiene la información elástica y morfológica.

2.2 Potencial de energía libre para el compuesto

La energía libre de Helmholtz para el material compuesto se define como:

$$m \Psi(\boldsymbol{\varepsilon}, \alpha_{c}) = \sum_{c=1}^{n} k_{c} m_{c} \Psi_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}), \alpha_{c})$$
(8)

quedando en función de la deformación total $\boldsymbol{\varepsilon}$ y variables internas α_{e} de cada componente, y donde k_{e} , m_{e} y Ψ_{e} son, respectivamente, la participación volumétrica, la densidad de masa y densidad de energía libre por unidad de masa del compuesto definida como:

$$\Psi_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}),\boldsymbol{\alpha}_{c}) = \Psi_{c}^{e} + \Psi_{c}^{i} = \frac{1}{2 m_{c}}\boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e}(\boldsymbol{\varepsilon}): \mathbf{C}_{c}: \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e}(\boldsymbol{\varepsilon}) + \Psi_{c}^{i}$$
(9)

$$\Psi_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}),\boldsymbol{\alpha}_{c}) = \frac{1}{2 m_{c}} \left[\boldsymbol{\varepsilon}_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}) - \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \right] : \mathbf{C}_{c} : \left[\boldsymbol{\varepsilon}_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}) - \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \right] + \Psi_{c}^{i}$$
(10)

donde C_c es el tensor constitutivo isótropo o anisótropo de cada componente. En adelante, para simplificar notación, se escribirá: $\varepsilon_c(\varepsilon) = \varepsilon_c$.

2.3 Ecuación constitutiva serie-paralelo para un componente

La ecuación constitutiva se deriva de su potencial, definido en la ec.(10), siguiendo el método de Coleman para asegurar el cumplimento del segundo principio de la termodinámica.

$$\boldsymbol{\sigma}_{c} = \frac{\partial}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \left[m_{c} \Psi_{c} \left(\boldsymbol{\varepsilon}_{c} \right) \right] \qquad \Rightarrow \qquad \boldsymbol{\sigma}_{c} = \frac{\partial}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_{c}} \left[m_{c} \Psi_{c} \left(\boldsymbol{\varepsilon}_{c} \right) \right] : \frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_{c}}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}}$$
(11)

$$\boldsymbol{\sigma}_{c} = \left[\mathbf{C}_{c} : \left(\boldsymbol{\varepsilon}_{c} - \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \right) \right] : \frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_{c}}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \qquad \Rightarrow \qquad \boldsymbol{\sigma}_{c} = \left[\mathbf{C}_{c} : \left(\boldsymbol{\varepsilon}_{c} - \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \right) \right] : \boldsymbol{\Lambda}_{c} \qquad (12)$$

Teniendo en cuenta la simetría de σ_c y la ecuación (7), se llega a expresión final del tensor de tensiones del componente en la cual se puede apreciar la influencia del acoplamiento plástico.

$$\boldsymbol{\sigma}_{c} = \boldsymbol{\Lambda}_{c}^{T} : \boldsymbol{C}_{c} : \left[\boldsymbol{\Lambda}_{c} : \boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{N} : \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} - (\boldsymbol{I} - \boldsymbol{N}) : \boldsymbol{\phi}_{c} : \sum_{c=1}^{n} k_{c} \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} \right]$$
(13)

El tensor constitutivo serie-paralelo ${}^{sp}C_c$ para un componente se obtiene derivando el campo de tensiones con respecto a la variable libre del problema, resultando (en forma matricial):

$${}^{\mathrm{SP}}\mathbf{C}_{\mathrm{c}} = \frac{\partial^{2}}{\partial \boldsymbol{\varepsilon} \otimes \partial \boldsymbol{\varepsilon}} \left[\mathbf{m}_{\mathrm{c}} \Psi_{\mathrm{c}} \left(\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{c}} \right) \right] = \frac{\partial \boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{c}}}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \qquad \Rightarrow \qquad {}^{\mathrm{SP}} \left(\mathbf{C}_{\mathrm{ij}} \right)_{\mathrm{c}} = \left(\boldsymbol{\Lambda}_{\mathrm{ki}} \right)_{\mathrm{c}} \cdot \left(\mathbf{C}_{\mathrm{kl}} \right)_{\mathrm{c}} \cdot \left(\boldsymbol{\Lambda}_{\mathrm{lj}} \right)_{\mathrm{c}}$$
(14)

2.4 Ecuación constitutiva serie-paralelo para el compuesto

Siendo " $\boldsymbol{\varepsilon}$ " el tensor de deformaciones del compuesto (variable libre), teniendo en cuenta la energía libre $\Psi(\boldsymbol{\varepsilon})$ postulada en la ec. (8) y utilizando la ec. (7) de compatibilidad para comportamiento mixto, el estado tensional se calcula como sigue:

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \left[m \, \Psi(\boldsymbol{\varepsilon}) \right] = \sum_{c=1}^{n} k_{c} \, \frac{\partial}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \left[m_{c} \, \Psi_{c}(\boldsymbol{\varepsilon}_{c}) \right] \qquad \Rightarrow \qquad \boldsymbol{\sigma} = \sum_{c=1}^{n} k_{c} \, \boldsymbol{\sigma}_{c} \tag{15}$$

Se puede observar que campo de tensiones del compuesto surge de la suma de las tensiones de sus componentes ponderadas mediante su participación volumétrica.

Similar observación puede realizarse al tensor constitutivo serie-paralelo del compuesto ${}^{\text{SP}}\mathbf{C}$:

$$^{\rm SP}\mathbf{C} = \frac{\partial^2}{\partial \boldsymbol{\varepsilon} \otimes \partial \boldsymbol{\varepsilon}} [\mathbf{m} \Psi(\boldsymbol{\varepsilon})] = \frac{\partial \boldsymbol{\sigma}}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \qquad \Rightarrow \qquad ^{\rm SP}\mathbf{C} = \sum_{\rm c=1}^{\rm n} \mathbf{k}_{\rm c} \boldsymbol{\Lambda}_{\rm c}^{\rm T} : \mathbf{C}_{\rm c} : \boldsymbol{\Lambda}_{\rm c}$$
(16)

2.5 Deducción de los tensores ^SC y ϕ_c

Cuando las fases componentes se disponen en serie exclusivamente, el estado de tensiones es el mismo en cada componente. Por esta razón, el tensor ${}^{S}C$, mencionado en la ec.(3), se

deduce a partir de la energía complementaria de Gibbs derivando con respecto a la variable libre que, en para este caso, es la tensión del compuesto ${}^{s}\sigma$.

La energía complementaria $G({}^{s}\sigma)$ de un grupo de materiales en serie surge de la suma ponderada de sus energías complementarias respectivas:

$$m G({}^{s}\boldsymbol{\sigma}) = \sum_{c=1}^{n} k_{c} m_{c} G_{c}({}^{s}\boldsymbol{\sigma}_{c}) \quad \text{donde} \quad m_{c} G_{c}({}^{s}\boldsymbol{\sigma}_{c}) = \frac{1}{2}{}^{s}\boldsymbol{\sigma}_{c} : \mathbf{C}_{c}^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma}_{c} \quad (17)$$

Las deformaciones de cada componente y la del compuesto se obtienen derivando las ecs.(17):

$${}^{s}\boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e} = \frac{\partial}{\partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma}} \left[m_{c} G_{c} \left({}^{s}\boldsymbol{\sigma} \right) \right] = C_{c}^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma}_{c} = C_{c}^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma}$$
(18)

$${}^{s}\boldsymbol{\varepsilon}^{e} = \frac{\partial}{\partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma}} \left[m G({}^{s}\boldsymbol{\sigma}) \right] = \sum_{c=1}^{n} k_{c} \frac{\partial}{\partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma}} \left[m_{c} G_{c}({}^{s}\boldsymbol{\sigma}) \right] \qquad \Rightarrow \qquad {}^{s}\boldsymbol{\varepsilon}^{e} = \sum_{c=1}^{n} k_{c} C_{c}^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma}$$
(19)

siendo ' C_c ' el tensor constitutivo de cada componente, aislado del compuesto. El tensor constitutivo complementario (o inverso) resulta:

$${}^{(s}\mathbf{C})^{-1} = \frac{\partial^{2}}{\partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma} \otimes \partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma}} \left[\mathbf{m} \mathbf{G} {}^{(s}\boldsymbol{\sigma}) \right] = \frac{\partial {}^{s}\boldsymbol{\epsilon}^{e}}{\partial {}^{s}\boldsymbol{\sigma}} = \sum_{c=1}^{n} \mathbf{k}_{c} \mathbf{C}_{c}^{-1}$$
(20)

Surgiendo la expresión de ^sC, tensor constitutivo del compuesto para el caso serie puro:

$${}^{\mathrm{S}}\mathbf{C} = \left(\sum_{c=1}^{n} k_{c} \mathbf{C}_{c}^{-1}\right)^{-1}$$
(21)

La ecuación (19) puede ser reescrita teniendo en cuenta la ec. (20):

$${}^{\mathrm{s}}\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{e}} = \left({}^{\mathrm{s}}\mathbf{C}\right)^{-1} \colon {}^{\mathrm{s}}\boldsymbol{\sigma}$$
(22)

El tensor ϕ_c utilizado en la ec. (3), que relaciona la deformación de cada componente con la del compuesto puede ser despejado de la siguiente manera:

$$\boldsymbol{\phi}_{c} = {}^{s}\boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{e} \otimes \left({}^{s}\boldsymbol{\varepsilon}^{e}\right)^{-1}$$
(23)

Reemplazando las ec. (18) y (22) en la (23), resulta la expresión final para ϕ_c :

$$\boldsymbol{\phi}_{c} = \left((\mathbf{C}_{c})^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma} \right) \otimes \left(({}^{s}\mathbf{C})^{-1} : {}^{s}\boldsymbol{\sigma} \right)^{-1} \qquad \Rightarrow \qquad \boldsymbol{\phi}_{c} = (\mathbf{C}_{c})^{-1} : {}^{s}\mathbf{C}$$
(24)

3. IMPLEMENTACIÓN DEL MODELO PROPUESTO

3.1 Desacoplamiento de fases

La integración de la ecuación constitutiva puede realizarse de dos maneras: completamente en el espacio del compuesto, o mediante el desacoplamiento en espacios de los componentes.

En los apartados anteriores, se enfoca el problema desde el espacio del compuesto, ya que se obtienen las tensiones en cada componente producidas por la deformación del compuesto.

Analizando el problema desde el espacio del componente, se puede considerar que cada uno tiene su propio modelo constitutivo y estado de deformación (distinto al del compuesto). En este caso, la integración constitutiva puede realizarse en el espacio de cada componente sin modificar los algoritmos ya desarrollados para cada material componente: (elasticidad, plasticidad, daño, etc.).



Fig. 1 – Esquema de desacoplamiento

Este concepto de cambio de espacios permite desacoplar componentes con el fin de encontrar, el estado tensional de cada uno utilizando su propia deformación desacoplada y modelo constitutivo; para luego volverlos a acoplar y obtener así la respuesta del compuesto (Fig.1).

El desacoplamiento se basa en la aplicación de una transformación lineal del tensor de deformación. Esta transformación lineal se realiza mediante un tensor de cuarto orden que contiene la información elástica y morfológica del compuesto, más términos que reflejan el acoplamiento producido por deformaciones inelásticas de otros componentes. -Ver ec. (7)-

3.2 Funciones de desacoplamiento y acoplamiento

La Fig. 2 ilustra cómo las funciones de desacoplamiento y acoplamiento relacionan los espacios de los componentes con el del compuesto.

Se necesitan tres tipos de ecuaciones. La primera, que relaciona el estado de deformación del compuesto con el de cada componente. Las del segundo tipo, establecen la relación entre tensiones de cada componente en ambos espacios. Mientras que las del tercer tipo, relacionan tensores constitutivos del componente. Estos tres tipos pueden apreciarse en la Fig. 2.



Fig. 2 – Funciones de desacoplamiento y acoplamiento

Estas funciones surgen de la compatibilidad de deformaciones -ec. (7)-, campo de tensiones del componente -ec. (13)- y del tensor constitutivo del componente -ec. (14)-. Todas estas ecuaciones se encuentran definidas en el espacio del compuesto.

$$\overset{\vec{\bullet}}{\boldsymbol{\alpha}_{c}}(\boldsymbol{\bullet}) = \boldsymbol{\Lambda}_{c} : (\boldsymbol{\bullet}) + (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i} - (\mathbf{I} - \mathbf{N}) : \boldsymbol{\phi}_{c} : \sum_{c=1}^{n} \mathbf{k}_{c} \ \boldsymbol{\varepsilon}_{c}^{i}$$
(25)

$$\overset{\leftarrow}{\sigma}\chi_{c}(\bullet) = \Lambda_{c}^{T}:(\bullet)$$
(26)

$$c \dot{\chi}_{c}(\bullet) = \Lambda_{c}^{T} : (\bullet) : \Lambda_{c}$$
 (27)

3.3 Algoritmo para la solución numérica

A continuación se presenta el algoritmo para implementar numéricamente la TMSPA. La Fig. 3 muestra el diagrama de flujo de la implementación con la estrategia de desacoplamiento.

Nueve pasos pueden ser identificados:

- i. Paso de incremento de carga,
- ii. Cálculo del incremento de desplazamientos,
- iii. Determinación del incremento de deformaciones totales,
- iv. Actualización del campo de deformaciones del compuesto,
- v. Determinación de deformación de componentes mediante desacoplamiento de fases,
- vi. Tensores de tensión y tangente constitutivo de los componentes,
- vii. Cambio de espacio, del componente al compuesto,

- viii. Determinación de tensores de tensión y tangente constitutivo del compuesto,
 - ix. Obtención de fuerzas residuales y chequeo de convergencia,Si hay convergencia ir al próximo incremento de carga, sino ir al paso ii.



Fig. 3 - Diagrama de flujo del algoritmo con estrategia de desacoplamiento

4. EJEMPLOS NUMÉRICOS

En esta sección se muestra una aplicación del modelo propuesto que consiste en la simulación numérica de especimenes laminados reforzados con fibras de carbono y sometidos a ensayos de tensión estática y su comparación con resultados experimentales realizados por ISD (Institute for Statics and Dynamics), Universidad de Stuttgart .

4.1 Descripción de la geometría y materiales de los especimenes laminados

El material investigado es una laminado con fibras a 90°-0°-90° por capa. La fibra utilizada es de carbono con alta resistencia última a tracción (Tenax HTA 5241) y la matriz es una

resina epoxi (Bakelite Rütapox VE 4434) cuyas propiedades se muestran en la Tabla 1. Todos los especimenes consisten en 3 capas de lámina pero con diferentes orientaciones: $0^{\circ}/90^{\circ}/0^{\circ}$ (tipo 1), $90^{\circ}/0^{\circ}/90^{\circ}$ (tipo 2) y $45^{\circ}/-45^{\circ}/45^{\circ}$ (tipo 3).

El espesor de las subcapas fue elegido de manera tal que el número de fibras sea el mismo en ambas direcciones (ver Tabla 2) con el objetivo de mantener la simetría. La longitud de los especimenes es 260 mm. El ancho medio es 30 mm para tipos 1 y 2, y 40 mm para el tipo 3.

Los parámetros elásticos y de rotura obtenidos experimentalmente por ISD para cada tipo de espécimen se muestran en la Tabla 3.

| Propiedades de los Componentes | Unidad | Fibras | Resina |
|---------------------------------------------|--------|--------|--------|
| Densidad (m _c) | kg/m3 | 1770 | 1092 |
| Resistencia última a tracción | MPa | 3950 | |
| Deformación última a tracción | % | 1.5 | |
| Módulo de Young paralelo | GPa | 238 | 4 |
| Módulo de Young perpendicular | GPa | 28 | 4 |
| Módulo de cortante | GPa | 50 | 1.5 |
| Coeficiente de Poisson (v_{xy}) | - | 0.23 | 0.35 |
| Participación volumétrica (k _c) | - | 0.4942 | 0.5058 |

Tabla 1 – Propiedades mecánicas de los materiales facilitados por los fabricantes

| Capa | Tipo 1 | Tipo 2 | Tipo 3 | Espesor [mm] |
|------|--------|--------|--------|--------------|
| | 0° | 90° | 45° | 0.175 |
| 1 | 90° | 0° | -45° | 0.350 |
| | 0° | 90° | 45° | 0.175 |
| 2 | 90° | 0° | -45° | 0.175 |
| | 0° | 90° | 45° | 0.350 sim. |
| | 90° | 0° | -45° | 0.175 |
| 3 | 0° | 90° | 45° | 0.175 |
| | 90° | 0° | -45° | 0.350 |
| | 0° | 90° | 45° | 0.175 |

| | \mathbf{A} | | 1 1 | 1 | | <i>,</i> . |
|----------|---------------|-----------|-------------|-----------|---------|------------|
| I ahla Z | _()rienfación | v esnesor | de subcanas | nara cada | tino de | esnecimen |
| | Orientation | j cspesor | uc subcapas | para caua | upo uc | especimen |

| Propiedades | Espécimen tipo 1 | | Espécimen tipo 2 | | Espécimen tipo 3 | |
|----------------------|------------------|---------|------------------|---------|------------------|--------|
| Mogénicos a tracción | Valor modio | CV | Valor | CV | Valor | CV |
| Mecanicas a tracción | valor medio | C. V. | medio | C. V. | medio | C. V. |
| Módulo de Young | 65170 MDa | 3.8 % | 66587 | 5.3 % | 14029 | 7.2 % |
| | 03179 MPa | | MPa | | MPa | |
| Coeficiente de | 0.0272 | 22 0 % | 0.0628 | 88 7 0/ | 0.8124 | 170/ |
| Poisson | 0.0372 | 23.0 /0 | 0.0028 | 00.2 /0 | 0.0124 | 4.7 70 |
| Resistencia última | 610.2 MPa | 11.5 % | 722.4 MPa | 8.8 % | 113.0 MPa | 4.6 % |
| Deformación última | 0.0238 | 18.2 % | 0.0262 | 12.8 % | 0.0314 | 17.4 % |

Tabla 3 – Resultados experimentales para cada tipo de espécimen

4.2 Simulación numérica con el modelo propuesto (TMSPA)

La implementación del presente modelo ha sido realizada en el código de elementos finitos COMET (Cervera et al, 2002), desarrollado conjuntamente por CIMNE y el Departamento de Resistencia de Materiales (Universidad Politécnica de Cataluña).

La simulación numérica se efectuó sobre una geometría 3D tomando los valores mecánicos de los materiales componentes y su morfología dentro del compuesto como entrada de datos.

Fibra y matriz, fueron modelados como materiales elástico y elasto-plástico, respectivamente.

En la Tabla 4 se indican los resultados obtenidos mediante la TMSPA para las propiedades elásticas globales de los diferentes tipos de laminados. Se observa un excelente ajuste con las propiedades obtenidas experimentalmente (Tabla 3).

| Propiedades Elásticas | Unidades | Espécimen tipo 1 & 2 | Espécimen tipo 3 | |
|-----------------------|----------|----------------------|------------------|--|
| Módulo de Young x | MPa | 65369 | 13136 | |
| Módulo de Young y | MPa | 65369 | 13136 | |
| Módulo de Young z | MPa | 9699 | 9699 | |
| Coef. de Poisson xy | - | 0.0342 | 0.8059 | |
| Coef. de Poisson xz | - | 0.4494 | 0.0903 | |
| Coef. de Poisson yz | - | 0.4494 | 0.0903 | |
| Coef. de Poisson yx | - | 0.0342 | 0.8059 | |
| Coef. de Poisson zx | - | 0.0667 | 0.0667 | |
| Coef. de Poisson zy | - | 0.0667 | 0.0667 | |
| Módulo cortante xy | MPa | 3637 | 31603 | |
| Módulo cortante xz | MPa | 3118 | 3118 | |
| Módulo cortante yz | MPa | 3118 | 3118 | |

Tabla 4 – Valores de propiedades elásticas obtenidos numéricamente



Fig. 4 – Curva tensión-deformación para especimenes tipo 1 y 2.

Las figuras 4 y 5, muestran curvas comparativas de resultados obtenidas numérica y experi-mentalmente para especimenes de tipo 1-2 y 3. Se pueden hacer las siguientes observaciones: La respuesta tensión-deformación de especimenes tipo1-2 es casi lineal (Fig. 4). Se puede apreciar un muy buen ajuste en el rango donde los datos experimentales se proveen. Gran diferencia se observa en la tensión y deformación última.

En el caso de especimenes tipo 3 se observa un fuerte comportamiento no lineal (Fig. 5). La correlación entre resultados experimentales y numéricos es suficientemente buena hasta una deformación del 0,5 %. La tensión última obtenida numéricamente es menos de un 7 % superior al valor experimental.



Fig. 5 – Curva tensión-deformación para especimenes tipo 3.

5. CONCLUSIONES

La Teoría de Mezclas Serie-Paralelo Avanzada, presentada en este artículo, permite captar el comportamiento complejo que se produce en los materiales compuestos cuando uno o más componentes entran en régimen no lineal. La estrategia de desacoplamiento de fases permite el uso, sin modificaciones, de algoritmos ya desarrollados por otros investigadores que mejor modelan el comportamiento de cada material componente.

Buena concordancia es alcanzada para parámetros elásticos globales al contrastar resultados simulados numéricamente con aquellos obtenidos experimentalmente de ensayos a tracción de laminados reforzados con fibras. Los autores continúan trabajando en el tema de resistencia y deformación última de rotura como así también en el caso de la fuerte no linealidad en el comportamiento del laminado de tipo 3. *Debonding*, desplazamiento relativo entre fibra y matriz, será incluido en la presente formulación.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda económica provista por el Ministerio de Educación, Cultura y Deporte mediante la beca FPU Nº AP2001-2666, y por la European Commission mediante Growth Project COMPASS (Contract G5RD-CT-2001-00575). Se agradecen también los resultados experimentales facilitados por ISD y fabricados por CFP (Composite Fibre Products, Stuttgart), como las sugerencias realizadas por la Prof. Bibiana Luccioni y Colin Skene.

REFERENCIAS

CAR E., OLLER S., OÑATE E. (2001). A large strain plasticity model for anisotropic materials – Composite material application. *International Journal of Plasticity*, 17, pp. 1437-1463.

CERVERA M., AGELET C. AND CHIUMENTI M. (2002). COMET: Coupled Mechanical and Thermal Analysis. Data input manual. *Technical Report CIMNE N° IT-308*. Barcelona, Spain.

GREEN A. AND NAGHDI P. (1965). A dynamical theory of interacting continua. *Journal Engineering Science*, 3 3-231.

NEAMTU L., OLLER S., OÑATE E. (1997). A generalized mixing theory Elasto-Damage-Plastic model for finite element analysis of composites. *Fifth International Conference on Computational Plasticity – COMPLAS V.* Ed. D. R. Owen, E. Oñate, E. Hinton. CIMNE, pp. 1214-1212. Barcelona.

OLLER S., BOTELLO S., MIQUEL J., AND OÑATE E. (1995). An anisotropic elastoplastic model based on an isotropic formulation. *Engineering Computation*, 12 (3), pp. 245-262.

OLLER S. AND OÑATE E. (1996). A Hygro-Thermo-Mechanical constitutive model for multiphase composite materials. *Int. J. Solids and Structures*. Vol.33, (20-22), 3179-3186.

OLLER S., OÑATE E., MIQUEL J., BOTELLO S. (1993). A finite element model for analysis of multiphase composite materials. In Miravete, A., *Ninth International Conferences on Composite Materials,* Woodhead Publishing Limited, Zaragoza, Spain ORTIZ M. AND POPOV E. (1982). A physical model for the inelasticity of concrete. *Proc. Roy. Soc. London*, A383, 101-125.

RASTELLINI F., OLLER S., SALOMON O., OÑATE E. (2003). Advanced serial-parallel mixing theory for composite materials analysis. Continuum basis and finite element applications. *Seventh International Conference on Computational Plasticity – COMPLAS VII.* Ed. E. Oñate and D. R. Owen. (en CD). ISBN: 84-95999-22-6 CIMNE, Barcelona.

TRUSDELL C. AND TOUPIN R. (1960). *The classical Field Theories*. Handbuch der Physik III/I. Springer Verlag, Berlin.

"Kinking" de grietas transversales de interfase entre fibra y matriz de materiales compuestos fibrosos

E. Correa, F. París, V. Mantič

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Universidad de Sevilla, España

RESUMEN

Los materiales compuestos fibrosos pueden fallar ante cargas transversales a la dirección de la fibra. Esta rotura se conoce como fallo de la matriz o fallo entre fibras y se caracteriza por la aparición de grietas en la interfase de las fibras y la matriz, que posteriormente coalescen dando lugar a macrofisuras en el material compuesto. El objetivo de este trabajo es el desarrollo de un modelo, empleando el Método de los Elementos de Contorno, con el fin de obtener información que permita explicar el mecanismo de aparición y propagación del daño antes mencionado. Para ello se analiza la configuración consistente en una celda de matriz en la que se encuentra embebida una única fibra que presenta un despegue parcial en la interfase con la matriz. Los resultados obtenidos muestran que ante carga uniaxial transversal a la dirección de las fibras los fenómenos más importantes aparecen para ángulos de despegue en la interfase fibra-matriz que se encuentran en el intervalo 60°-70°. Después de este intervalo el crecimiento de la grieta a lo largo de la interfase se produce en Modo II y tiene carácter estable, mientras que en el periodo anterior de crecimiento de la grieta su progresión se produce en modo mixto (dominado por el Modo II) y con carácter plausiblemente inestable. En este intervalo de 60°-70° del ángulo de despegue la dirección de máxima tensión circunferencial en el entorno del fondo de grieta es aproximadamente perpendicular a la carga aplicada. Puede concluirse también que, si una grieta correspondiente a un despegue en el intervalo mencionado abandona la interfase y penetra en la matriz, en esta situación: a) el crecimiento de la grieta a través de la matriz es inestable y en Modo I puro, b) el valor del índice de liberación de energía alcanza su máximo (en comparación con otros ángulos de despegue), y c) la energía liberada es mayor que la liberada en el caso de seguir la grieta propagándose por la interfase. Todo esto sugiere que es en este intervalo del ángulo de despegue donde se dan las condiciones más apropiadas para que se produzca el "kinking" de una grieta de interfase.

1. INTRODUCCIÓN

El mecanismo de fallo conocido como fallo de la matriz o fallo entre fibras puede describirse, particularmente ante cargas de tracción, por la aparición de grietas de interfase

entre la fibra y la matriz que ante ciertas condiciones cambian bruscamente de dirección, abandonando la interfase y penetrando en la matriz, de forma que la coalescencia de estas grietas de interfase da lugar a una macrofisura, ver Figura 1, que está asociada al fallo de la lámina bajo consideración. En este trabajo se empleará el término "kinking" para hacer referencia al cambio brusco en la dirección de propagación de las grietas de interfase.

El objetivo de este trabajo es estudiar las condiciones ante las que se generan las grietas de interfase y su "kinking" posterior. Para ello se desarrolla un modelo de Elementos de Contorno de una única fibra que presenta un despegue en la interfase. El modelo permite la separación de los labios de la grieta así como el contacto entre los mismos. De acuerdo al enfoque energético de la Mecánica de la Fractura se



emplea el índice de liberación de energía como Fig. 1 - Vista de la macrofisura, Gamstedt (1997)

2. EL MODELO

parámetro de estudio.

El análisis numérico se ha llevado a cabo con el Método de los Elementos de Contorno, París y Cañas (1997). El modelo básico, empleado en los apartados 3 y 4, se muestra en la Figura 2 y representa el caso de una grieta que crece a través de la interfase, configuración ya analizada por París et al (1996). El modelo permite el desarrollo de una zona de contacto (θ_d - θ_s en la Figura 2) entre las superficies despegadas de la fibra y de la matriz. Todos los contornos han sido modelados con elementos continuos lineales.

Para caracterizar el problema desde el punto de vista de la Mecánica de la Fractura se empleará el índice de liberación de energía cuando sea necesario. La expresión utilizada, para una grieta que se propaga desde un cierto ángulo α hasta $\alpha+\delta$ ($\delta<<\alpha$), es:

$$G_{\delta}(\alpha) = \lim_{\delta \to 0} \frac{1}{2\delta} \int_{\alpha}^{\alpha+\delta} \{ (\sigma_{rr})_{\alpha} (u_r)_{\alpha+\delta} + (\sigma_{r\theta})_{\alpha} (u_{\theta})_{\alpha+\delta} \} d\theta$$
(1)

Donde, σ_{rr} : tensión radial en la interfase, Pa

 $\sigma_{r\theta}$: tensión tangencial en la interfase, Pa

u_r: desplazamiento radial relativo de los labios de la grieta, m

 u_{θ} : desplazamiento tangencial relativo de los labios de la grieta, m

Cuando se quiere modelar la situación en la que el "kinking" se ha producido, apartado 5, el modelo básico se altera, Figura 3, de forma que quede representado el caso de una grieta que primero crece a lo largo de la interfase y luego progresa a través de la matriz. En la Figura 3 la parte correspondiente a la grieta de interfase se ha representado completamente separada. Esto ocurre cuando se comienza desde una cierta longitud de la grieta incipiente en la matriz. Cuando la grieta incipiente en la matriz es muy pequeña todavía existe contacto entre los labios de la parte de la grieta en la interfase, hecho que el modelo es capaz de detectar.



Fig. 2 – Modelo básico

Fig. 3 – Modelo con grieta de "kinking"

Cuando se calcula el índice de liberación de energía para la grieta incipiente en la matriz, apartado 5, se utiliza la misma aproximación descrita para el modelo básico, aunque transformando la Ecuación (1) para que se ajuste a la forma de la grieta incipiente en la matriz, que está modelada como una línea recta.

Los resultados han sido obtenidos para un sistema fibra de vidrio-matriz epoxy con las siguientes propiedades:

- v^{f} : Coeficiente de Poisson de la fibra=0.22
- v^m: Coeficiente de Poisson de la matriz=0.33
- G^f: Módulo de cizalladura de la fibra= 29x10⁹ Pa
- G^m: Módulo de cizalladura de la matriz= 1.05x10⁹ Pa

3. ANÁLISIS DE RESULTADOS PREVIOS

El "kinking" es considerado aquí como un fenómeno que tiene lugar una vez que la grieta ha crecido una cierta cantidad a través de la interfase. Por lo tanto, parece interesante estudiar primero la evolución de la grieta a lo largo de la interfase como un paso previo antes de llevar a cabo el estudio del "kinking".

París et al (2002) han estudiado el caso de una grieta de interfase que evoluciona ante cargas bidireccionales. Los resultados contenidos en dicho trabajo que afectan a la presente discusión, grieta de interfase ante tracción transversal a la dirección de las fibras, son revisados a continuación.

En la Figura 4 se presentan los resultados del índice de liberación de energía de una grieta que progresa a través de la interfase, cuya longitud es medida por el ángulo de despegue, siendo éste en realidad la mitad del verdadero ángulo de despegue ya que el modelo considerado, ver Figuras 2 y 3, presenta simetría horizontal. Los resultados que se

muestran en este apartado y en todo el trabajo se corresponden al caso sin fricción cuando existe zona de contacto. De la Figura 4 puede observarse que el índice de liberación de energía presenta un máximo alrededor de los 60°-70° coincidiendo con la aparición de una zona de contacto de tamaño finito, París et al (1996). Aún así el problema es más complicado debido a la presencia de modo mixto durante el intervalo de crecimiento inestable mencionado. Asimismo puede observarse cómo G_{II} domina frente a G_{I} a lo largo de todo el intervalo de despegues considerado (para ángulos mayores de 30° aunque el intervalo completo de ángulo de despegues se incluye en la Figura).

La forma de la curva sugiere la presencia de crecimiento inestable hasta el máximo de la curva, seguido de crecimiento estable para ángulos mayores. El cambio en el carácter del crecimiento de la grieta de inestable a estable en el entorno de los 60° del ángulo de despegue hace que esta zona sea favorable para la aparición de otro mecanismo de fallo. Esta idea además se ve apoyada por la evidencia experimental que muestra que la se situación dominante es que el "kinking" produzca alrededor de los 60°-70°, ver Figura 1.



Fig. 4 – G, G_I y G_{II} de la grieta de interfase

4. ESTADO TENSIONAL EN EL ENTORNO DEL FONDO DE GRIETA. SOLUCIÓN NUMÉRICA EMPLEANDO EL MEC.

La primera cuestión a aclarar utilizando el MEC es la búsqueda de la dirección preferente de "kinking". En este sentido podría pensarse que, si la grieta que crece a lo largo de la interfase cambiara su dirección de crecimiento para penetrar en la matriz, la dirección elegida podría ser aquélla en la que la tensión circunferencial (σ_{θ}) es máxima, ver Figura 5. Esta suposición está basada en el hecho de que el Modo I es, en general, la causa principal de propagación de las grietas y es precisamente en la dirección de máxima tensión circunferencial (σ_{θ}^{max}) donde el efecto de este modo es más dominante.

Por ello, lo primero que se va a llevar a cabo es la determinación de la dirección de σ_{θ}^{max} en el entorno del fondo de grieta correspondiente a un despegue para el cual se espera que se produzca el "kinking" de la grieta. Seguidamente este mismo estudio se extenderá a un rango de despegues entre la fibra y la matriz más amplio. Por lo tanto, el estudio numérico primero se realiza para un despegue de 70°, un Fig. 5 - Tensión circunferencial, ángulo en cuyo entorno el carácter de la propagación σ_{θ}



de la grieta pasa a ser estable, como se explicó

en el apartado 3. Debe notarse que, de acuerdo a la Figura 1, el "kinking" normalmente tiene lugar en la región que rodea a este ángulo y su dirección de comienzo esperada coincide con la dirección normal a la carga. En el contexto definido, el valor de σ_{θ} a lo largo de una circunferencia centrada en el fondo de grieta se calcula para diferentes ángulos de esta circunferencia, Figura 6, así como para diferentes radios de dicha circunferencia en el rango (3.45052x10⁻¹¹m, 1.16911x10⁻⁸m).

De los resultados mostrados en la Figura 6 es importante destacar que el máximo de la tensión circunferencial aparece, en el rango completo de radios, para un valor de la coordenada circunferencial alrededor de los 70°. Puede verse claramente que esta dirección se corresponde con la normal a la carga, y, además, que este resultado es independiente del radio en el rango estudiado.





Por lo tanto esto lleva a pensar que, si el "kinking" se produjera, no sólo comenzaría en la dirección normal a la carga sino que, una vez propagándose por la matriz, la grieta mantendría esta dirección al menos hasta una distancia equivalente al mayor de los radios considerados, R₉, mientras no existiera algún otro factor que perturbara su propagación.

Extendiendo el estudio llevado a cabo para el caso de 70° a un rango más amplio de despegues, aunque sólo para el radio R₁, toda vez que se ha demostrado que el radio no tiene influencia en la dirección de máxima tensión circunferencial, se obtienen los resultados mostrados en la Figura 7. En dicha Figura puede observarse perfectamente que la coordenada circunferencial correspondiente a σ_{θ}^{max} varía en un rango estrecho para los despegues



Fig. 7 – σ_{θ} para el rango θ_d =30°-90°

considerados, lo que significa que la coordenada circunferencial para la que σ_{θ} alcanza su máximo permanece aproximadamente constante. Además también puede observarse en la Figura que para cada despegue hay un intervalo considerable de valores de la coordenada circunferencial en el que los valores de σ_{θ} se encuentran bastante próximos al máximo, lo que puede llevar a pensar que los valores de σ_{θ} son insuficientes para predecir la dirección de "kinking" para ciertos despegues.







Como resumen de los resultados presentados se puede decir que la dirección de σ_{θ}^{max} permanece constante respecto a la dirección tangente a la fibra en el fondo de grieta, pero viaja con la grieta cuando cambia de posición en la interfase, como se representa en la Figura 8. Finalmente, algo interesante a destacar en los resultados es que σ_{θ} alcanza su máximo cuando la longitud de la grieta en la interfase se corresponde con valores del despegue entre 60 y 70°, como puede observarse en la Figura 9, donde se representa σ_{θ}^{max} para cada despegue. Además, de acuerdo con resultados previos, el valor σ_{θ}^{max} aparece en la dirección normal a la carga. Teniendo en mente lo acabado de exponer parece lógico pensar que el valor del despegue para el que se produce el "kinking", en la dirección normal a la carga, es de 60°-70°, entorno para el que se produce σ_{θ}^{max} .

5. ÍNDICE DE LIBERACIÓN DE ENERGÍA DE LA GRIETA INCIPIENTE EN LA MATRIZ

En el apartado anterior se ha analizado la dirección de máxima tensión circunferencial en el entorno del fondo de la grieta de interfase a fin de determinar la dirección en la cual la grieta supuestamente penetraría en la matriz, siempre que se dieran las causas apropiadas para que este hecho se produjera, de acuerdo con el criterio de máxima tensión circunferencial.

En este apartado se evalúa la posibilidad de que una grieta que progresa por la interfase penetre en la matriz y continúe su crecimiento a través de ella siguiendo la dirección preferente de "kinking" determinada en el apartado anterior. Para ello se estudia la evolución del índice de liberación de energía de la grieta que progresa por la matriz.

En primer lugar se estudia la energía liberada por la grieta que penetra en la matriz, en la dirección normal a la carga, para un despegue de 70°. Los resultados se muestran en la Figura 10, donde se representan los valores del índice de liberación de energía, así como de sus componentes asociadas, frente a la longitud de la grieta incipiente en la matriz.

Llama la atención la importante contribución del Modo I a la energía total, mientras que el Modo II es casi inexistente. Este resultado era esperable dada la posición completamente transversal de la dirección de la grieta incipiente en la matriz respecto a la carga. En lo que respecta a la evolución de la energía liberada puede observarse que ésta es creciente con la longitud de la grieta. Por lo tanto, teniendo en cuenta que el Modo I domina completamente, se puede concluir que se trata de una evolución inestable. En consecuencia, una vez que la grieta ha cambiado de dirección para propagarse por la matriz no necesitará de aumento adicional de la carga para continuar creciendo.

También puede observarse una cierta tendencia asintótica en el origen de la evolución de energía liberada. Parece claro de la Figura que el índice de liberación de energía no se anula cuando la longitud de la grieta incipiente en la matriz es muy pequeña. Por el contrario, G

tiende en el origen hacia un valor finito. Esta situación parece coherente con el hecho de que la longitud total de la grieta no es cero cuando lo es el tamaño de la grieta en la matriz. Además, y como se verá más tarde, este valor finito del índice de liberación de energía de la grieta incipiente en la matriz no tiene que coincidir necesariamente con el valor del índice de liberación de energía de la grieta de interfase.

Una vez estudiado el caso del despegue de 70° se investiga el comportamiento de los diferentes despegues a fin de evaluar la evolución de G de la grieta incipiente para distintos despegues. En todos los casos se ha observado el carácter creciente de G con la longitud de la grieta incipiente en la matriz. Los mínimos de estas curvas, es decir, los posibles valores asintóticos de la energía liberada por las grietas de "kinking" se representan en la Figura 11 frente al ángulo de despegue, de forma conjunta



Fig. 10 – G para la grieta de "kinking"



Fig. 11 – G de "kinking" para el rango θ_d =30°-90°

con sus componentes. La tendencia mostrada en al Figura 11 favorece la idea de que, si el "kinking" se produjera, ocurriría con mayor probabilidad para un despegue entre 60° y 70°.
Con el fin de tener más información sobre la posibilidad de la aparición del "kinking" es necesario (aunque no suficiente para concluir que el "kinking" aparezca ya que depende de los valore de G_c de la interfase fibra-matriz) comparar con la evolución de la energía para la grieta de interfase. La Figura 12 muestra esta comparación, donde también se incluyen los valores de G para el caso en el que la grieta incipiente en la matriz sigue la dirección de σ_{θ}^{max} .



En primer lugar hay que señalar que los dos casos de grietas incipientes en la matriz muestran una evoluciones coherentes entre ellas. Ambas coinciden para el caso de 70°, donde la dirección de máxima tensión circunferencial es normal a la carga. Las mayores discrepancias aparecen para ángulos pequeños donde, de acuerdo a la Figura 12, la dirección de máxima tensión circunferencial se encuentra bastante desviada de la dirección normal a la carga, de tal forma que el efecto del Modo I se hace menos patente. En lo que respecta a la comparación del índice de liberación de energía de la grieta incipiente en la matriz frente al de la grieta de interfase, se observa cómo claramente la energía liberada por la grieta incipiente en la matriz presenta valores bastante superiores a los de la grieta de interfase.

6. CONCLUSIONES

Los estudios micromecánicos realizados han permitido generar información acerca del "kinking" de las grietas de interfase ante carga transversal a la dirección de la fibra. Concretamente, las conclusiones obtenidas pueden resumirse en los siguientes puntos:

- En el crecimiento de la grieta a través de la interfase existe una zona, entre 60° y 70°, donde la evolución de la energía presenta un cambio de inestable a estable convirtiéndose, por tanto, en una zona propicia a cambios en el mecanismo de fallo, en este caso a que tenga lugar el "kinking" de la grieta de interfase.
- Estudiando la dirección preferente de "kinking", en base a σ_{θ}^{max} en el entorno de la grieta de interfase, se ha obtenido que la dirección de σ_{θ}^{max} se mantiene constante respecto a un sistema de referencia local que se encuentre en el fondo de grieta y que viaje con el ángulo de despegue a través de la interfase. Esto hace que en el entorno de 60°-70° dicha dirección de σ_{θ}^{max} coincide con la dirección normal a la carga.
- En lo que se refiere a la evolución de la grieta una vez que el "kinking" se ha producido se ha encontrado que los máximos valores de índice de liberación de energía se producen para ángulos de despegue entre 60°-70° con grieta de "kinking" vertical, siendo la evolución a través de la matriz inestable. Finalmente, cuando se compara este

valor de la energía de la grieta que progresa a través de la matriz con el que liberaría si continuara haciéndolo a través de la interfase, se observa que el primero es mayor (del orden de un 40%) respecto al segundo.

Todo esto hace suponer que en el intervalo de 60°-70° se producen la condiciones adecuadas para que la grieta de interfase cambie bruscamente de dirección y continúe creciendo a través de la matriz. Estas conclusiones se encuentran limitadas, lógicamente, por el papel de dos factores importantes: los valores relativos de Gc de la interfase y la matriz y el carácter simplificado del modelo empleado respecto al material compuesto real que se quiere estudiar.

REFERENCIAS

GAMSTEDT, K. (1997). Fatigue Damage Mechanism in Polymer Matrix Composites. Doctoral Thesis, *Lulea University of Technology*.

PARÍS, F., DEL CAÑO, J. C. y VARNA, J. (1996). The fiber-matrix interface crack. A numerical analysis using Boundary Elements. *Int. J. of Fracture*, 82(1), pp. 11-29.

PARÍS, F. y CAÑAS, J. (1997). Boundary Element Method. Fundamentals and Applications. Oxford, OUP.

PARÍS, F., CORREA, E. y CAÑAS, J. (2002). Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. *Composites Science and Technology*, 63(5), pp. 1041-1052.

Evaluación del índice de liberación de energía en grietas de delaminación en laminados 0/90 simétricos

F. París, V. Mantič

Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla, España

A. Blázquez

Centro de Enseñanzas Científicas y Técnicas, Universidad de Logroño, España

N. L. McCartney

National Physical Laboratory, Teddington, Reino Unido

RESUMEN

Este trabajo es una continuación del trabajo presentado en el Congreso Matcomp 2001 dedicado a la caracterización del estado tensional en el fondo de las grietas de delaminación en laminados 0/90 simétricos para diferentes longitudes de las mismas. El objetivo del trabajo que aquí se presenta es el análisis de la evolución del índice de liberación de energía G con la longitud de las grietas de delaminación situadas en la interfase entre las láminas a 90° y 0°. El estado del laminado considerado es de deformación plana generalizada con una deformación perpendicular al plano de estudio constante y correspondiente a la teoría de laminado sin considerar el daño en el laminado. Para la evaluación de G se utilizan los modelos del laminado realizados mediante el Método de los Elementos de Contorno. El estudio realizado predice la existencia de una zona muy pequeña de crecimiento estable de la grieta de delaminación a la que sigue un período de crecimiento inestable cuya extensión es muy poco dependiente del tamaño del espécimen lo que en caso de aparición de grietas pondría de manifiesto la presencia de un tamaño característico de grieta de delaminación.

1. INTRODUCCIÓN

Aunque los materiales compuestos fibrosos están indicados para situaciones en las que el estado tensional tenga una dirección preferente en la cual se colocan la mayor parte de las fibras del compuesto, resulta imprescindible situar alguna lámina con las fibras fuera del eje principal de tensiones y en particular con las fibras orientadas normalmente a dicha dirección. Estas láminas a 90° se fisuran a bajos niveles de carga alterando la contribución de la lámina a la resistencia y rigidez del laminado.

Existen numerosos estudios y modelos (ver por ejemplo Dvorak y Laws (1987) y Tan y Nuismer (1989)) para estimar la contribución a la rigidez del laminado de la lámina

fisurada. Se suele en estos modelos suponer que el daño consiste en una grieta transversal en la lámina a 90° que alcanza la interfase con la lámina a 0° .

En este trabajo, aceptando el daño anteriormente descrito, se pretende evaluar la aparición de grietas de delaminación asociadas al daño mencionado y su posible crecimiento en función de diferentes parámetros del problema bajo consideración. En la sección 2 se define el problema y el modelo que se hace del mismo basado en el Método de los Elementos de Contorno (MEC), analizándose en la sección 3 los resultados obtenidos.

2. DESCRIPCIÓN Y MODELIZACIÓN DEL PROBLEMA

El laminado genérico bajo consideración es un $[0_n, 90_m]_s$, sometido a carga de tracción tal y como se describe en la Figura 1a. El daño consiste en una grieta transversal completa en la lámina de 90° y en una grieta de delaminación de longitud variable. Debido a la simetría sólo un cuarto del problema requiere ser estudiado. Se hará mediante un modelo plano considerando la situación de deformación plana generalizada. Las dimensiones concretas del problema que se estudia en este trabajo se representan en la Figura 1b. El estudio tensional de este problema ya ha sido anteriormente presentado, París et al. (2001) y Mantič et al. (2002).



Fig. 1 - Configuración del problema: a) descripción del laminado y del daño, b) modelo estudiado y dimensiones

El método que se emplea es el de los Elementos de Contorno, París y Cañas (1997). La presencia de grietas requiere la posibilidad de modelar apertura y cierre de las mismas, imponiéndose las condiciones de contacto mediante un enfoque débil, Blázquez et al.

(1998). La naturaleza del problema hace que se trate de un problema de contacto conforme por lo que la carga es aplicada en un solo incremento una vez que mediante iteraciones se ha detectado la zona de contacto adecuada (sin tracciones en ella y sin interpenetraciones fuera de ella). Todos los resultados que se presentan corresponden al caso sin fricción.

La variable a calcular para estimar el crecimiento de la grieta de delaminación mediante la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal es la energía unitaria liberada, siendo su expresión:

$$G = \lim_{\delta \to 0} \frac{1}{2\delta} \int_{d}^{d+\delta} ((\sigma_x)_d (\Delta u_x)_{d+\delta} + (\sigma_{xy})_d (\Delta u_y)_{d+\delta}) dy$$
(1)

donde σ_x y σ_{xy} representan respectivamente la tensión normal y tangencial a lo largo de la interfase y Δu_x y Δu_y los correspondientes desplazamientos relativos de los labios de la grieta de delaminación.

El material que se considera es un material compuesto de fibra de carbono con resina epoxy modelado como un material homogéneo transversalmente isótropo de propiedades:

 E_{11} =45.6GPa, E_{22} = E_{33} =16.2GPa, v_{12} = v_{13} =0.278, v_{23} =0.4, G_{12} = G_{13} =5.83GPa, G_{23} =5.786 GPa, siendo la dirección 1 la dirección de la fibra.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En primer lugar se representa en la Figura 2 la evolución de la energía unitaria liberada por una grieta de delaminación a medida que su tamaño crece. Se representan los resultados obtenidos con un modelo de deformación plana generalizada (DPG), Blázquez et al. (2003) y con deformación plana (DP) a efectos de comparación. Los resultados son cualitativamente iguales y sólo difieren ligeramente en términos cuantitativos. En lo que sigue todos los resultados corresponderán a deformación plana generalizada que para una deformación nominal aplicada de ε_y =0.01 y para las propiedades del material considerado toma el valor ε_z =-0.001258, obtenido aplicando la teoría del laminado.

Se han representado los valores de las energías liberadas en modo I y II y puede observarse que excepto inicialmente, para longitudes pequeñas de delaminación, el resto del crecimiento estaría controlado por el modo II lo que es coherente con la orientación relativa de la fisura con respecto a la carga. No obstante, es significativo para la generación y progresión de la grieta de delaminación, el hecho de que para longitudes pequeñas el modo dominante sea el I, por el menor valor de la tenacidad a fractura de la interfase en modo I.

En todo caso, la evolución de la energía unitaria liberada con la longitud de la grieta de delaminación sugiere para el caso estudiado la presencia de un período estable de iniciación del crecimiento (dominado por el modo I). Este período es seguido por otro de

crecimiento inestable (hasta una longitud del 20% de L en la configuración estudiada) que sugeriría la presencia de grietas de delaminación de una cierta longitud característica para el caso estudiado. Finalmente aparece un período de crecimiento estable, coherente con el hecho de que la energía unitaria liberada debe tender a cero a medida que d tiende a L.



Fig. 2 - Valores del índice de liberación de energía G como función de d/L para las configuraciones de deformación plana y deformación plana generalizada

La evolución de *G* parece indicar que habría un valor asintótico al que tiende *G* cuando *d* tiende a cero (el valor mínimo de *d* en la gráfica anterior es d=0.001mm). Para discernir esta cuestión se hace aconsejable realizar un refinamiento aún mayor de la malla en el entorno de d=0 para poder considerar tamaños de grieta aún más pequeños. Así la Figura 3 representa los valores de *G* para grietas más pequeñas que las representadas en la Figura 2 observándose que el valor de *G* tiende en realidad a cero cuando lo hace *d*.

La explicación de este hecho requiere una generalización del reciente resultado presentado por Leblond y Mouro (1999) sobre el desarrollo asintótico del factor de intensificación de tensiones en una grieta iniciándose desde la punta de una esquina isótropa elástica reentrante con los labios libres. Consideremos aquí una esquina elástica (sin la presencia de una grieta incipiente en su vértice), anisótropa para dar carácter general y compuesta de varios materiales, siendo λ el mayor orden de singularidad de tensiones en el entorno del vértice (λ real y $0 < \lambda < 1$). Entonces, en torno al vértice de la esquina las tensiones son del orden de $\sigma_{ij}(r, \theta) \cong O(r^{-\lambda})$. Considerando ahora una grieta incipiente en el vértice de dicha esquina, el primer término asintótico del índice de liberación de energía de esa grieta G(d), basándose en el trabajo de Leblond y Mouro (1999), tiene la forma $G(d)\cong O(d^{1-2\lambda})$. En nuestro caso, considerando solamente la grieta transversal, sin la grieta de delaminación, el mayor órden de singularidad de tensiones es λ =0.4358 (París et al., 2001, Mantič et al., 2002). Por tanto se puede esperar que los valores de *G* para longitudes de *d* muy pequeñas van a ser del orden de $G(d) \cong O(d^{0.1284})$ y se van a acercar a cero para *d* disminuyendo a cero. Aplicando una regresión lineal a los valores de *G* en función de *d* obtenidos por el código del MEC y presentados en escala log-log se ha obtenido un exponente aproximadamente igual a 0.085 (véase la Figura 3) que está razonablemente de acuerdo con la predicción teórica, si tenemos en cuenta la discretización empleada para la escala en que está definido el problema.



Fig. 3 - Un detalle de la evolución de G para pequeñas longitudes de la grieta de delaminación d

A continuación, Figura 4, estudiamos la influencia de la longitud del espécimen en la evolución de la energía unitaria liberada con la longitud de la grieta de delaminación, repitiéndose a tal efecto la evolución representada en la Figura 2 para otros valores de L. Puede en primer lugar observarse que G aumenta con L para una determinada grieta de delaminación. Además puede observarse que para cada valor de d hay un valor asintótico de G, lo que por ejemplo permitiría comparar estos resultados con los obtenidos de modelos analíticos aplicables al caso de longitud infinita.

En segundo lugar puede comentarse que se mantienen los tres periodos de crecimiento estable-inestable-estable anteriormente mencionados. Lo que sucede es que a medida que L es mayor se encuentra un valor de G aproximadamente constante motivado por la existencia de una zona suficientemente alejada del extremo de la grieta transversal de la lámina a 90° por un lado y del extremo donde se está aplicando la carga por otro.



Fig. 4 - Comparación de los valores de G como función de la longitud de la grieta de delaminación d para diferentes longitudes del espécimen L

La evolución del carácter del crecimiento de la grieta puede también hacerse sobre una representación alternativa. Así, la Figura 5 representa la evolución de la tensión que hace falta aplicar para que la grieta se propague para un valor de la tenacidad a fractura de la interfase representativo (G_c = 0.3 KJ/m² en la figura), observándose las tres fases mencionadas anteriormente. La representación se aprovecha para ver la influencia que la presencia de la grieta de delaminación tiene en la rigidez del laminado, observándose que hay una caída significativa de dicha rigidez con la progresión de la grieta. Así, una grieta del 75% del valor de *L* provocaría una disminución del 37% de la rigidez sobre la existente suponiendo que la grieta transversal en la lámina a 90° ya se ha producido. Este hecho no era directamente intuible, por la rigidez relativa de las láminas de 0° y 90° y por la posición relativa de la grieta y la carga.

Finalmente, es interesante poner de manifiesto el tipo de relación existente entre la tensión efectiva aplicada σ_y y la energía unitaria liberada *G*. A tal efecto se representa en la Figura 6 el valor de G/σ_y^2 frente a la longitud *d* de la grieta de delaminación. De la figura puede claramente observarse que la relación funcional de *G* con σ_y es de la forma:

$$G = \sigma_v^2 F(d) \tag{2}$$

Una consecuencia inmediata de esta relación es su independencia de la longitud del espécimen. Así estos resultados podrían ser inmediatamente comparados con los analíticos obtenidos de un espécimen de longitud infinita.

4. CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio de la evolución del daño en la interfase de laminados simétricos 0/90. Se ha supuesto que la lámina a 90° se fisura completamente a través del espesor y transversalmente a la carga y se ha investigado el carácter del crecimiento de la grieta de delaminación que se puede originar a partir de ella.

Ante la situación considerada se ha comprobado que el crecimiento de la grieta es inicialmente estable en una distancia muy corta. A continuación se produce una zona de crecimiento inestable cuyo tamaño es casi independiente del tamaño del espécimen. Finalmente la grieta tiene una zona de crecimiento estable hasta el final. Si la longitud del espécimen es suficientemente grande se produce un gran intervalo de valores de la delaminación en que la energía unitaria liberada adopta un valor cuasi-constante.

Se ha puesto también de manifiesto cómo la presencia de grietas de delaminación en estos laminados puede reducir de forma significativa la rigidez del conjunto, lo que no era algo intuitivo debido a la baja rigidez de la lámina a 90° y a la orientación relativa de la fisura de delaminación con respecto a la carga.

Se hace preciso en todo caso investigar si la hipótesis de la que se ha partido en este estudio, y que es generalmente aceptada, de que las grietas transversales en las láminas a 90° ocupan toda la extensión de la lámina sin producir ningún daño en la interfase es una hipótesis adecuada. Su comprobación deberá hacerse desde un punto de vista numérico y experimental.



Fig. 5 - Un detalle de la evolución de G para pequeñas longitudes de la grieta de delaminación d



Fig. 6 - Comparación de los valores de G normalizados por la tensión efectiva aplicada como función de d para diferentes longitudes del espécimen L

AGRADECIMIENTOS

El estudio está financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología (Ref. 2000-1115).

REFERENCIAS

BLÁZQUEZ, A., PARÍS, F. y MANTIČ, V. (1998). BEM Solution of Two-Dimensional Contact Problems by Weak Application of Contact Conditions with Non-Conforming Discretizations. *Int. J. of Solids and Structures* 35(24), pp. 3259-3278.

BLÁZQUEZ, A., MANTIČ, V. y PARÍS, F. (2003). BEM Analysis of Contact Problems in Generalized Plane Strain State (to be submitted).

DVORAK, G.J. y LAWS, N. (1987). Analysis of Progressive Matrix Cracking in Composite Laminates II. First ply failure. *J. of Composite Materials* 21, pp. 309-329.

LEBLOND, J.-B. y MOURO, P. (1999). Crack Propagation from a Preexisting Flaw at a Notch Root. *C. R. Acad. Sci. Paris*, t. 327, Série IIb, pp. 581-587.

MANTIČ, V., BLÁZQUEZ, A., PARÍS, F. y N.L. McCARTNEY (2002). Analysis of Delamination Cracks in 0/90 Symmetric Laminates by BEM. *IABEM 2002 (CD), 28-30 May 2002*, ponencia, The University of Texas at Austin, USA.

PARÍS, F., BLÁZQUEZ, A., MANTIČ, V. y N.L. McCARTNEY (2001). Caracterización de Grietas de Delaminación en Laminados 0-90 Simétricos. *Materiales Compuestos 01*, 21-23 Noviembre 2001, ponencia, AEMAC, Gijón, pp. 241-248.

PARÍS, F. y CAÑAS, J. (1997). Boundary Element Method, OUP, Oxford.

TAN, S.C. y NUISMER R.J. (1989). A Theory for progressive matrix cracking in composite laminates. *J. of Composite Materials* 23, pp. 1029-1047.

Inestabilidades en materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio sometidos a cargas de compresión

J. Merodio

Departamento de Ingeniería Estructural y Mecánica, Universidad de Cantabria, España

RESUMEN

Los materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio se ha comprobado experimentalmente que fallan a compresión debido a ciertas inestabilidades de las fibras refuerzo. Dichas inestabilidades son: el doblaje de la fibra -fiber kinking- y la separación longitudinal de la fibra -fiber splitting. Este estudio analiza un modelo en la Mecánica de los Medios Continuos, en concreto en la Elasticidad elástica no-lineal, capaz de predecir y capturar dichas inestabilidades. El modelo considera que el comportamiento de las fibras refuerzo es el de penalizar deformación en la dirección de la fibra refuerzo tanto por cargas uniaxiales en la dirección de la fibra como por cargas a cortante en la dirección de la fibra. Dicho modelo se centra en materiales incompresibles y deformación plana. Las inestabilidades de doblaje de la fibra y separación longitudinal de la misma son capturadas por el modelo analizado bajo cargas de compresión.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio se ha comprobado experimentalmente que fallan a compresión debido a ciertas inestabilidades de las fibras refuerzo (Lee et al., 2000). Dichas inestabilidades son: el doblaje de la fibra -fiber kinkingy la separación longitudinal de la fibra -fiber splitting. Se ha observado que la mayoría de los materiales compuestos fallan a diferentes niveles de deformación. Dichos fallos dependen del compuesto e incluyen: el doblaje de la fibra, el despegue de la fibra, fallo de la matriz y fallo longitudinal de la fibra, entre otros (Fleck, 1997).

Este estudio analiza un modelo en la Mecánica de los Medios Continuos, en concreto en la Elasticidad elástica no-lineal, capaz de predecir y capturar las inestabilidades asociadas a las fibras refuerzo de vidrio bajo cargas de compresión: doblaje de la fibra y separación longitudinal de la misma. En la Elasticidad no-lineal, las ecuaciones constitutivas vienen dadas por funciones de energía que dependen de los invariantes de los tensores de deformación. El modelo que se analiza es el de una función de energía que consta de dos términos en analogía con los materiales compuestos: un término que caracteriza el comportamiento de la matriz y otro término que caracteriza el comportamiento de las

fibras refuerzo. El comportamiento de las fibras refuerzo es el de penalizar deformación en la dirección de la fibra refuerzo tanto si el material está sometido a cargas uniaxiales en la dirección de la fibra como si el material está sometido a cargas cortantes en la dirección de la fibra. Las inestabilidades de doblaje de la fibra y separación longitudinal de la misma son obtenidas por el modelo analizado bajo cargas de compresión. La pérdida de estabilidad se toma como un proceso de bifurcación local, i.e., aquel que hace referencia a lo que ocurre en una determinada zona del material una vez que ciertas condiciones críticas de carga o deformación se hayan alcanzado. La pérdida de elipticidad de las ecuaciones diferenciales que gobiernan el problema es una condición necesaria para la obtención de soluciones que simulan estas situaciones de fallos locales.

Los materiales composites o compuestos exhiben un comportamiento no-lineal durante su funcionamiento. Basados en dicha no-linealidad el comportamiento del composite se aproximará al de un material elástico no-lineal incompresible. Las ecuaciones diferenciales que rigen el problema son analizadas localmente mediante la condición por la cual las ecuaciones diferenciales pasan de ser elípticas a hiperbólicas. Dicha pérdida de elipticidad proporciona: la deformación a la que se produce la inestabilidad y la dirección de la superficie en el interior del material compuesto en la que se produce dicha inestabilidad. En este estudio se interpretará la dirección de la superficie que se obtiene de acuerdo a las inestabilidades de los materiales reforzados unidireccionalmente que se están analizando: separación longitudinal de la fibra y doblaje de la fibra. En la inestabilidad que se conoce como separación longitudinal de la fibra dicha superficie debe ser paralela a la dirección de la fibra. La inestabilidad que se conoce como doblaje de la fibra se asocia a superficies perpendiculares a la dirección de la fibra refuerzo. Ambas inestabilidades son capturadas si la fibra se encuentra comprimida (ver Figura 1).



FIBER KINKING y FIBER SPLITTING

Fig. 1 - Esquema de las superficies de inestabilidad que se generan en la separación longitudinal de la fibra y el doblaje de la fibra. En la separación longitudinal de la fibra, la superficie es paralela a la fibra refuerzo. En el doblaje de la fibra, la

superficie es perpendicular a la fibra. Ambas inestabilidades se asocian a deformaciones que producen contracción en la fibra refuerzo.

Este trabajo se divide de la siguiente forma. En la Sección 2, se desarrolla la ecuación constitutiva que modela el comportamiento de los materiales compuestos reforzados unidireccionalmente con fibra larga bajo estudio. La Sección 3 introduce la condición de elipticidad de las ecuaciones diferenciales que rigen el problema. La Sección 4 analiza dicha condición para la fibra refuerzo. Se captura el doblaje de la fibra y la separación longitudinal de la fibra cuando la fibra está comprimida. La Sección 5 generaliza dichos resultados para el material compuesto.

2. ECUACIÓN CONSTITUTIVA

En la Elasticidad no-lineal, las ecuaciones constitutivas vienen dadas por funciones de energía que dependen de los invariantes de los tensores de deformación. La función de energía más general de un material transversalmente isotrópico incompresible viene dada por (Spencer, 1972) W = W (I₁, I₂, I₄, I₅). Aquí, I₁e I₂ son los principales invariantes isotrópicos del Cauchy-Green tensor de deformación $\mathbf{C} = \mathbf{F}^{T} \mathbf{F}$, donde $\mathbf{F} = \frac{\partial \mathbf{y}}{\partial \mathbf{x}}$ es el gradiente de deformación en la región ocupada por el material en la configuración no deformada. Por tanto, \mathbf{x} es el vector de posición de una partícula en la configuración no deformada e \mathbf{y} es el vector de posición de una partícula en la configuración de Isotrópico. En general, si el vector unitario \mathbf{A} define la dirección de la fibra refuerzo, dichos invariantes son

$$I_4 = \mathbf{F} \mathbf{A} \bullet \mathbf{F} \mathbf{A} = \mathbf{A} \bullet \mathbf{C} \mathbf{A}$$
$$I_5 = \mathbf{C} \mathbf{A} \bullet \mathbf{C} \mathbf{A}$$
(1)

El modelo que se analiza es el de una función de energía que consta de dos términos en analogía con los materiales compuestos: un término que caracteriza el comportamiento de la matriz y otro término que caracteriza el comportamiento de las fibras refuerzo. El comportamiento de las fibras refuerzo es el de penalizar deformación en la dirección de la fibra refuerzo si en dicha dirección se produce un estado de carga con independencia de que la fibra sufra o no sufra un cambio en su longitud. Por eso mismo, se tomará como función de energía para las fibras refuerzo aquella que depende del llamado invariante I₅. La función de energía del material será

$$W = W_{iso} (I_1, I_2) + W_{fib} (I_5)$$

(2)

 $I_5 = 1$ define la configuración no deformada. Por dar un ejemplo, considérese que la fibra viene dada por la dirección x₁. Mediante la Ecuación (1) se obtiene que $I_5 = C_{11}^2 + C_{12}^2 + C_{13}^2$. Por tanto, el invariante I_5 , en este caso, registra cambios de longitud de la fibra mediante el indicadorn C_{11} y deformaciones cortantes mediante los indicadores C_{12} y C_{13} . Si $I_5 < 1$ la fibra está comprimida. Si $I_5 > 1$ la fibra puede estar comprimida o extendida. Este estudio se centra en valores de la fibra comprimida, luego $I_5 < 1$. La función de energía del material será considerada nula en la configuración no deformada. Por tanto es suficiente considerar que $W_{fib}(1) = 0$. Además, y con el fin de garantizar que la función de energía es positiva, se considerará que W_{fib} (I_5) es convexa en las proximidades de la configuración no deformada, i.e., cuando $I_5 = 1$.

3. ESTUDIO DE LAS INESTABILIDADES. CONDICIÓN DE ELIPTICIDAD

El objetivo de este trabajo es el de identificar las condiciones bajo las que las inestabilidades doblaje de la fibra y separación longitudinal de la fibra se puedan producir. Se restringe las deformaciones a deformaciones planas que contengan la fibra refuerzo, i.e., la componente de la fibra refuerzo fuera del plano de deformación es cero.

Para deformaciones planas, el campo de desplazamiento **u** es de la forma: $\mathbf{u} = \mathbf{y} - \mathbf{x} = u_1(x_1, x_2) \mathbf{i}_1 + u_2(x_1, x_2) \mathbf{i}_2$ por lo que $F_{13} = F_{23} = F_{31} = F_{32} = 0$, y $F_{33} = 1$. Por tanto, las componentes de $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \mathbf{F}$ satisfacen $C_{13} = C_{23} = 0$, y $C_{33} = 1$. De ahora en adelante, subíndices griegos toman los valores 1 y 2.

Las ecuaciones diferenciales de equilibrio para el campo de desplazamiento $\mathbf{u}(\mathbf{x})$ en un material homogéneo elástico e incompresible son (Zee y Sternberg, 1983)

$$C_{\alpha\beta,\gamma\delta} \ u_{\gamma,\delta\beta} - p_{,\beta} \ F_{\beta\alpha}^{-1} = 0$$
(3)

(4)

donde

$$C_{\alpha\beta,\gamma\delta} = \frac{\partial^2 W}{\partial F_{\gamma\delta} \partial F_{\alpha\beta}}$$

es el tensor elástico y p es la presión hidrostática resultante del carácter incompresible del material. Las ecuaciones diferenciales (3) son elípticas si y sólo si

$$\det \begin{bmatrix} \mathbf{H} & -\mathbf{n} \\ \mathbf{n}^{\mathrm{t}} & \mathbf{0} \end{bmatrix} \neq \mathbf{0}$$

donde

$$H_{\alpha\beta} = F_{\gamma\alpha} \quad Q_{\gamma\delta} \quad F_{\delta\beta} \tag{5}$$

у

$$\mathbf{Q}_{\alpha\gamma} = \mathbf{C}_{\alpha\beta,\gamma\delta} \left(\mathbf{F}(\mathbf{x}) \right) \, \mathbf{n}_{\beta} \, \mathbf{n}_{\delta},$$

para vectores unitarios en la configuración no deformada $\mathbf{n} = (n_1, n_2)$. Q es el llamado tensor acústico, es simétrico y 2x2. La condición de elipticidad se puede escribir finalmente como

$$H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2 \neq 0$$
(7)

La condición dada por la Ecuación (7) define el carácter elíptico de las ecuaciones diferenciales de la Ecuación (3). Si la Ecuación (7) no se satisface para una determinada deformación, entonces existe al menos un vector unitario \mathbf{n} que caracteriza una superficie de inestabilidad. En concreto, \mathbf{n} es perpendicular a dicha superficie de inestabilidad. La dirección de esta superficie de inestabilidad será interpretada de acuerdo a la Figura 1.

4. INFLUENCIA DE LA FIBRA REFUERZO

En este apartado el estudio se centra en la anisotropía del material compuesto, i.e., en la función W_{fib} (I₅). Es conveniente utilizar la notación W_{fib} (I₅) = G(I₅). El tensor **H** dado por la Ecuación (5) usando las Ecuaciones (4) y (6) son

$$\mathbf{H} = \mathbf{G}'(\mathbf{I}_5) \ 2 \ (2 \ \mathbf{C} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ + \mathbf{CA} \otimes \mathbf{Cn} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \mathbf{Cn} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) \\ + \mathbf{C} \ \mathbf{C} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A})^2) \ + \mathbf{G}''(\mathbf{I}_5) \ 4 \ (\mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA})^2 + \mathbf{CA} \otimes \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) \ + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA}) \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{A}) + \\ \mathbf{C} \bullet \mathbf{CA} \otimes \mathbf{CA} \ (\mathbf{n} \bullet \mathbf{CA})^2)$$

La complejidad de la Ecuación (8) no facilita un estudio general de la condición de elipticidad. Considerando carga uniaxial en la dirección de la fibra, i.e., $C_{12} = 0$, la condición de elipticidad dada por la Ecuación (7) usando la Ecuación (8) es

$$G'(I_5) (5 \ I_5^2 \ n_1^2 \ n_2^2 + I_5^2 \ n_2^2 - 2 \ I_5 \ n_1^2 \ n_2^2 + 2 \ I_5 \ n_1^4 + n_1^4) + 8 \ G''(I_5) (I_5^3 \ n_1^2 \ n_2^2) \neq 0.$$
(9)

Un análisis detallado de la Ecuación (9) permite obtener la siguiente conclusión. Una condición suficiente para la pérdida de elipticidad para cargas que generen $I_5 <1$ es G'(I_5) < 0. Las superficies de inestabilidad que se generan cumplen bien que $n_1=0$ o que $n_2=0$. Si $n_1=0$, dicha superficie es paralela a la fibra refuerzo en analogía con la separación longitudinal de la fibra –fiber splitting. Si $n_2=0$, dicha superficie es perpendicular a la fibra refuerzo en analogía con el doblaje de la fibra –fiber kinking. Estas inestabilidades quedan por tanto relacionadas al mecanismo de *fiber kinking y fiber splitting* en materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio (Lee et al., 2000).

(6)

(8)

5. INESTABILIDAD DEL MATERIAL COMPUESTO

En esta apartado el estudio se centra en la función de energía $W = W_{iso} (I_1, I_2) + W_{fib} (I_5)$. La condición dada por la Ecuación (7) se puede expresar como suma del efecto de la parte correspondiente a la base isotrópica , i.e., la matriz, y el efecto de la fibra. Dicha condición se puede escribir como

$$(H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2)_{\text{Wiso}} + \alpha (H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2)_{\text{Wfib}} = 0$$
(10)

La Ecuación (10) indica que no están acoplados las características de la base isotrópica y la fibra en el estudio de las inestabilidades de materiales transversalmente isotrópicos incompresibles. Por tanto, las conclusiones obtenidas en el apartado anterior que hacían referencia a la fibra son válidas para el comportamiento del compuesto si consideramos que la inestabilidad del compuesto está caracterizada por la existencia de la fibra. Dicha hipótesis equivaldría a considerar que la base isotrópica es elíptica.

6. CONCLUSIONES

Este estudio ha sido motivado por ciertas inestabilidades en materiales compuestos reforzados unidireccionalmente. En concreto por el doblaje de la fibra y la separación longitudinal de la fibra. Dichas inestabilidades se han modelado en el contexto de la Elasticidad No-Lineal bajo deformaciones planas. En estas circunstancias, ambas inestabilidades se han capturado cuando la fibra se encuentra comprimida.

REFERENCIAS

LEE, S.H., YERRAMALLI, C.S. Y WAAS, A.M. (2000) Compressive splitting response of glass-fiber reinforced unidirectional composites, *Composites Science and Technology* 60 2957-2966.

FLECK, N.A. (1997). Compressive failure of fibre composites. *Advances in Applied Mechanics* 33, 43-117.

SPENCER, A.J.M. (1972). *Deformations of Fiber-Reinforced Materials*. Oxford University Press.

ZEE, L. y STERNBERG, E. (1983). Ordinary and strong ellipticity in the equilibrium theory of incompressible hyperelastic solids. *Arch. Rat. Mech. Anal.* 83, 50-90.

Inestabilidades de la fibra refuerzo en materiales compuestos: doblaje de la fibra y despegue de la fibra

J. Merodio

Departamento de Ingeniería Estructural y Mecánica, Universidad de Cantabria, España **R. W. Ogden** Departamento de Matemáticas, Universidad de Glasgow, UK

RESUMEN

Se ha comprobado experimentalmente que ciertos materiales compuestos fallan debido a ciertas inestabilidades de las fibras refuerzo: doblaje de la fibra y despegue de la fibra. Este estudio analiza un modelo constitutivo en la Elasticidad elástica no-lineal capaz de predecir y capturar dichas inestabilidades. El fallo del material se asocia a la pérdida de elipticidad de las ecuaciones diferenciales que gobiernan el problema. Este trabajo se centra en materiales incompresibles y deformación plana. En estas circunstancias, el doblaje de la fibra se captura bajo cargas que generan compresión en la fibra mientras que el despegue de la fibra se captura bajo cargas que generan tracción en la fibra.

1. INTRODUCCIÓN

De entre los diferentes análisis que se realizan en materiales compuestos -en concreto en los materiales compuestos reforzados unidireccionalmente con fibra larga- uno de los más importantes hace referencia al estudio de su inestabilidad cuando están sometidos a cargas alineadas o casi alineadas con las direcciones principales del material. Se ha observado que la mayoría de estos sólidos falla a diferentes niveles de deformación produciendo una nueva y repentina – en muchos casos catastrófica - reagrupación estructural. Estos fallos incluyen: el doblaje de la fibra, el despegue de la fibra, fallo de la matriz y fallo longitudinal de la fibra, entre otros (Fleck, 1997). Esta pérdida de estabilidad se puede iniciar en las inestabilidades locales, que hacen referencia a lo que ocurre en una determinada zona del material una vez que ciertas condiciones críticas de carga o deformación se hayan alcanzado. La pérdida de elipticidad de las ecuaciones diferenciales que gobiernan el problema es una condición necesaria para la obtención de soluciones que simulan estas situaciones de fallos locales. La pérdida de estabilidad también se alcanza por una inestabilidad global, también llamada geométrica, asociada al denominado fallo por pandeo. Este tipo de fallo depende específicamente de las condiciones de contorno y la geometría de los elementos. Este trabajo abordará el estudio de las inestabilidades como fenómenos de fallo local y no geométrico.

Los materiales composites o compuestos exhiben un comportamiento no-lineal durante su funcionamiento. Basados en dicha no-linealidad el comportamiento del composite se aproximará al de un material elástico no-lineal incompresible. En la Teoría de la Elasticidad no-lineal existen dos aproximaciones o estrategias para formular el comportamiento ortotrópico del material dentro de la función energía que ejerce de ecuación constitutiva: la incorporación de tensores estructurales por medio de determinados invariantes, o, la incorporación de una configuración ficticia isotrópica relacionada mediante un mapa lineal con una configuración no deformada ortotrópica. En este trabajo se va a considerar la primera aproximación. El carácter ortotrópico del composite se definirá mediante invariantes, en concreto, mediante el invariante que se refiere únicamente a la rigidez de la fibra refuerzo y que se denomina I₄. Se considera por tanto que el comportamiento de las fibras refuerzo es el de penalizar deformación en la dirección de la misma únicamente si en dicha dirección se produce deformación, i.e., si la fibra sufre un cambio en su longitud. Las ecuaciones diferenciales que rigen el problema son analizadas localmente mediante la condición por la cual las ecuaciones diferenciales pasan de ser elípticas a hiperbólicas. Dicha pérdida de elipticidad proporciona: la deformación a la que se produce la inestabilidad y la dirección de la superficie en el interior del material compuesto en la que se produce dicha inestabilidad. En este estudio se interpretará la dirección de la superficie que se obtiene de acuerdo a las inestabilidades de los materiales reforzados unidireccionalmente que se están analizando: despegue de la fibra y doblaje de la fibra. En la inestabilidad que se conoce como despegue de la fibra, dicha superficie debe ser paralela a la dirección de la fibra. La inestabilidad que se conoce como doblaje de la fibra se asocia a superficies perpendiculares a la dirección de la fibra refuerzo. El doblaje de la fibra es capturado si la fibra está contraída mientras que el despegue de la fibra es capturado si la fibra está extendida (ver Figura 1).



Fig. 1 - Esquema de las superficies de inestabilidad que se generan en el despegue de la fibra y el doblaje de la fibra. En el despegue de la fibra, la superficie es paralela a la fibra refuerzo. En el doblaje de la fibra, la superficie es perpendicular a la fibra. El

despegue de la fibra se asocia a deformaciones que producen extensión en la fibra refuerzo. El doblaje de la fibra se asocia a deformaciones que producen contracción en la fibra refuerzo.

Este trabajo se divide de la siguiente forma. En la Sección 2, se desarrolla la ecuación constitutiva que modela el comportamiento de los materiales compuestos reforzados unidireccionalmente con fibra larga. La Sección 3 introduce la condición de elipticidad de las ecuaciones diferenciales que rigen el problema. La Sección 4 analiza dicha condición para la fibra refuerzo. Se captura el doblaje de la fibra cuando la fibra está comprimida y el despegue de la fibra cuando la misma está extendida. La Sección 5 generaliza dichos resultados para el material compuesto.

2. ECUACION CONSTITUTIVA

En la Elasticidad no-lineal, las ecuaciones constitutivas vienen dadas por funciones de energía que dependen de los invariantes de los tensores de deformación. La función de energía más general de un material transversalmente isotrópico incompresible viene dada por (Spencer, 1972) W = W (I₁, I₂, I₄, I₅). Aquí, I₁e I₂ son los principales invariantes isotrópicos del Cauchy-Green tensor de deformación $\mathbf{C} = \mathbf{F}^{T} \mathbf{F}$, donde $\mathbf{F} = \frac{\partial \mathbf{y}}{\partial \mathbf{x}}$ es el gradiente de deformación en la región ocupada por el material en la configuración no deformada. Por tanto, \mathbf{x} es el vector de posición de una partícula en la configuración no deformada e \mathbf{y} es el vector de posición de una partícula en la configuración de I₅ son los invariantes que dotan a la función de energía del carácter anisotrópico. En general, si el vector unitario \mathbf{A} define la dirección de la fibra refuerzo, dichos invariantes son

$$I_4 = \mathbf{F} \mathbf{A} \bullet \mathbf{F} \mathbf{A} = \mathbf{A} \bullet \mathbf{C} \mathbf{A}$$
$$I_5 = \mathbf{C} \mathbf{A} \bullet \mathbf{C} \mathbf{A}$$
(1)

El modelo que se analiza es el de una función de energía que consta de dos términos en analogía con los materiales compuestos: un término que caracteriza el comportamiento de la matriz y otro término que caracteriza el comportamiento de las fibras refuerzo. El comportamiento de las fibras refuerzo es el de penalizar deformación en la dirección de la fibra refuerzo si en dicha dirección se produce deformación, i.e., si la fibra sufre un cambio en su longitud. Por eso mismo, se tomará como función de energía para las fibras refuerzo aquella que depende del llamado invariante I₄. La función de energía del material será

$$W = W_{iso} (I_1, I_2) + W_{fib} (I_4)$$

(2)

 $I_4 = 1$ define la configuración no deformada. Si $I_4 < 1$ la fibra está comprimida. Si $I_4 > 1$ la fibra está extendida. La función de energía del material será considerada nula en la configuración no deformada. Por tanto es suficiente considerar que W_{fib} (1) = 0. Además, y con el fin de garantizar que la función de energía es positiva, se considerará que W_{fib} (I_4) es convexa en las proximidades de la configuración no deformada, i.e., cuando $I_4 = 1$.

3. ESTUDIO DE LAS INESTABILIDADES. CONDICIÓN DE ELIPTICIDAD

El objetivo de este trabajo es el de identificar las condiciones bajo las que las inestabilidades doblaje de la fibra y despegue de la fibra se puedan producir. Se restringe las deformaciones a deformaciones planas que contengan la fibra refuerzo, i.e., la componente de la fibra refuerzo fuera del plano de deformación es cero.

Para deformaciones planas, el campo de desplazamiento **u** es de la forma: $\mathbf{u} = \mathbf{y} - \mathbf{x} = u_1(x_1, x_2) \mathbf{i}_1 + u_2(x_1, x_2) \mathbf{i}_2$ por lo que $F_{13} = F_{23} = F_{31} = F_{32} = 0$, y $F_{33} = 1$. Por tanto, las componentes de $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \mathbf{F}$ satisfacen $C_{13} = C_{23} = 0$, y $C_{33} = 1$. De ahora en adelante, subíndices griegos toman los valores 1 y 2.

Las ecuaciones diferenciales de equilibrio para el campo de desplazamiento $\mathbf{u}(\mathbf{x})$ en un material homogéneo elástico e incompresible son (Zee y Sternberg, 1983)

$$C_{\alpha\beta,\gamma\delta} \ u_{\gamma,\delta\beta} - p_{,\beta} \ F_{\beta\alpha}^{-1} = 0$$
(3)

donde

$$C_{\alpha\beta,\gamma\delta} = \frac{\partial^2 W}{\partial F_{\gamma\delta} \partial F_{\alpha\beta}}$$
(4)

es el tensor elástico y p es la presión hidrostática resultante del carácter incompresible del material. Las ecuaciones diferenciales (3) son elípticas si y sólo si

$$\det \begin{bmatrix} \mathbf{H} & -\mathbf{n} \\ \mathbf{n}^{\mathrm{t}} & \mathbf{0} \end{bmatrix} \neq \mathbf{0}$$

donde

$$H_{\alpha\beta} = F_{\gamma\alpha} \quad Q_{\gamma\delta} \quad F_{\delta\beta} \tag{5}$$

у

$$Q_{\alpha\gamma} = C_{\alpha\beta,\gamma\delta} \left(\mathbf{F}(\mathbf{x}) \right) n_{\beta} n_{\delta}, \tag{6}$$

para vectores unitarios en la configuración no deformada $\mathbf{n} = (n_1, n_2)$. Q es el llamado tensor acústico, es simétrico y 2x2. La condición de elipticidad se puede escribir finalmente como

$$H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2 \neq 0$$
(7)

La condición dada por la Ecuación (7) define el carácter elíptico de las ecuaciones diferenciales de la Ecuación (3). Si la Ecuación (7) no se satisface para una determinada deformación, entonces existe al menos un vector unitario \mathbf{n} que caracteriza una superficie de inestabilidad. En concreto, \mathbf{n} es perpendicular a dicha superficie de inestabilidad. La dirección de esta superficie de inestabilidad será interpretada de acuerdo a la Figura 1.

4. INFLUENCIA DE LA FIBRA REFUERZO

En este apartado el estudio se centra en la anisotropía del material compuesto, i.e., en la función W_{fib} (I₄). Es conveniente utilizar la notación W_{fib} (I₄) = F(I₄). Las componentes del tensor **H** dadas por la Ecuación (5) usando las Ecuaciones (4) y (6) son

$$H_{\alpha\gamma} = [F'(I_4) (2 C_{\alpha\gamma}) + F''(I_4) (4 C_{\alpha\nu} C_{\epsilon\gamma} A_{\nu} A_{\epsilon})] A_{\beta} A_{\delta} n_{\beta} n_{\delta}.$$
(8)

La condición de elipticidad dada por la Ecuación (7) usando la Ecuación (8) es

$$[n_1, n_2] \{ [2 F'(I_4) + 4 F''(I_4) I_4] C^{-1} - 4 F''(I_4) D \} \begin{bmatrix} n_1 \\ n_2 \end{bmatrix} \neq 0.$$
(9)

donde

$$\mathbf{D} = \begin{bmatrix} \mathbf{A}_1^2 & -\mathbf{A}_1 \, \mathbf{A}_2 \\ -\mathbf{A}_1 \, \mathbf{A}_2 & \mathbf{A}_2^2 \end{bmatrix}$$

Un análisis detallado de la Ecuación (9) permite obtener las siguientes conclusiones:

- 1. El material F(I₄) es elíptico, y por tanto estable, si y sólo si F'(I₄) [F'(I₄) + 2 I₄ F''(I₄)] > 0.
- 2. Si la fibra está comprimida debido a una carga uniaxial en la dirección de la misma, la superficie de inestabilidad que se genera es perpendicular a la dirección de la fibra. Dicha condición no depende de la función F(I₄), i.e., se produce con independencia de la forma de la función F(I₄). La mima existencia de la fibra da lugar a dicha superficie de inestabilidad. La superficie de inestabilidad se identifica con el *doblaje de la fibra*.

- 3. Si la fibra está extendida debido a cualquier tipo de carga que dé lugar a extensión en la misma, la superficie de inestabilidad que se genera es paralela a la dirección de la fibra. Es condición necesaria que la función F(I₄) sea cóncava. La superficie de inestabilidad se identifica con el *despegue de la fibra*.
- 4. La superficie de inestabilidad no puede tener la dirección de la fibra.

5. INESTABILIDAD DEL MATERIAL COMPUESTO

En esta apartado el estudio se centra en la función de energía $W = W_{iso} (I_1, I_2) + W_{fib} (I_4)$. La condición dada por la Ecuación (7) se puede expresar como suma del efecto de la parte correspondiente a la base isotrópica , i.e., la matriz, y el efecto de la fibra. Dicha condición se puede escribir como

$$(H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2)_{\text{Wiso}} + \alpha (H_{11} n_2^2 - 2 H_{12} n_1 n_2 + H_{22} n_1^2)_{\text{Wfib}} = 0.$$
(10)

La Ecuación (10) indica que no están acoplados las características de la base isotrópica y la fibra en el estudio de las inestabilidades de materiales transversalmente isotrópicos incompresibles. Por tanto, las conclusiones obtenidas en el apartado anterior que hacían referencia a la fibra son válidas para el comportamiento del compuesto si consideramos que la inestabilidad del compuesto está caracterizada por la existencia de la fibra. Dicha hipótesis equivaldría a considerar que la base isotrópica es elíptica.

6. CONCLUSIONES

Este estudio ha sido motivado por ciertas inestabilidades en materiales compuestos reforzados unidireccionalmente. En concreto por el doblaje de la fibra y por el despegue de la fibra. Dichas inestabilidades se han modelado en el contexto de la Elasticidad No-Lineal bajo deformaciones planas. En estas circunstancias, el doblaje de la fibra se ha capturado cuando la fibra se encuentra comprimida mientras que el despegue de la fibra se ha capturado cuando la fibra se encuentra extendida.

REFERENCIAS

FLECK, N.A. (1997). Compressive failure of fibre composites. *Advances in Applied Mechanics* 33, 43-117.

SPENCER, A.J.M. (1972). *Deformations of Fiber-Reinforced Materials*. Oxford University Press.

ZEE, L. y STERNBERG, E. (1983). Ordinary and strong ellipticity in the equilibrium theory of incompressible hyperelastic solids. *Arch. Rat. Mech. Anal.* 83, 50-90.

Software destinado al cálculo de láminas unidireccionales en materiales compuestos

J. M. Aulí, F. Blanch

Departamento de Resistencia de Materiales, Universidad Politécnica de Cataluña, España

RESUMEN

Se ha diseñado un software pensado exclusivamente para el análisis tensional de una lámina unidireccional de material compuesto, paso previo que se requiere para el estudio de laminados. Posteriormente se ha programado incorporar diferentes Software que hacen referencia al estudio de la micro y macromecánica de laminados.

" Matcomp" el software que se presenta, tiene interés a nivel pedagógico dado que en el se han incorporado diferentes herramientas tales como Álgebra Matricial y Ayuda de Usuario, que facilitan la comprensión del Estudio de la Lámina Unidireccional de material compuesto.

1. CARACTERÍSTICAS DEL SOFTWARE

1.1 Entorno de Trabajo

Matcomp es un software diseñado para trabajar en entorno Windows.9x; como todo software que trabaja en estos entornos, dispone de una barra de menús y de una barra de herramientas que permiten acceder a todas las aplicaciones del programa tal como se puede apreciar en la Figura 1.

1.2 Lenguaje de Programación

El lenguaje utilizado para el desarrollo del software es Visual Basic 5, tanto para la parte gráfica como para la de cálculo. La aplicación de ayuda se desarrolló con lenguaje HTML y se compiló con HTML Help Workshop V.4.74 que fue el paso siguiente en los sistemas de ayuda en línea para aplicaciones de escritorio o páginas basadas en Internet o Intranet. Este sistema fue el que sustituyó al antiguo sistema de ayuda WinHelp.

1.3 Tipo de Programa

Matcomp es un programa cerrado, es decir se instala y se ejecuta en un entorno de un sistema operativo basado en Windows 9x.

1.4 Requisitos del Sistema

El programa requiere un IBM o un ordenador compatible con un sistema operativo basado en entorno Windows 9x y con el siguiente hardware recomendado:

- Procesador Pentium.
- 16 MB de memoria RAM.
- 9 MB de espacio libre en disco duro.
- Monitor en color con adaptador gráfico Súper VGA o VGA.
- Mouse compatible con Microsoft.
- Impresora soportada por Windows (opcional).

| 🔛 Ma | atComp (I | PFC Ferran Blanch | i Vilàs) | | | |
|-------|--------------------------|----------------------|-----------------------------|--------------------------|--------------------|---------------------------------------------|
| Arxiu | Matrius | Seleccionar Material | Transformacions | Gràfics - Criteris de Ru | ptura Ajuda | |
| * | = A ⁻¹ | × 🗉 S. | Q _L S Q LG LG | E E J J LG GL LG GL | 50 00 8 8 0 | TH TW ϵ_{G}^{2} σ_{G}^{2} R |

Fig. 1 – Barra de menús y de herramientas.

2. APLICACIONES DE MATCOMP

Matcomp se divide en tres bloques:

- Álgebra matricial
- Estudio de la lámina.
- Ayuda al usuario

Se incluye una parte dedicada al álgebra matricial porque es la base sobre la cual se sustentan los cálculos realizados. Las aplicaciones correspondientes a esta parte se detallan en la Tabla 1.

| Álgebra matricial | Creación de matrices | Resolución de sistemas |
|-------------------|-----------------------|----------------------------|
| Algeora matriciai | Inversión de matrices | Multiplicación de matrices |
| | | |

Tabla 1 – Aplicaciones correspondientes al álgebra matricial

La parte dedicada al estudio de la lámina comprende cuatro bloques detallados en la Tabla 2.

| Estudio de la lámina | Base de datos | Transformaciones |
|----------------------|------------------------|---------------------|
| | Representación gráfica | Criterios de rotura |

Tabla 2 – Aplicaciones del estudio de la lámina

La ayuda al usuario está dividida en tres bloques detallados en la Tabla 3.

| | Teoría álgebra matricial |
|------------------|------------------------------|
| Ayuda al usuario | Teoría lámina unidireccional |
| | Tutorial de la aplicación |

Tabla 3- Contenido de la ayuda al usuario

2.1 Base de datos

La base de datos presenta un cuadro de lista en el cual aparece un listado de diversos materiales para seleccionar de cara a estudiar su comportamiento y evolución frente a tensiones o deformaciones. Esta base de datos permite añadir nuevos materiales a los ya existentes. La aplicación correspondiente se muestra en la Figura 2.

| ACER.bs | Extergituted | Conficients de Poisson |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------|
| ASEPEN | La homomoti 3.65 | Page 0.3 Page 0.379 |
| AS-HDS.txt B4-N55.txt | Ex (a talant langbalant) | |
| COURE tot | Resistinging on MPa | Debanacions Missions |
| IMS-EP.ht KE-EP.ht | R la hacrót keytedesit | a la hacotó brighadnal) 0.0080 |
| 13-N52.6d | 1229 | Kite compared langhedrad: 0.008/4 |
| 101220 | Via hansid hannoodi (4) | a in based basesand |
| | Y'le-compensati bannyesuati 100 | y ja compared transmit |
| 100 | S (s talant brightenal) | a ha faller of her ghadrad |
| unger um Maximinal | | |
| bergit un Mutertal bergit un Mutertal bergit ein gescher ant bei berscheft fitgen fügen fisse bei autorial | n Schou nateral Bio Mannel | |
| III hengir un Matterfal hein ei quebes ant die bescherfeigung fürgen Nam del material Han III auf die Vanne en DPa | n: Schou naterial | Delanacian Minine |
| Hingir um Masterital hopis ein genden and tei canscheilitigen fürge Nam del material Han del saterial Mathat de Yaang en EPa Extoreptabli | n: Sel Incu material | Bulanaciana Minime Harvacet Irgitched |
| | es del loca material | Belanaciae Mintee sixteeti legided |
| | n: Sel I-ou naterial | Delamaciana Minister +(chascol brighted) -/ is cospensit brightedeal |
| | n: Sel hou naterial | Defamaciante Minister + (site scott bragitadea) |

Fig. 2 – Visualización base de datos

2.2 Transformaciones

Las diversas transformaciones que realiza Matcomp se detallan a continuación en la Tabla 4.

2.2.1 Matriz de flexibilidad local y matriz rigidez local

Transformación de las tensiones locales en deformaciones locales a través de la matriz de flexibilidad local y transformación de las deformaciones locales en tensiones locales a través de la matriz de rigidez. En la Figura 3 pueden verse las aplicaciones correspondientes a la matriz de flexibilidad y a la matriz de rigidez local.

| Aplicación | Transfor | mación |
|--------------------------------|------------------------------|----------------------------|
| Matriz de Flexibilidad Local | Tensión Local | Deformación Local |
| Matriz de Rigidez Local | Deformación Local | Tensión Local |
| Matriz de Flexibilidad Local- | Matriz de Flexibilidad Local | Matriz Flexibilidad Global |
| Global | | |
| Matriz de Flexibilidad Global | Tensión Global | Deformación Global |
| Matriz de Rigidez Local-Global | Matriz de Rigidez Local | Matriz de Rigidez Global |
| Matriz de Rigidez Global | Deformación Global | Tensión Global |
| Deformaciones | Deformación Local | Deformación Global |
| Deformaciones | Deformación Global | Deformación Local |
| Tensiones | Tensión Local | Tensión Global |
| | Tensión Global | Tensión Local |





Figura 3 – Matriz de flexibilidad local y matriz de rigidez local



Figura 4 – Matriz de flexibilidad local-global

2.2.2 Matriz de flexibilidad local-global y matriz de rigidez local-global

Transformación de la matriz de flexibilidad local en la matriz de flexibilidad global para un ángulo de orientación de lámina y transformación de la matriz de rigidez local en la matriz de rigidez global para un ángulo de orientación de lámina. En la Figura 4 puede verse la aplicación correspondiente a la matriz de flexibilidad local-global

2.2.3 Matriz de flexibilidad y rigidez global

Transformación de las tensiones globales en deformaciones globales a través de la matriz de flexibilidad global y transformación de las deformaciones globales en tensiones globales a partir de la matriz de rigidez global. Las aplicaciones son iguales que en la versión local pero aplicando las componentes globales de las matrices de flexibilidad y rigidez

2.2.4 Deformación local a global y tensión local a global

Transformación de las deformaciones locales en deformaciones globales a partir de un ángulo de orientación dado y transformación de las tensiones locales en tensiones globales a partir de un ángulo de orientación de lámina. La aplicación correspondiente a las deformaciones se muestra en la Figura 5.

| istensi escolit és COURE | |
|-----------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| tru de Trensformació Local-Global | |
| danias de Tienclometit | |
| Turnhemacio poetina | Inenhenauti regitine |
| | $ \begin{cases} \mathbf{g}_{0} \\ \mathbf{g}_{0} \\ \mathbf{g}_{0} \\ \mathbf{g}_{0} \end{cases} = \begin{bmatrix} \mathbf{m}^{1} & \mathbf{n}^{1} & -\mathbf{rm} \\ \mathbf{n}^{2} & \mathbf{m}^{2} & \mathbf{mn} \\ 2\mathbf{nm} & -2\mathbf{nm} & \mathbf{m}^{2} - \mathbf{n}^{2} \end{bmatrix} \mathbf{e} \begin{bmatrix} \mathbf{g}_{0} \\ \mathbf{g}_{0} \\ \mathbf{g}_{0} \end{bmatrix} $ $ (\mathcal{L})_{\mathrm{con}} = [T^{-}] \mathbf{e} (\mathcal{L})_{\mathrm{con}} $ |
| Cireix de Signes | Matriu de Trensformacio |
| | |
| dec de la literaria | Deformances Globela |
| Deformacione Localis | <i>B</i> ₁ |
| Es Angle d'assertació de taltare | Ca |
| <i>Er</i> 0 | P |
| £, | |
| Constant Constant Constant | Contraction Contraction |

Fig. 5 – Deformaciones locales en globales

2.2.5 Deformación global a local y tensión global a local

Transformación de las deformaciones globales en deformaciones locales a partir de un ángulo de orientación dado y transformación de las tensiones globales en tensiones locales a partir de un ángulo de orientación dado. Las aplicaciones correspondientes son las mismas que en el caso de las transformaciones de locales en globales.

2.3 Representación gráfica

Las representaciones gráficas muestran la evolución de diferentes parámetros en función del ángulo de orientación de la lámina. Los diferentes tipos de representaciones gráficas se muestran en la Tabla 5.

| | Matriz Flexibilidad Global |
|-----------------------------|-----------------------------------------------------|
| | |
| | Matriz Rigidez Global |
| | Deformaciones locales |
| Donrogontogión Crófigo | Deformaciones globales |
| Representación Granica | Tensiones locales |
| Vo | Tensiones globales |
| vs Angulo de orientación | Tsai-Hill en tensiones y deformaciones |
| de lámina | Tsai-Wu en tensiones y deformaciones |
| de familia | Parámetros de resistencia globales en deformaciones |
| | Parámetros de resistencia globales en tensiones |
| | Tsai-Hill, Tsai-Wu globales en deformaciones |
| | Tsai-Hill, Tsai-Wu globales en tensiones |

Tabla 5 – Representaciones gráficas

En la Figuras 6 pueden verse unos ejemplos de representaciones gráficas.



Fig. 6 - Deformaciones globales y tensiones globales Vs ángulo de orientación de lámina

2.4 Criterios de Rotura

El análisis de las tensiones y deformaciones aplicadas a la lámina, estudiadas bajo diferentes criterios de ruptura permiten conocer si una lámina falla o no. Matcomp dispone de diferentes aplicaciones de criterios de rotura, tanto referidos al sistema local como al sistema global. Estos criterios se detallan en la Tabla 6.

| | Máxima tensión |
|----------|----------------------------------------|
| | Máxima deformación |
| Locales | Tsai-Hill en tensiones y deformaciones |
| | Tsai-Wu en tensiones y deformaciones |
| | Relación de resistencias |
| Globales | Tsai-Hill y Tsai-Wu en tensiones |
| Giovales | Tsai-Hill y Tsai-Wu en deformaciones |

Tabla 6 – Criterios de rotura

Los diferentes criterios de ruptura pueden seleccionarse desde una ventana de la aplicación una vez calculadas las tensiones o las deformaciones como puede verse en la Figura 7.

| | - Contraction and the second second |
|---------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| CRITERI DE LA MÁXIMA DEFORMACIÓ | Criteris Guadritics Sistema Local TH CRITERI DE TSAI-HEL IN CRITERI DE TSAI-WU |
| Relació de Resistêncies | Sistema Glakal ESPAI DE TENSIONS ESPAI DE DEFORMACIONS |

Fig. 7 – Criterios de rotura

En la Figura 8 puede verse una aplicación de criterio lineal en coordenadas locales y en la Figura 9 puede verse una aplicación de criterio cuadrático en coordenadas globales.

| Canacteristiques mes | and the second |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| | caniques de la lamina |
| 8 1000 | Contraportitinetes |
| 1004 | * en la deformació longitudinal méxima a macció |
| Contraction of the local division of the loc | x is to deformant longituded waskest a comparated |
| Y 0.000 | y as le datemació sassversal reterre a satció |
| y otra | |
| 1.010 | A A R D M CHINGLO IN GRADIELING MICE & DREA |
| | -4' = 8. = 1 |
| | -s* < 8, < 3 -s ⁴ < 6, ≤ 5 -s < 6, < 5 |
| lat die femoiesme i defe | $-s^{2} < \pi_{x} < x$ $-s^{2} = 0, s \leq y$ $-s < \pi_{x} < s$ annuacions da la lânsina |
| tet de terroisere i defe Cetornecions L | $-s^{2} < \varepsilon_{n} < s$ $-s^{2} = \varepsilon_{n} < s$ annacciona da la lánsina Docis Tensione Locats en M ² /2 |
| tet de tensions i def Datornacions L Eg | $s^{*} < \pi_{*} < \pi$ $s^{*} = 6_{T} < y$ $s < \pi, < s$ annaccions de la lâmina $total$ $Tensons Loons en M2n$ $total$ $d'' g = 14421 er$ |
| lat de fensions i defe Dutorecions L Es Er | $s^{*} < \pi_{*} < \pi$ $s^{*} = 6_{T} < g$ $s < \pi_{*} < s$ assumptions do in limits Locals $Tensions Locals on M2/m G^{*} S^{*}G^{*} S^{*}S^{*}S^{*}G^{*} S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S^{*}S$ |

Fig. 8 – Criterio de la máxima deformación



Fig. 9 - Criterios cuadráticos globales en tensiones

2.5 Ayuda al usuario

El programa dispone de una amplia ayuda que nos informa desde la teoría de la lámina hasta un manual de funcionamiento del programa, los elementos que integran la ayuda se detallan en la Tabla 7.

| | Matrices |
|------------------------------------|-------------------------------------|
| Teoría de álgebra matricial | Inversión de una matriz |
| | Sistemas de ecuaciones |
| Taaría da la lémina unidiraccional | Análisis macromecánico de la lámina |
| | Criterios de rotura |
| Tutorial | |

Tabla 7 – Contenido de la ayuda

3. CONCLUSIONES

Como conclusión, debe resaltarse que Matcomp es una buena introducción al cálculo de laminados a partir de la mecánica de una lámina unidireccional.

Matcomp nos facilita el análisis tensional de una lámina unidireccional a partir de unas solicitaciones, por todo ello disponemos de una base de datos, transformaciones en ejes locales y globales, representaciones gráficas y criterios de rotura.

Matcomp va acompañado de herramientas tales como Álgebra matricial y Ayuda de Usuario, así pues nos tutoriza paso a paso.

REFERENCIAS

W.TSAI, S. (1992). Introduction to Composite Materials. Think composites
KAW, K.(1997) Mechanics of Composite Materials. CRC press LLC.
AULI, J.M. (2001). Cálculo de materiales compuestos. Departamento de Resistencia de Materiales ETSIIT.

Campo de desplazamientos de laminados unidireccionales sometidos a flexión oblicua

F. Mujika

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad del País Vasco/EHU, España I. Mondragón Departamento de Ingeniería Química y del Medio Ambiente, Universidad del País Vasco/EHU, España

RESUMEN

Utilizando el 2º teorema de Castigliano se calcula el campo de desplazamientos de un laminado sometido a flexión oblicua de 3 puntos bajo 2 hipótesis: en la primera, debido al acoplamiento flexión-torsión, la probeta se despega de los apoyos del útil de ensayo, quedando únicamente en contacto 2 puntos diagonalmente opuestos. En la 2ª hipótesis se supone que la probeta queda apoyada sólo en los 4 vértices correspondientes al contacto probeta-útil. En ambos casos se supone que la carga aplicada está concentrada en el centro de la probeta. Tras el cálculo del campo de desplazamientos, se pueden obtener las curvas de nivel correspondientes a la línea de apoyo y a la línea de aplicación de carga para contrastar las hipótesis sobre reacciones y carga aplicada anteriormente efectuadas. Se han realizado experimentos en 5 probetas de orientaciones de fibra diferentes, con 10 luces para cada probeta, observándose que el modelo teórico describe satisfactoriamente el campo de desplazamientos.

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo de flexión oblicua de 3 puntos fue tratado inicialmente utilizando la solución para una viga sometida a flexión pura (Whitney y Dauksys, 1970. Posteriormente, según la teoría clásica de vigas laminadas, Withney (1987) propuso una solución en la que consideraba despreciable el despegue de la probeta, limitándola a los casos en los que la relación luz-espesor fuese grande. En ninguno de los 2 casos mencionados se tienen en cuenta los momentos torsores que generan las dos reacciones diagonalmente opuestas cuando se produce despegue.

2. RELACIONES BÁSICAS

2.1 Relación entre solicitaciones y tensiones

En el caso de un laminado unidireccional según la teoría clásica de placas laminadas, las relaciones entres momentos por unidad de longitud y tensiones son (Mujika, 2002):

$$\begin{cases} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_s \end{cases} = z \frac{12}{h^3} \begin{cases} M_x \\ M_y \\ M_s \end{cases}$$
(1)

Donde σ_x y σ_y son tensiones normales y τ_s es la tensión cortante, todas ellas en el plano del laminado; M_x y M_y son los momentos flectores por unidad de longitud y M_s es el momento torsor por unidad de longitud. La relación entre fuerzas cortantes transversales y tensiones cortantes es:

$$\begin{cases} \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{cases} = \frac{6}{h^3} \left(\frac{h^2}{4} - z^2 \right) \begin{cases} Q_y \\ Q_z \end{cases}$$
(2)

Donde τ_{yz} y τ_{zx} son tensiones cortantes y Q_y y Q_z son fuerzas cortantes por unidad de longitud, todas ellas perpendiculares al plano del laminado.

2.2 Fuerzas cortantes y momentos flectores

La configuración de carga y su descomposición se describe en la Figura 1, para el caso en que se produce despegue entre la probeta y los apoyos.



Fig. 1 - Descomposición de cargas cuando se produce despegue: (a) carga aplicada y reacciones; (b) configuración simétrica; (c) configuración antisimétrica.

Suponiendo que los momentos flectores y las fuerzas cortantes por unidad de longitud están uniformemente distribuidos, los momentos flectores son:

$$M_{x} = \frac{P}{2b}x \qquad 0 < x < \frac{L}{2} \qquad 0 < y < b$$

$$M_{y} = \frac{P}{2L'}y \qquad \frac{L-L'}{2} < x < \frac{L+L'}{2} \qquad 0 < y < \frac{b}{2}$$
(3)

y las fuerzas cortantes:

$$Q_{x} = \frac{P}{2b} \qquad 0 < x < \frac{L}{2} \qquad 0 < y < b$$

$$Q_{y} = \frac{P}{2L'} \qquad \frac{L - L'}{2} < x < \frac{L + L'}{2} \qquad 0 < y < \frac{b}{2}$$
(4)

Para la configuración antisimétrica (Timoshenko y Krieger, 1959) se obtiene que los momentos torsores están uniformemente distribuidos, siendo su valor:

$$M_{xy} = M_{yx} = M_s = \frac{P}{8}$$
 $0 < x < L$ $0 < y < b$ (5)

3. ENERGÍA DE DEFORMACIÓN

3.1 Energía de deformación debida a la flexión-torsión

La energía de deformación por unidad de volumen debida a la flexión-torsión está relacionada con las tensiones en el plano del laminado siendo:

$$u_{M} = \frac{1}{2} \left(\sigma_{x} \varepsilon_{x} + \sigma_{y} \varepsilon_{y} + \gamma_{s} \tau_{s} \right)$$
(6)

Dividiendo la probeta en 4 zonas según los planos de simetría geometría (Figura 2), puede demostrarse que la energía de deformación es la misma para las 4 zonas.



Fig. 2 - Partes en que se divide la probeta para analizar el campo de desplazamientos.

Las 4 zonas se denominan como sus respectivos puntos extremos A, B, C y D. El volumen de la probeta que queda fuera de los apoyos no se considera en el cálculo del campo de desplazamientos y por lo tanto no ha sido incluido en la Figura 2. Escribiendo la Ecuación (6) en función de las tensiones y sustituyendo la relación entre momentos y tensiones de la Ecuación (1) se obtiene:

$$U_{M} = \frac{12}{h^{3}} \begin{bmatrix} 2S_{xx} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{x}^{2} dx dy + 2S_{yy} \int_{(L-L')/2}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{y}^{2} dx dy + \\ 2S_{ss} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{s}^{2} dx dy + 4S_{xy} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{x} M_{y} dx dy + \\ + 4S_{xs} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{x} M_{s} dx dy + 4S_{ys} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{y} M_{s} dx dy \end{bmatrix}$$
(7)

3.2 Energía de deformación debida al cortante

La energía de deformación por unidad de volumen debida al cortante es la siguiente:

$$u_{Q} = \frac{1}{2} \left(\tau_{yz} \gamma_{yz} + \tau_{zx} \gamma_{zx} \right)$$
(8)

Expresando las deformaciones en función de las tensiones y éstas en función de las fuerzas cortantes según la Ecuación (2), la energía de deformación debida al cortante es:

$$U_{Q} = \frac{6}{5h} \left(2S'_{44} \int_{(L-L')/2}^{L/2} \int_{0}^{b/2} Q_{y}^{2} dx dy + 2S'_{55} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} Q_{x}^{2} dx dy + 4S'_{45} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} Q_{y} Q_{x} dx dy \right) (9)$$

3.3 Campo de desplazamientos debido a la flexión-torsión

De acuerdo con las condiciones de simetría y de apoyo, puede demostrarse que el campo de desplazamientos satisface las condiciones de simetría central. Según el 2º teorema de Castigliano, el desplazamiento de un punto genérico de la probeta puede obtenerse derivando la energía de deformación respecto a la carga aplicada en ese punto.



Fig. 3 - Descomposición de cargas unitarias aplicadas en las zonas A y D de la probeta: (a) cargas unitarias; (b) configuración simétrica; (c) configuración antisimétrica.

Las derivadas de las solicitaciones son las solicitaciones obtenidas aplicando dos cargas unitarias en puntos que satisfacen las condiciones de simetría central y que por lo tanto tienen el mismo desplazamiento. La Figura 4 muestra las cargas unitarias aplicadas en las zonas A y D de la probeta. El desplazamiento obtenido es el doble del correspondiente a uno de los puntos y resulta:

$$2w_{M}(x,y) = \frac{12}{h^{3}} \begin{bmatrix} 4S_{xx} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{x} M'_{x} dx dy + 4S_{yy} \int_{(L-L')/2}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{y} M'_{y} dx dy \\ 4S_{ss} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} M_{s} M'_{s} dx dy \\ + 4S_{xy} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} (M'_{x} M_{y} + M_{x} M'_{y}) dx dy \\ + 4S_{xs} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} (M'_{x} M_{s} + M_{x} M'_{s}) dx dy \\ + 4S_{ys} \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{b/2} (M'_{y} M_{s} + M_{y} M'_{s}) dx dy \end{bmatrix}$$
(10)

Las derivadas de los momentos flectores son las mismas para las 4 zonas de la probeta:

$$M'_{x} = \frac{x}{b} \qquad 0 < x < x_{1} \qquad 0 < y < b$$

$$M'_{x} = \frac{x_{1}}{b} \qquad x_{1} < x < \frac{L}{2} \qquad 0 < y < b$$

$$M'_{y} = \frac{y}{L'} \qquad \frac{L - L'}{2} < x < \frac{L + L'}{2} \qquad 0 < y < y_{1}$$

$$M'_{y} = \frac{y_{1}}{L'} \qquad \frac{L - L'}{2} < x < \frac{L + L'}{2} \qquad y_{1} < y < \frac{b}{2}$$
(11)

Las derivadas de los momentos torsores en las zonas A y D se obtienen de la Figura 3 y son:

$$M'_{s} = \frac{1}{4} \begin{cases} 0 < x < x_{1} & 0 < y < b \\ x_{1} < x < \frac{L}{2} & 0 < y < y_{1} \end{cases}$$

$$M'_{s} = 0 \qquad x_{1} < x < \frac{L}{2} \qquad y_{1} < y < \frac{b}{2}$$
(12)

Cuando las cargas unitarias se aplican en puntos genéricos de las partes B y C, únicamente cambia la configuración antisimétrica respecto a las partes A y B de la Figura 3. Los nuevos momentos torsores obtenidos son:

$$M'_{s} = \frac{1}{4} \begin{cases} 0 < x < x_{1} & 0 < y < b \\ x_{1} < x < \frac{L}{2} & 0 < y < y_{1} \end{cases}$$

$$M'_{s} = \frac{1}{2} \qquad x_{1} < x < \frac{L}{2} \qquad y_{1} < y < \frac{b}{2}$$
(13)

Sustituyendo los momentos flectores y torsores de las Ecuaciones (3) y (5) así como las derivadas de las Ecuaciones (11) y (12) en la Ecuación (10) se obtienen los desplazamientos para cualquier punto de las zonas A y D según los sistemas de referencia adoptados en la Figura 2:

$$w_{MI}(x_{0}, y_{0}) = \frac{PL^{2}}{8c^{3}h^{3}} \begin{cases} 2S_{xx}\left(-4x_{0}^{3}+3x_{0}\right)c^{4}+3S_{xs}\left(2x_{0}+y_{0}-4x_{0}^{2}y_{0}\right)c^{3}+\\+\left[3S_{xs}\left(x_{0}+y_{0}-2x_{0}y_{0}\right)+6S_{xy}g\left(-x_{0}^{2}+x_{0}-y_{0}^{2}+y_{0}\right)\right]c^{2}+\\+3S_{ys}g\left(2y_{0}+x_{0}-4x_{0}y_{0}^{2}\right)c+2S_{yy}g\left(-4y_{0}^{3}+3y_{0}\right) \end{cases}$$
(14)
$$0 < x_{0} < \frac{1}{2} \qquad 0 < y_{0} < \frac{1}{2}$$

Donde : $x_0 = x/L$, $y_0 = y/L$; g = L/L'; c = L/b.

El proceso es análogo para las zonas B y C, cambiando únicamente las derivadas de los momentos torsores de la Ecuación (13). Para estas zonas se obtiene:

$$w_{M2}(x_{0}, y_{0}) = \frac{PL^{2}}{8c^{3}h^{3}} \begin{cases} 2S_{xx}\left(-4x_{0}^{3}+3x_{0}\right)c^{4}+\\ +3S_{xs}\left[l+2x_{0}-y_{0}+4x_{0}^{2}\left(y_{0}-l\right)\right]c^{3}+\\ +\left[\frac{3S_{ss}\left(l-x_{0}-y_{0}+2x_{0}y_{0}\right)+\\ -6S_{xy}g\left(-x_{0}^{2}+x_{0}-y_{0}^{2}+y_{0}\right)\right]c^{2}+\\ +3S_{ys}g\left[l+2y_{0}-x_{0}+4y_{0}^{2}\left(x_{0}-l\right)\right]c+\\ +2S_{yy}g\left(-4y_{0}^{3}+3y_{0}\right) \end{cases}$$
(15)
$$0 < x_{0} < \frac{l}{2} \qquad 0 < y_{0} < \frac{l}{2}$$

3.4 Campo de desplazamientos debido a las fuerzas cortantes

El desplazamiento debido a las fuerzas cortantes puede obtenerse aplicando el 2º teorema de Castigliano en la Ecuación (9) y teniendo en cuentas las consideraciones efectuadas para la flexión-torsión. Se obtiene:
Las derivadas de las fuerzas cortantes son las mismas para las 4 zonas y pueden obtenerse de la configuración simétrica de la Figura 3. El campo de deplazamientos debido al cortante para cualquiera de las 4 zonas en que se ha dividido la probeta es:

$$w_{Q}(x_{0}, y_{0}) = \frac{3P}{5hc} \left[S'_{44} gy_{0} + S'_{55} c^{2} x_{0} + S'_{45} gc(x_{0} + y_{0}) \right]$$
(17)

4. CAMPO DE DESPLAZAMIENTO SIN DESPEGUE

La Figura 4 muestra la configuración de carga y su descomposición.



Fig. 4 - Descomposición de cargas cuando no se produce despegue: (a) carga aplicada y reacciones; (b) configuración simétrica; (c) configuración antisimétrica.

La incógnita hiperestática X puede calcularse bajo la condición $\frac{\partial U}{\partial X} = 0$, obteniéndose:

$$X = \frac{P}{4} \left(I + \frac{S_{xs}}{S_{ss}} c + \frac{S_{ys}}{S_{ss}} \frac{b}{L'} \right)$$
(18)

En la Figura 4 se observa que cuando no se produce despegue únicamente varía la configuración antisimétrica respecto a la Figura 1. Por lo tanto, sólo varían los momentos torsores. La relación entre los momentos torsores de la configuración hiperestática (sin despegue) y de la isostática es la siguiente:

$$k = -\left(\frac{S_{xs}}{S_{ss}}c + \frac{S_{ys}}{S_{ss}}\frac{b}{L'}\right)$$
(19)

Las derivadas de las solicitaciones de los casos isostático e hiperestático son las mimas. El campo de desplazamientos de la configuración sin despegue puede obtenerse del campo de desplazamientos de la configuración con despegue multiplicando por el factor k los términos de las Ecuaciones (14) y (15) que contienen los momentos torsores M_s . Se obtiene para las zonas A y D:

$$w_{M1}(x_{0}, y_{0}) = \frac{PL^{2}}{8c^{3}h^{3}} \begin{cases} 2S_{xx}(-4x_{0}^{3} + 3x_{0})c^{4} \\ + 3S_{xs}(2kx_{0} + 2x_{0}^{2}(1-k) + y_{0} - 4x_{0}^{2}y_{0})c^{3} \\ + \begin{bmatrix} 3kS_{ss}(x_{0} + y_{0} - 2x_{0}y_{0}) + \\ 6S_{xy}g(-x_{0}^{2} + x_{0} - y_{0}^{2} + y_{0}) \end{bmatrix}c^{2} \\ + 3S_{ys}g(2ky_{0} + 2y_{0}^{2}(1-k) + x_{0} - 4x_{0}y_{0}^{2})c \\ 2S_{yy}g(-4y_{0}^{3} + 3y_{0}) \end{cases}$$
(20)

y para las zonas B y C:

$$w'_{M2}(x_{0}, y_{0}) = \frac{PL^{2}}{8c^{3}h^{3}} \begin{cases} 2S_{xx}(-4x_{0}^{3}+3x_{0})c^{4} + \\ +3S_{xx}[l+2kx_{0}-y_{0}-2x_{0}^{2}(l+k-2y_{0})]c^{3} + \\ +\left[\frac{3kS_{xx}(l-x_{0}-y_{0}+2x_{0}y_{0}) + \\ -6S_{xy}g(-x_{0}^{2}+x_{0}-y_{0}^{2}+y_{0})\right]c^{2} + \\ +3S_{yx}g[l+2ky_{0}-x_{0}-2y_{0}^{2}(l+k-2x_{0})]c + \\ +2S_{yy}g(-4y_{0}^{3}+3y_{0}) \end{cases}$$
(21)

Dado que la configuración simétrica de la Figura 4 es la misma en los casos isostático e hiperestático, los desplazamientos debidos al cortante son los mismos en ambos casos. El límite entre los casos isostático e hiperestático se produce cuando k=1. El campo de desplazamientos del caso con despegue de las ecuaciones (14) y (15) se puede expresar según las Ecuaciones (20) y (21) del caso sin despegue sustituyendo k = 1 en éstas.

5. ASPECTOS IMPORTANTES

Los campos de desplazamientos obtenidos están basados en hipótesis de distribución uniforme de momentos y fuerzas cortantes que satisfacen las condiciones de equilibrio excepto en las zonas de apoyo y de aplicación de carga. Los campos correspondientes a los casos isostático e hiperestático incluyen dos expresiones polinómicas cada uno. Puede comprobarse que los desplazamientos, sus derivadas y sus segundas derivadas tienen los mismos valores en las rectas correspondientes a los planos de simetría. Ello se debe a que el 2º teorema de Castigliano puede deducirse del teorema del trabajo virtual complementario y éste es equivalente a que las condiciones de compatibilidad sean satisfechas (Shames, 1985).

REFERENCIAS

MUJIKA, F., BERGLUND, L., VARNA, J. Y MONDRAGON I. (2002). 45° Flexure Test for Measurement of In-Plane Shear Modulus, *Journal of Composite Materials* 36, pp. 2313-2337.

SHAMES, I. H. y DYM, C. L. (1985). *Energy and Finite Element Methods in Structural Mechanics*, Taylor & Francis, Bristol, PA.

TIMOSHENKO, S. Y WOINOWSKY-KRIEGER, S. (1959). *Theory of Plates and Shells*. McGraw-Hill, Inc., New York.

WHITNEY, J. M. y DAUKSYS, R. J. (1970). Flexure Experiments on Off-Axis Composites. *Journal of Composite Materials* 4, pp. 135-137.

WHITNEY, J. M. (1987). *Structural Analysis of Laminated Anisotropic Plates*. Technomic Publishing Co., Inc., Lancaster, PA.

A third-order formulation for the analysis of composite beams with multiquadrics interpolation

A. J. M. Ferreira

Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal

ABSTRACT

The use of composite beams is common in many industries in particular in aeronautical and marine applications. The analysis of laminated composite beams is typically based on classical and shear deformation theories. In thick beams shear deformation theories are more adequate due to the relevance of transverse shear effects. In this paper it is proposed to use the Reddy's third-order shear deformation for beams. The solution of the boundaryvalue problem is based on the radial basis function multiquadric method. The combination of solution method based on unsymmetric collocation and then third-order deformation theory provides very accurate results for laminated composite beams.

1. INTRODUCTION

The use of laminated composite beams is common in advanced composite applications. Such beams are composed of a stack of layers of composite materials glued together to form a composite laminate. The possibility of forming thick laminates induces the analysis by shear deformation theories. First order shear deformation theories for laminated composite beams are equivalent to Timoshenko theory for isotropic beams. Third order theories are more adequate for thick laminates than first order theories as they do not need the correction of shear and appear to model deformation more adequately.

The analysis of composite beams has been traditionally performed by finite element methods where a local approximation of the governing equations is performed. In this paper a recent meshless approximation technique is used, based on radial basis functions (RBFs). This truly meshless technique is insensitive to spatial dimension and considers only a cloud of nodes (centers) for the spatial discretization of both the problem domain and the boundary. Other meshless methods have also been proposed. They may be classified as Smooth Particle Hidrodynamics (Randles et al. (1996), Belytchsko et al. (1996), Bonet et al. (2000)), Diffuse Element Method (Nayroles et al. 1992), Element Free Galerkin (Belytchsko et al. (1994), Ponthot and Belytchsko et al. (1998), William and Saigal (1999)), Reproducing Kernel Particle Method (Liu et al. (1995a), Liu et al. (1995b),

Liu and Jun (1998), Liew et al. (2002a), Liew et al. (2002b), Liew et al. (2002c)) and HP Clouds (Duarte and Oden (1996)).

The radial basis function method was first used by Hardy (1971, 1990) for the interpolation of geographical scattered data and later used by Kansa (1990a, 1990b) for the solution of partial differential equations (PDEs). Many other radial basis functions can be used as reviewed in the recent book of Liu (2003), namely Powell (1992), Coleman (1996), Sharan et al.(1997), Wendland (1998), among others.

The use of RBFs for 2-D solids has been proposed by Liu et al (1995a), 1995b), Liu and Jun (1998), and by Ferreira (2003a, 2003b) for composite plates and beams using first-order shear deformation theory and by Ferreira et al.(2003c) for composite plates using higher-order shear deformation theory.

This paper focus on the analysis of composite beams by the use of multiquadrics RBFs and a third-order shear deformation theory.

2. THE MULTIQUADRIC RADIAL BASIS FUNCTION METHOD

The multiquadric method relies on the Euclidian distance between nodes and in some cases on a shape parameter, user-defined and object of various discussion. The influence of such parameters not only defines the RBF but may also provide ill-conditioned problems with inadequate solutions.

The numerical solution of partial differential equations (PDEs) is traditionally dominated by finite element methods, finite volume methods or finite difference methods. All of these methods are based on local interpolation strategies and depend on a mesh for local approximation. In these methods although the function is continuous across meshes, its partial derivatives are not as can be seen in the finite lement books of Zienkiewicz (1991), Hughes (2000) and Bathe (1982).

In this paper it is proposed to use Kansa's unsymmetric collocation method as proposed by Kansa (1990a, 1990b). Consider a boundary-valued problem with a domain $x_1, x_2, ..., x_N \in \Omega \subset \Re^n$ and a linear elliptic partial differential equation of the form

$$Lu(x) = s(x) \subset \Re^n \tag{1}$$

$$Bu(x)_{|\partial \Omega} = f(x) \in \Re^n \tag{2}$$

where $\partial \Omega$ represents the boundary of the problem. We use points along the boundary $(\mathbf{x}_j, j = 1, ..., N_B)$ and in the interior $\mathbf{x}_j, j = N_B + 1, ..., N$. Let the RBF interpolant to the solution $u(\mathbf{x})$ be

$$s(\mathbf{x},c) = \sum_{j=1}^{N} \phi_j g(\|\mathbf{x} - \mathbf{x}_j, c\|)$$
(3)

Collocation with the boundary data at the boundary points and with PDE at the interior points leads to equations

$$Ls(\mathbf{x},c) = \sum_{j=1}^{N} \phi_j Lg(\|\mathbf{x}-\mathbf{x}_j,c\|) = \mathbf{\Phi}; Bs(\mathbf{x},c) = \sum_{j=1}^{N} \phi_j Bg(\|\mathbf{x}-\mathbf{x}_j,c\|) = \lambda \quad (4)$$

where $\lambda(\mathbf{x}), \Phi(\mathbf{x})$ are the prescribed values at the boundary nodes and the function values at the interior nodes, respectively. This corresponds to a system of equations with an unsymmetric coefficient matrix, which may be structured in matrix form as

$$\begin{bmatrix} B\mathbf{g} \\ L\mathbf{g} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \phi \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda \\ \mathbf{\Phi} \end{bmatrix}$$
(5)

The radial basis functions centered in \mathbf{x}_i are defined as

$$g_{j}(\mathbf{x}) \equiv g(\|\mathbf{x} - \mathbf{x}_{j}\|) \in \Re^{n}, j = 1,...,N$$
(6)

where $\|\mathbf{x} - \mathbf{x}_j\|$ is the Euclidian norm. In this paper we concentrate on multiquadrics in the uni-dimensional form of

$$g_{j}(\mathbf{x}) = \left(\left\| \mathbf{x} - \mathbf{x}_{j} \right\| + c^{2} \right)^{\frac{1}{2}}$$
(7)

where \mathbf{c} is a user-defined parameter. It has been shown that the unsymmetric coefficient matrix can become ill-conditioned or singular (Fasshauer (1997)).

3. ANALYSIS OF LAMINATED BEAMS USING A THIRD ORDER SHEAR DEFORMATION THEORY

3.1 Governing Equations

We consider a linear symmetric laminated beam under bending loads and the Reddy's third order shear deformation theory (TSDT) (Reddy (1997)). Under this approach, the governing equations can be established and boundary conditions can be specified in terms of resultants or displacements and rotations.

When applying the TSDT to beams, two degrees of freedom, w_0 and θ , are considered, respectively, the transverse displacement and the rotation about a normal to the middle surface of the beam. The displacement field is obtained as

$$u(x,z) = u_0(x) + z\theta(x) - \alpha z^3 \left(\theta + \frac{\partial w}{\partial x}\right)$$
(8)

$$v(x,z) = 0 \tag{9}$$

$$w(x,z) = w_0 \tag{10}$$

where $\alpha = \frac{4}{3h^2}$. In the remaining of the paper u_0 will discarded as we are interested only in symmetric laminates. The displacement field includes variation of transverse shear strains and stresses and vanishing of transverse shear stress on the top and bottom planes of the beam.

The nonzero linear strains associated with the displacement field (8) to (10) are (Ferreira et al. 2003c)

$$\varepsilon_{xx} = z\varepsilon_{xx}^{(1)} + z^3\varepsilon_{xx}^{(3)} \tag{11}$$

$$\gamma_{xz} = \gamma_{xz}^{(0)} + z^2 \gamma_{xz}^{(2)}$$
(12)

where

$$\mathcal{E}_{xx}^{(1)} = \frac{\partial \theta}{\partial x} \tag{13}$$

$$\varepsilon_{xx}^{(3)} = -\alpha \left(\frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \right)$$
(14)

$$\gamma_{xz}^{(0)} = \theta + \frac{\partial w_0}{\partial x} \tag{15}$$

$$\gamma_{xz}^{(2)} = \beta \left(\theta + \frac{\partial w_0}{\partial x} \right) \tag{16}$$

and $\beta = \frac{4}{h^2} = 3\alpha$.

Using the principle of virtual displacements, the equations of equilibrium of this theory (Reddy 1997) can be stated as

$$\frac{\partial \overline{Q}_x}{\partial x} + \alpha \frac{\partial^2 P_{xx}}{\partial x^2} + q = 0$$
(17)

$$\frac{\partial \overline{M}_{xx}}{\partial x} + \overline{Q}_x = 0 \tag{18}$$

where

$$\begin{cases} M_{xx} \\ P_{xx} \end{cases} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{cases} z \\ z^3 \end{cases} \sigma_{xx} dz$$
(19)

$$\begin{cases} Q_x \\ R_x \end{cases} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{cases} 1 \\ z^2 \end{cases} \tau_{xz} dz$$
(20)

$$\overline{M}_{xx} = M_{xx} - \alpha P_{xx}; \overline{Q}_x = Q_x - \beta R_x$$
(21)

and P_{xx} , R_x denote the higher-order stress resultants. In terms of the primary variables of the formulation, w_0 , $\frac{\partial w_0}{\partial x}$, θ , the equilibrium equations for a laminated composite beam under flexure loads can be expressed as

$$\left(A_{55} - \beta D_{55}\right) \left(\frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2}\right) + \alpha F_{11} \left(\frac{\partial^3 \theta}{\partial x^3} + \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4}\right) + q = 0$$
(22)

$$D_{11}\frac{\partial^2\theta}{\partial x^2} - \alpha F_{11}\left(\frac{\partial^2\theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3}\right) + \left(-A_{55} + \beta D_{55}\right)\left(\theta + \frac{\partial w_0}{\partial x}\right) = 0$$
(23)

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^{NL} \bar{Q}_{ij} \left(z_{k+1} - z_k \right)$$
(24)

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^{NL} \overline{Q}_{ij} \left(z_{k+1}^3 - z_k^3 \right)$$
(25)

$$F_{ij} = \frac{1}{5} \sum_{k=1}^{NL} \overline{Q}_{ij} \left(z_{k+1}^5 - z_k^5 \right)$$
(26)

and NL is the total number of laminate layers, z_{k+1}, z_k are the top and bottom z-coordinate of the k-th layer and \overline{Q}_{ij} are material stiffness components as described in Reddy's book (1997).

3.2 Boundary Conditions

In each discretization point, several boundary conditions can be imposed as obtained naturally from the virtual work principle after integration by parts. The most common are the simply-supported condition and the clamped condition. These are defined for each interpolation point with coordinate x_i as

a) simply-supported

$$w(x_i) = 0, \bar{M}_{rr} = 0$$
(27)

b) clamped

$$w(x_i) = 0, \theta = 0 \tag{28}$$

4. MULTIQUADRICS INTERPOLATION

4.1 Interpolation of Governing Equations

Applying multiquadrics method, the solution of the problem is dependent on the number of discretization points, N. Consider the vector of unknowns

$$\mathbf{a} = \left[\phi_1^w, \phi_2^w, \dots, \phi_N^w, \phi_1^\theta, \phi_2^\theta, \dots, \phi_N^\theta\right]^T$$
(29)

where, for each discretization point, **i**, ϕ_i^w relates to the transverse displacement, w_i , and ϕ_i^θ relates to the rotation, ϕ_i . Using the multiquadrics interpolation, the governing equations are now discretized as follows:

$$(A_{55} - \beta D_{55}) \sum_{j=1}^{N} \left(\phi_{j}^{\theta} \frac{\partial g_{j}}{\partial x} + \phi_{j}^{w} \frac{\partial g_{j}}{\partial x} \right) + \alpha F_{11} \sum_{j=1}^{N} \left(\phi_{j}^{\theta} \frac{\partial^{3} g_{j}}{\partial x^{3}} + \phi_{j}^{w} \frac{\partial^{4} g_{j}}{\partial x^{4}} \right) = -\hat{q} \quad (30)$$

$$(D_{11} - \alpha F_{11}) \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{\theta} \frac{\partial^{2} g_{j}}{\partial x^{2}} - \alpha F_{11} \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{\theta} \frac{\partial^{3} g_{j}}{\partial x^{3}} + (\beta D_{55} - A_{55}) \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{\theta} \left(g_{j} + \frac{\partial g_{j}}{\partial x} \right) = 0 \quad (31)$$

In the multiquadrics interpolation, the radial basis function is defined for one-dimensional problems as

$$g_{j} = \sqrt{\left(x - x_{j}\right)^{2} + c^{2}}$$
 (32)

The first and second derivative of the multiquadrics function are defined as

$$\frac{\partial g_j}{\partial x} = \left(x - x_j\right) \left(\left(x - x_j\right)^2 + c^2\right)^{-1/2}$$
(33)

$$\frac{\partial^2 g_j}{\partial x^2} = \left(\left(x - x_j \right)^2 + c^2 \right)^{-1/2} - \left(x - x_j \right)^2 \left(\left(x - x_j \right)^2 + c^2 \right)^{-3/2}$$
(34)

4.2 Interpolation of Boundary Conditions

The multiquadrics interpolation for simply-supported and clamped boundary conditions are as follows:

a) Simply-supported node

$$w(i) = 0 \to \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{w} g_{j} = 0$$
 (35)

$$\overline{M}_{xx} = 0 \rightarrow \left(D_{11} - \alpha F_{11}\right) \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{\theta} \frac{\partial g_{j}}{\partial x} - \alpha F_{11} \sum_{j=1}^{N} \phi_{j}^{w} \frac{\partial^{2} g_{j}}{\partial x^{2}} = 0$$
(36)

b) Clamped node

$$w(i) = 0 \longrightarrow \sum_{j=1}^{N} \phi_j^w g_j = 0$$
(37)

$$\theta(i) = 0 \longrightarrow \sum_{j=1}^{N} \phi_j^{\theta} g_j$$
(38)

5. NUMERICAL EXAMPLES

Isotropic, orthotropic and symmetric laminated composite beams under uniform bending loads are considered. Simply-supported and clamped conditions are studied. A regular grid

is used in all examples. The choice of $c = \frac{2}{\sqrt{N}}$ follows recommendations of Fasshauer (1997) in order to use a **c** parameter that remains insensitive to grid density. The choice of **c** and its effect on the quality of solution remains an open research topic. Recently Wang and Liu (2002) have studied the effect of such shape parameter in 2-D solids, proposing a range of values that should be used. The root-mean-square (RMS) error is presented in figures 1 and 2 for isotropic beams using multiquadrics. RMS error is calculated only for transverse displacement as

$$RMS = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^{N} \sqrt{\left(\frac{w_{\text{mod}el} - w_{exact}}{w_{exact}}\right)^2}$$
(39)

From these results it can be observed an exponential convergente to exact solution. In table 1 results of transverse displacement for orthotropic and symmetric laminated beams are compared with those presented in Reddy's recent book on Mechanics of Composite Laminates (1997). Results are presented for thin and thick laminates by variation of side/thickness ratio **a/h**. Results are normalized as

$$\overline{w} = \frac{100E_2h^3w_{\text{max}}}{qa^4} \tag{40}$$

Results for multiquadrics interpolation are quite good, particularly in orthotropic laminates.



Fig. 1 – Multiquadrics, isotropic beam, simply-supported, evolution of RMS with N



Fig. 2 – Multiquadrics, isotropic beam, clamped, evolution of RMS with N

| Laminate | | Simply- | | | Clamped | |
|-------------------|--------|----------|--------|-------|---------|-------|
| | | supporte | | | | |
| | | d | | | | |
| a/h | 100 | 50 | 10 | 100 | 50 | 10 |
| [0]n [Reddy] | 0.628 | 0.700 | 0.925 | 0.128 | 0.200 | 0.425 |
| [0]n [model] | 0.628 | 0.700 | 0.925 | 0.128 | 0.200 | 0.425 |
| [90]n [Reddy] | 15.633 | 15.813 | 16.375 | 3.132 | 3.312 | 3.875 |
| [90]n [model] | 15.624 | 15.814 | 16.373 | 3.132 | 3.312 | 3.875 |
| [45/-45]s [Reddy] | 8.947 | 9.049 | 9.371 | 1.793 | 1.895 | 2.217 |
| [45/-45]s [model] | 8.708 | 8.857 | 9.175 | 1.759 | 1.856 | 2.177 |

Table 1 – Model and Reddy (1997) results for thick laminated square plate (hn=h/n, $E_1 = 25E_2, G_{12} = G_{13} = 0.5E_2, G_{23} = 0.2E_2, v_{12} = 0.25$)

6. CONCLUSIONS

In this paper the multiquadrics radial basis function method and a third-order shear deformation theory were applied to the structural analysis of isotropic and symmetric laminated composite thick beams. Results were compared with existing solutions showing excellent performance. Results obtained using an unsymmetric colocation strategy gives very good agreement with available theories or previous results for shear-flexible beams. This method, based on radial basis functions has very large potential for the solution of structural problems, as a real meshless method, insensible to spatial dimension.

ACKNOWLEDGEMENTS

The financial support of the Portuguese Foundation for Science and Technology (Fundação para a Ciência e a Tecnologia), under various research grants is gratefully acknowledged.

REFERENCES

RANDLES, P. W. AND LIBERSKY, L. D. (1996), *Smoothed particle hydrodynamics: some recent improvements and applications*, Comp. Meth. in Appl. Mech. and Eng., Vol. 139, pp. 375-408

BELYTSCHKO, T., KRONGAUZ, Y., ORGAN, D., FLEMING, M. AND KRYSL, P. (1996), *Meshless methods: an overview and recent developments*, Comp. Meth. in Appl. Mech. and Eng., Vol. 139, pp. 3-47

BONET, J. AND KULASEGARAM, S. (2000), Correction and stabilization of smooth particle hydrodynamics methods with applications in metal forming simulations, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 47, pp. 1189-1214

NAYROLES, B. AND TOUZOT, G. AND VILLON, P. (1992), *Generalizing the finite element method: diffuse approximation and diffuse elements*, Comp. Mechanics, Vol. 10, pp. 307-318

BELYTSCHKO, T. AND LU, Y. Y. AND GU, L. (1994), *Element free Galerkin methods*, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 37, pp. 229-256

PONTHOT, J. P. AND BELYTSCHKO, T. (1998), *Arbitrary Lagrangian-Eulerian formulation for element-free galerkin method*, Comp. Meth. in Appl. Mech. and Eng., Vol. 152, pp. 19-46

WILLIAM, B. AND SAIGAL, S. (1999), *A three-dimensional element-free Galerkin elastic and elastoplastic formulation*, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 46, pp. 671-693

LIU, W. K. AND JUN, S. AND ZHANG, Y. F. (1995), *Reproducing kernel particle methods*, Int. J. Num. Meth. in Fluids, Vol. 20, pp. 1081-1106

LIU, W. K. AND JUN, S. AND LI, S. AND ADEE, J. AND BELYTSCHKO, T. (1995), *Reproducing kernel particle methods for structural dynamics*, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 38, pp. 1655-1679

LIU, W. K. AND JUN, S. (1998), *Multiple-scale reproducing kernel particle methods for large deformation problems*, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 41, pp. 1339-1362

DUARTE, C. A. AND ODEN (1996), J. T., *An hp adaptive method using clouds*, Comp. Meth. in Appl. Mech. and Eng., Vol. 139, pp. 237-262

HARDY, R. L. (1971), Multiquadric equations of topography and other irregular surfaces, Geophys. Res., Vol. 176, pp. 1905-1915

HARDY, R. L. (1990a), *Theory and applications of the multiquadric-biharmonic method:* 20 years of discovery, Computers Math. Applic., Vol. 19, No. 8/9, pp. 163-208

KANSA, E. J. (1990b), Multiquadrics- A scattered data approximation scheme with applications to computational fluid dynamics. I: Surface approximations and partial derivative estimates, Comput. Math. Appl., Vol. 19, No. 8/9, pp. 127-145

KANSA, E. J. (1990), Multiquadrics- A scattered data approximation scheme with applications to computational fluid dynamics. II: Solutions to parabolic, hyperbolic and elliptic partial differential equations, Comput. Math. Appl., Vol. 19, No. 8/9, pp. 147-161

LIU, G. R. (2003), Mesh Free Methods, CRC Press, Boca Raton, USA

POWELL, M. J. D. (1992), *The theory of radial basis function approximation in 1990*, Advances in Numerical Analysis, Light, F. W. (Editor), Oxford University Press, pp. 203-240

COLEMAN, C. J. (1996), On the use of radial basis functions in the solution of elliptic boundary value problems, Comput. Mech., Vol. 17, pp. 418-422

SHARAN, M., KANSA, E. J., GUPTA, S. (1997), *Application of the multiquadric method for numerical solution of elliptic partial differential equations*, Appl. Math. Comput., Vol. 84, pp. 275-302

WENDLAND, H. (1998), Error estimates for interpolation by compactly supported radial basis functions of minimal degree, J. Approx. Theory, Vol. 93, pp. 258-296

LIU, G. R. AND GU, Y. T. (2001), *A local radial point interpolation method (LRPIM) for free vibration analyses of 2-D solids*, Journal of Sound and Vibration, Vol. 246, No.1, pp. 29-46

LIU, G. R. AND WANG, J. G. (2002), *A point interpolation meshless method based on radial basis functions*, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 54, pp. 1623-1648

WANG, J. G. AND LIU, G. R. (2002), On the optimal shape parameters of radial basis functions used for 2-D meshless methods, Comp. Meth. in Appl. Mech. and Eng., Vol. 191, pp. 2611-2630

FERREIRA, A. J. M. (2003a), *A formulation of the multiquadric radial basis function method for the analysis of laminated composite plates*, Composite Structures, Vol. 59, pp. 385-392

FERREIRA, A. J. M. (2003b), *Thick composite beam analysis using a global meshless approximation based on radial basis functions*, in Press, Mechanics of Advanced Materials and Structures, Taylor & Francis

FERREIRA, A. J. M., ROQUE, C. M. C., MARTINS, P. A. L. S. (2003c), Analysis of composite plates using higher-order shear deformation theory and a finite point formulation based on the multiquadric radial basis function method, Composites-PartB: Engineering, 2003

ZIENKIEWICZ, O. C. (1991), The finite element method, McGraw-Hill

HUGHES, T. J. R. (2000), *The finite element method-Linear static and dynamic finite element analysis*, Dover Publications, New York

BATHE, K. J. (1982), *Finite element procedures in engineering analysis*, Prentice Hall. REDDY, J. N. (1997), *Mechanics of laminated composite plates*, CRC Press, New York

J. L. Pérez Aparicio

Departamento de Mecánica de Estructuras, Universidad de Granada, España L. Ripoll Departamento de Ingeniería Mecánica y de la Construcción Industrial, Universidad de Gerona, España

RESUMEN

En este trabajo se describen fórmulas analíticas y resultados para el cálculo de piezas cilíndricas de cualquier espesor hechas de materiales compuestos transversalmente isótropos. Partiendo de las ecuaciones de equilibrio en coordenadas cilíndricas y las habituales fórmulas cinemáticas y constitutivas para casos cuasi-estáticos se demuestra que varios fenómenos, como los debidos a presiones internas o externas, fuerzas centrífugas, tensiones residuales de curado, de absorción de humedad etc., en condiciones de tensión plana o deformación plana modificada pueden representarse con una formulación homogénea y similar.

Esta formulación generaliza permite una simplificación notable en los procesos de integración de las ecuaciones y de implementación de los resultados. Las ecuaciones correspondientes a otros fenómenos de interés pueden también estudiarse siguiendo la misma metodología.

Como aplicación de los resultados generados, se presentas resultados para volantes de inercia hechos de varios materiales compuestos con gran espesor.

1. INTRODUCCIÓN

Se trata de desarrollar fórmulas analíticas para el cálculo de tensiones deformaciones y desplazamientos en una pieza multicapa hecha de materiales compuestos. Estas expresiones no son nuevas para el caso centrífugo, se pueden encontrar en la literatura de principios del siglo XX, por ejemplo ver la recopilación de Lekhnistskii (1977), pero se presentan aquí de una forma condensada, y se demuestra que con una formulación coherente la deducción e implementación es similar para diversos fenómenos: efectos centrífugos, tensiones térmicas por curado no uniforme, absorción de humedad también no uniforme, estado cuasi-3D (intermedio entre tensión y deformación plana) y eventualmente



tensiones residuales por pretensión durante bobinado y efectos de aceleración angular.

Fig. 1 – Geometría

Aunque las ecuaciones son de aplicación general para laminados transversalmente isótropos con geometría axisimétrica, se particularizará para volantes de inercia, debido a su interés industrial y a que son piezas en las que los espesores son muy grandes. Debido a sus solicitaciones, la dirección de la fibra está en general en la dirección θ , por lo que los procedimientos de fabricación de enrollamiento continuo son especialmente adecuados.

2. ECUACIONES DE GOBIERNO

2.1 Ecuaciones Constitutivas

Como se ha comentado, las piezas cilíndricas rotatorias suelen ser unidireccionales (como mucho, con algunas capas cruzadas) por lo que no es necesario establecer las ecuaciones para simetrías anisótropas. Las ecuaciones constitutivas transversalmente isótropas referidas a tensiones no cortantes son

$$\begin{cases} \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_{r} \\ \varepsilon_{z} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\theta}} & -\frac{\nu_{\theta r}}{E_{r}} & -\frac{\nu_{\theta z}}{E_{z}} \\ -\frac{\nu_{r\theta}}{E_{\theta}} & \frac{1}{E_{r}} & -\frac{\nu_{rz}}{E_{z}} \\ -\frac{\nu_{z\theta}}{E_{\theta}} & -\frac{\nu_{zr}}{E_{r}} & \frac{1}{E_{z}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{\theta} \\ \sigma_{r} \\ \sigma_{z} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \alpha_{\theta} \\ \alpha_{r} \\ \alpha_{z} \end{bmatrix} \Delta T + \begin{bmatrix} \beta_{\theta} \\ \beta_{r} \\ \beta_{z} \end{bmatrix} c_{M}$$
(1)

en donde los subíndices r, θ , z indican las direcciones coordenadas polares, ΔT es la diferencia de temperaturas, c_M la concentración de humedad y α , β son los coeficientes de expansión térmica y absorción de humedad, respectivamente. De la Ec. (1) se deduce

$$\sigma_{z} = E_{z} \left(\frac{v_{z\theta}}{E_{\theta}} \sigma_{\theta} + \frac{v_{zr}}{E_{r}} \sigma_{r} + \varepsilon_{z} - \alpha_{z} \Delta T - \beta_{z} c_{M} \right)$$
(2)

Siendo los rotores en general piezas de pequeña o mediana longitud, es preciso adecuar las hipótesis simplificativas y tener en cuenta que la de Deformación Plana (correspondiente a piezas de mucha longitud) es geométricamente inadecuada y además produce resultados demasiados conservadores, al predecir tensiones axiales relativamente altas con respecto a la resistencia en esa dirección. En la Ec. (2) se puede multiplicar la tensión por una función que cuando tome los valores límites 0 y 1 forzará las condiciones de estado plano de tensión plana (TP) y de deformación axial constante (DAC) según Ripoll y Pérez (2003), es decir, $\varepsilon_z = \text{const.}$

La función será entonces dependiente del radio (aunque por simplicidad se considerará constante) y de la coordenada axial: $\varphi = \varphi(z)$. Consecuentemente

$$\sigma_z \to \varphi(z) \sigma_z \quad ; \qquad \varphi(z) = 1 - e^{-\varsigma \frac{z}{t}}$$
(3)

en donde *t* es la dimensión del rotor a lo largo del radio y el parámetro exponencial se calcula para que φ alcance el 98% del valor unidad en una distancia 2*t*. Es interesante comentar que tanto la hipótesis TP como la DAC producen resultados muy similares, la distribución de φ no es importante. Así, las dos primeras Ecs. (1) se transforman en

$$\begin{cases} \varepsilon_{\theta} = \left(\frac{1}{E_{\theta}} - \varphi \frac{v_{\theta z} v_{z \theta}}{E_{\theta}}\right) \sigma_{\theta} - \left(\frac{v_{\theta r}}{E_{r}} - \varphi \frac{v_{\theta z} v_{z r}}{E_{r}}\right) \sigma_{\theta} - v_{\theta z} \varphi \varepsilon_{z} \\ + \left(\alpha_{\theta} + v_{\theta z} \varphi \alpha_{z}\right) \Delta T + \left(\beta_{\theta} + v_{\theta z} \varphi \beta_{z}\right) c_{M} \\ \varepsilon_{r} = \left(\frac{v_{r \theta}}{E_{\theta}} - \varphi \frac{v_{r z} v_{z \theta}}{E_{\theta}}\right) \sigma_{\theta} - \left(\frac{1}{E_{r}} - \varphi \frac{v_{z r} v_{z r}}{E_{r}}\right) \sigma_{\theta} - v_{r z} \varphi \varepsilon_{z} \\ + \left(\alpha_{r} + v_{r z} \varphi \alpha_{z}\right) \Delta T + \left(\beta_{r} + v_{r z} \varphi \beta_{z}\right) c_{M} \end{cases}$$

$$(4)$$

De cara a posteriores desarrollos, es conveniente condensar estas expresiones. Definiendo

$$p = \frac{1 - \varphi v_{rz} v_{zr}}{E_r} \qquad s = \frac{1 - \varphi v_{\theta z} v_{\theta r}}{E_{\theta}}$$

$$q = \frac{v_{\theta r} + \varphi v_{\theta z} v_{zr}}{E_r} = \frac{v_{r\theta} - \varphi v_{rz} v_{z\theta}}{E_{\theta}}$$

$$\alpha_H = \alpha_{\theta} + v_{\theta z} \varphi \alpha_z \qquad \alpha_R = \alpha_r + v_{rz} \varphi \alpha_z$$

$$\beta_H = \beta_{\theta} + v_{\theta z} \varphi \beta_z \qquad \beta_R = \beta_r + v_{rz} \varphi \beta_z \qquad (5)$$

se obtiene

$$\begin{cases} \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_{r} \end{cases} = \begin{bmatrix} s & -q \\ -q & p \end{bmatrix} \begin{cases} \sigma_{\theta} \\ \sigma_{r} \end{cases} - \begin{cases} v_{\theta r} \\ v_{rz} \end{cases} \varphi \varepsilon_{z} + \begin{cases} \alpha_{H} \\ \alpha_{R} \end{cases} \Delta T + \begin{cases} \beta_{H} \\ \beta_{R} \end{cases} c_{M}$$
(6)

De estas expresiones se observa que cuando $\varphi = 0$ se recuperan las fórmulas de tensión plana. Por otra parte, las ecuaciones cinemáticas en deformación infinitesimal y coordenadas polares se escriben como:

$$\varepsilon_{\theta} = \frac{u}{r} \qquad ; \qquad \varepsilon_r = u_{,r}$$
(7)

en donde la coma denota derivación. Combinando (7) e invirtiendo (8) se obtiene

$$\begin{cases} \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_{r} \end{cases} = \frac{1}{p \, s - q^{2}} \begin{bmatrix} p & q \\ q & s \end{bmatrix} \begin{cases} \frac{u}{r} + v_{\theta r} \, \varphi \, \varepsilon_{z} - \alpha_{H} \, \Delta T - \beta_{H} \, c_{M} \\ u_{,r} + v_{rz} \, \varphi \, \varepsilon_{z} - \alpha_{R} \, \Delta T - \beta_{R} \, c_{M} \end{cases}$$
(8)

Si ahora se definen los parámetros combinados de propiedades de material

$$a = \sqrt{\frac{p}{s}}; \quad c = \frac{s}{ps - q^{2}}; \quad a^{2}c = \frac{p}{ps - q^{2}}$$

$$v_{H} = \frac{q}{p}; \quad v_{R} = \frac{q}{s}$$

$$n_{H} = v_{\theta z} + v_{H}v_{rz}; \quad n_{R} = v_{R}v_{\theta z} + v_{rz}$$

$$\alpha_{H} = \alpha_{H} + v_{H}\alpha_{R}; \quad \alpha_{R} = v_{R}\alpha_{H} + \alpha_{R}$$

$$\beta_{H} = \beta_{H} + v_{H}\beta_{R}; \quad \beta_{R} = v_{R}\beta_{H} + \beta_{R}$$
(9)

las tensiones de las Ec. (2) y (8) se pueden reescribir como:

$$\begin{cases} \sigma_{\theta} = a^{2}c \left[\frac{u}{r} + v_{H} u_{,r} + n_{H} \varphi \varepsilon_{z} - a_{H} \Delta T - b_{H} c_{M} \right] \\ \sigma_{r} = c \left[v_{R} \frac{u}{r} + u_{,r} + n_{R} \varphi \varepsilon_{z} - a_{R} \Delta T - b_{R} c_{M} \right] \\ \sigma_{z} = \varphi \left(v_{\theta z} \sigma_{\theta} + v_{rz} \sigma_{r} + E_{z} \varepsilon_{z} - \alpha_{z} \Delta T - \beta_{z} c_{M} \right) \end{cases}$$
(10)

Como se verá en otra ponencia (Ripoll y Pérez, 2003) es interesante para el cálculo relacionado con técnicas de curado el considerar variación no lineal de la temperatura. Se

asume entonces que la variación es logarítmica, entre la de curado interior T_i y exterior T_e y la final o ambiente T_f

$$\Delta T(r) = t_0 + t_1 \ln r$$

$$t_0 = T_f - T_i - \frac{T_e - T_i}{\ln r_e - \ln r_i} \ln r_i \quad ; \qquad t_1 = -\frac{T_e - T_i}{\ln r_e - \ln r_i}$$
(11)

Por el mismo motivo, en régimen permanente, la variación de concentración de humedad se considera lineal, entre la del radio interior $c_M(r_i)$ y la del exterior $c_M(r_e)$

$$c_M(r) = h_0 + h_1 r$$

$$h_0 = c_M(r_i) - \frac{c_M(r_e) - c_M(r_i)}{r_e - r_i} r_i \qquad ; \qquad h_1 = \frac{c_M(r_e) - c_M(r_i)}{r_e - r_i}$$
(12)



Fig. 2 - Distribución de Temperaturas y Humedades

2.2 Ecuaciones de Equilibrio

Para el caso de un rotor que gira a velocidad constante, debido a la simetría de carga y geometría todas las derivadas de la ecuación diferencial con respecto a θ son nulas. Entoces, la ecuación de equilibrio en coordenadas polares y bajo de fuerzas volumétricas centrífugas se escribe como

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{1}{r} (\sigma_r - \sigma_\theta) = -\rho \,\omega^2 r \tag{13}$$

Substituyendo en esta ecuación las (10) se obtiene el equilibrio en función de la variable básica (derivada cero) desplazamiento radial

$$u_{,rr} + \frac{1}{r}u_{,r} - \frac{a^2}{r^2}u = br + \frac{d + e_1 + g_1}{r} + e_2\frac{\ln r}{r} + g_2$$
(14)

con los siguientes parámetros:

$$b = -\frac{\rho \,\omega^2}{c} \qquad d = (a^2 n_H - n_R) \,\varphi \,\varepsilon_z$$

$$e_1 = (-a^2 a_H + a_R) \,t_0 + a_R \,t_1 \qquad e_2 = (-a^2 a_H + a_R) \,t_1 \qquad (15)$$

$$g_1 = (-a^2 b_H + b_R) \,h_0 \qquad g_2 = (-a^2 b_H + 2b_R) \,h_1$$

Nótese que en la Ec. (14) los términos a la derecha contienen a la incógnita u y sus derivadas. La única diferencia con la ecuación habitual para materiales isótropos es el numerador a^2 , que representa la anisotropía del material (ver Ecs. (9), (5)). Por ejemplo en un estado plano de tensión es la relación entre los módulos elásticos en la dirección θ y en la r, es decir, aproximadamente entre las rigideces de la fibra y la matriz. Por otra parte, los términos de la izquierda son los datos relacionados con la fuerza centrífuga (b, directamente proporcional a r), con la deformación axial (d, constante en r por hipótesis simplificativa, variable en z). Los términos e_1 y e_2 están claramente relacionados con la distribución de temperaturas, mientras que los g_1 y g_2 con el contenido higrotérmico.

3. RESOLUCIÓN MODELO MULTICAPA (LAMINADO)

La ecuación diferencial ordinaria (14) es integrable con el cambio de variable

$$\begin{cases} u = y(r^{-a} + r^{a}) \\ y_{,r} = z \end{cases}$$
(16)

y posterior resolución de diferentes integrales por partes, para los términos función de r, de l/r, de $\ln r/r$ y constantes. De esta forma se consigue el resultado

$$u = A \frac{1}{r^{a}} + B r^{a} + \frac{b}{9 - a^{2}} r^{3} + \left(\frac{d + e_{1} + g_{1}}{1 - a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1 - a^{2})^{2}}\right) r + \frac{g_{2}}{4 - a^{2}} r^{2} + \frac{e_{2}}{1 - a^{2}} r \ln r$$
(17)

Las constantes de integración A y B (2 por cada lámina) deben hallarse con un sistema de ecuaciones que satisfaga las condiciones de contorno. Estas serán la continuidad de desplazamiento (17) y tensiones radiales (10) en las intercaras del laminado (2*n*-1 ecuaciones) así como las 2 correspondientes al radio interior y exterior, es decir un sistema de 2nx2n ecuaciones e incógnitas para n capas. Debido a la naturaleza rotatoria de la pieza, se asume que el exterior siempre estará libre y el interior libre o fijo.

$$\begin{cases} \sigma_r^n(r_n) = 0 \quad ; \qquad \sigma_r^1(r_0) = \frac{k_r}{2\pi r_0} u^1(r_0) \\ \sigma_r^{i+1}(r_i) = \sigma_r^i(r_i) \quad ; \qquad u^{i+1}(r_i) = u^i(r_i) \quad ; \qquad i = 1, \dots, n-1 \end{cases}$$
(18)

donde k_r es la rigidez radial del soporte del rotor. Para los casos límites de un soporte muy flexible $k_r \rightarrow 0$ y $\sigma_r^{-1}(r_0) = 0$, y de uno muy rígido $k_r \rightarrow \infty$ y $u^1(r_0) = 0$. Las situaciones reales estarán entre las anteriores, aunque para volantes de alto precio (Post y Post, 1973) los diseños tienden a deformación libre radial para minimizar las tensiones en esa dirección en el radio interior. Para otros casos, por ejemplo pretensado por tensión en el hilo de bobinado, se pueden introducir una presión negativa estáticamente equivalente en el radio exterior. Por substitución de (17) en las ecuaciones constitutivas (10) se obtienen las tensiones

$$\sigma_{\theta}(r) = a^{2}c \left\{ (1 - av_{H})A\frac{1}{r^{a+1}} + (1 + av_{H})Br^{a-1} + \frac{1 + 3v_{H}}{9 - a^{2}}br^{2} - a_{H}t_{0} \right.$$

$$-b_{H}h_{0} + (1 + v_{H})\left(\frac{d + e_{1} + g_{1}}{1 - a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1 - a^{2})^{2}}\right) + v_{H}\frac{e_{2}}{1 - a^{2}} + n_{H}\varphi\varepsilon_{z}$$

$$+ \left[(1 + 2v_{H})\frac{g_{2}}{4 - a^{2}} - b_{H}h_{1}\right]r + \left[(1 + v_{H})\frac{e_{2}}{1 - a^{2}} - a_{H}t_{1}\right]\ln r \right\}$$

$$\sigma_{r}(r) = c \left\{ (v_{R} - a)A\frac{1}{r^{a+1}} + (v_{R} + a)Br^{a-1} + \frac{v_{R} + 3}{9 - a^{2}}br^{2} - a_{R}t_{0} \right\}$$
(19)

$$-b_{R}h_{0} + (v_{R}+1)\left(\frac{d+e_{1}+g_{1}}{1-a^{2}} - \frac{2e_{2}}{(1-a^{2})^{2}}\right) + \frac{e_{2}}{1-a^{2}} + n_{R}\varphi\varepsilon_{z}$$
$$+ \left[(v_{R}+2)\frac{g_{2}}{4-a^{2}} - b_{R}h_{1}\right]r + \left[(v_{R}+1)\frac{e_{2}}{1-a^{2}} - a_{R}t_{1}\right]\ln r\right]$$
$$\sigma_{z}(r) = \varphi\left\{v_{\theta z}\sigma_{\theta}(r) + v_{rz}\sigma_{r}(r) + E_{z}\left[\varepsilon_{z} - \alpha_{z}(t_{0}+t_{1}\ln r) - \beta_{z}(h_{0}+h_{1}r)\right]\right\}$$

y la segunda sirve para completar el sistema de ecuaciones que proporciona, en general por resolución numérica. Nótese que en las Ec. (19) la deformación axial ε_z es incógnita, aunque por la hipótesis DAC es constante, y se calcula invocando la condición de fuerza axial nula. El procedimiento es iterativo: con una estimación inicial $\varepsilon_z = 0$ se calculan las tensiones, a partir de ahí y por integración la resultante en dirección axial. Finalmente con el área circular y un módulo equivalente (promedio), una nueva deformación axil que es comparada con la anterior. Se consigue una convergencia muy rápida, típicamente con sólo tres iteraciones.

4. EJEMPLO

Se incluye la distribución de varias magnitudes para un rotor compuesto de tres capas: aluminio, fibra de vidrio/epoxy (Scotchply), y fibra de carbono/epoxy (T300/N520) con

radio interior 0,295 *m* y espesores 0,5 *cm*, 10 *cm* y 10 *cm* respectivamente, con propiedades del material tomadas de Tsai (1992). Las tensiones centrífugas (resultados en primera columna) están relacionadas con un giro de 8000 *rpm* y las térmicas (ídem segunda) con una temperatura ambiente de 20 °C y de curado de 120 °C. Como está bien descrito en la literatura (HA et. al. 1999) la distribución ideal de materiales es con incremento de rigidez hacia el radio exterior, pero eso supone diseñar y fabricar soportes de elevado precio, habitualmente con técnicas RTM. La opción de mantener el mandrino de bobinado incrementa notablemente la tensión circunferencial máxima, pero facilita el montaje y en general el diseño del conjunto. Además, estrategias de pretensado durante la fabricación se pueden aplicar con comodidad y economía.

Los desplazamientos radiales son de signo contrario, como corresponde al efecto positivo (expansión) de la fuerza centrífuga y negativo de las tensiones residuales. Las tensiones radiales tienen la típica distribución parabólica aunque con pendiente modificada en las intercaras entre diferente materiales. Las circunferenciales, son discontinuas y con valor máximo en el mandrino, a pesar de su reducido espesor y de que el aluminio tiene relativa baja densidad. De la inspección de las tensiones radiales parece que el efecto de las residuales vaya a ser favorable, pero no es así, debido a que los máximos efectos se producen por las circunferenciales en el radio interior. Finalmente la combinación de la seguridad (criterio cuadrático Tsai-Wu) del caso centrífugo (incrementales) con los del residual (constantes con la velocidad) dan un coeficiente de 0,725 sobre 1, no exactamente la suma de ambos.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece la colaboración y financiación parcial de la División Eólica del CIEMAT en las etapas iniciales de este trabajo (1999-2000).

REFERENCIAS

LEKHNISTSKII, S.G. (1977). *Theory of Elasticity of an Anisotropic Body*. Mir Pub., Moscú.

RIPOLL, L. y PEREZ-APARICIO, J.L. (2003). Minimización de Tensiones en Cilindros Bobinados Mediante Pretensado Térmico. *V Congreso AEMAC, 1-3 Julio 2003*, Zaragoza. POST, R.F. y POST, S.F. (1973). Flywheels. *Scientific American* 229(6), pp. 17-23.

TSAI, S.W. (1992). Theory of Composites Design. Think Composites, Dayton, Ohio.

HA, S.Y., YANG, H.I., KIM, D.J. (1999). Optimal Design of Hybrid Composite Flywheels with a Permanent Magnet Rotor. *J. of Composite Materials*, 33(16), pp. 1544-1575



Fig. 3 - Distribuciones para caso centrífugo y térmico

D. Trias, P. Maimí, J. Costa

Análisis y Materiales Avanzados para el Diseño Estructural, Universidad de Gerona, España **F. Zalamea** Facultad de Ingeniería Civil, Universidad de Cuenca, Ecuador **J. E. Hurtado** Universidad Nacional de Colombia, sede Manizales, Colombia

RESUMEN

El presente trabajo muestra cómo pueden utilizarse las redes neuronales para la resolución de modelos constitutivos, tanto implícitos (experimentales) como explícitos (analíticos), no-lineales de un material compuesto.

1. INTRODUCCIÓN

Los métodos de resolución utilizados para la resolución de ecuaciones constitutivas no lineales suelen ser iterativos y de complejidad elevada. Dichos métodos generalmente son sólo aplicables a un tipo de comportamiento del material, y por tanto hay que utilizar diferentes algoritmos para resolver diferentes tipos de ecuaciones constitutivas.

Desde hace algunos años, las redes neuronales se vienen utilizando en la Mecánica Computacional, tal como recoge el monográfico de Yagawa y Okuda (1996). La utilización de redes neuronales en la resolución de ecuaciones constitutivas es relativamente reciente (Ghaboussi, 1991; Pidaparti, 1992) y puede presentar ventajas en casos en que se requiera realizar muchos cálculos con el mismo material.

Se suele hablar de dos tipos de modelos constitutivos: Los *implícitos*, en que el comportamiento del material se deduce a partir de ensayos de laboratorio y los *explícitos*, en que el comportamiento del material se deduce de una o un conjunto de ecuaciones matemáticas, que dependen de un grupo de constantes o parámetros del material, que es necesario obtener experimentalmente. Las redes neuronales pueden ser aplicadas a los dos tipos de leyes constitutivas. En el primer caso lo que se pretende es obtener un procedimiento numérico que simule el comportamiento del material prescindiendo de las hipótesis necesarias en las leyes explícitas y del ajuste de parámetros del material

requerido, mientras que en el segundo caso el objetivo de la utilización de la red es la reducción de coste computacional que implica la resolución de las ecuaciones del modelo.

2. REDES NEURONALES

2.1 Modelo de neurona

Las redes neuronales pueden ser entendidas como funciones de interpolación generales. Éstas se basan en el modelo de neurona como unidad computacional. En este modelo la neurona tiene varias entradas (x_i) y una salida (o). La salida se obtiene como el valor de cierta función para el valor de la red (t) en dicha neurona. El valor de la red se obtiene a partir de la suma ponderada de las entradas:

$$t = \sum_{i}^{n} \omega(i) \cdot x_{i} \; ; \; o = f(t^{(k)}_{j})$$
(1)

donde $\omega(i)$ es el peso asociado a la entrada x_i , f() es la función de la neurona. En principio puede utilizarse cualquier función derivable para cada neurona; las más utilizadas son la sigmoide, la bisigmoide (o tangente hiperbólica) o la lineal. Las ecuaciones de éstas son, respectivamente:

$$S(t) = \frac{1}{1 + e^{-t/\tau}}$$
(2)

$$\Gamma(t) = \frac{1 - e^{-t/\tau}}{1 + e^{-t/\tau}}$$
(3)

$$L(t) = t \cdot \tau \tag{4}$$

En la Figura 1 se muestran gráficamente estas funciones para $\tau = 0.5$.

Una red neuronal es un conjunto de neuronas conectadas entre ellas. Cada conexión tiene asociado un peso que es ajustado durante el proceso de aprendizaje. Las neuronas en las redes neuronales suelen agruparse por capas, resultando así una estructura en que podemos distinguir una capa de entrada, una capa de salida y una o más capas ocultas.



Fig. 1 – Funciones utilizadas comúnmente en las neuronas

2.2 Proceso de diseño de una red neuronal

Antes de utilizar una red neuronal hay que decidir algunas cuestiones, en un proceso de diseño que más o menos sigue los siguientes pasos:

- Selección de las variables de entrada (y de salida). Las variables de salida vienen dadas por el objeto con el que se pretende utilizar la red, pero las variables de entrada deben ser seleccionadas cuidadosamente en función del tipo de problema que se pretende resolver.

- **Diseño de la arquitectura de la red**. En este paso deben decidirse el número de capas, el número de neuronas por capa y las conexiones entre neuronas. En principio las neuronas pueden estar conectadas con neuronas de cualquier otra capa, pero las redes neuronales que suelen utilizarse para simular el comportamiento de materiales suelen restringirse al tipo *feedforward* (las salidas de las neuronas de una capa sólo están conectadas con todas las neuronas de la capa posterior). El número de capas y de neuronas por capa suele ajustarse por prueba y error aunque existen trabajos que proponen algoritmos para la obtención del número más conveniente (Ghaboussi, 1998).

- **Obtención de unos patrones de aprendizaje**. Éstos patrones son un conjunto de valores de entradas y salidas que pueden obtenerse de ensayos de laboratorio o bien de la resolución numérica de las ecuaciones que se pretende que la red aprenda.

- **Proceso de aprendizaje**. En este paso se persigue que, mediante la modificación iterativa de los pesos asociados a cada conexión, la red dé los valores de salida de entrenamiento deseados para los patrones de entrada de aprendizaje. Para este proceso se utilizan algoritmos de optimización que tienen como objetivo la minimización de una medida del error total de la red para dichos patrones. Uno de los algoritmos más utilizados es el backpropagation (ver sección 2.2).

- Generalización. Una vez la red ha sido entrenada se espera que esta sea capaz de simular comportamientos para los que no ha sido entrenada. Esta propiedad de las redes neuronales se llama *generalización* y debe ser verificada de alguna manera ya que, el correcto aprendizaje no supone la correcta generalización. Si la red no es capaz de generalizar, posiblemente se deban reconsiderar las variables de entrada, la arquitectura o los patrones de aprendizaje.

2.2 Algoritmo Backpropagation

Uno de los algoritmos de entrenamiento más extendidos es el llamado de *propagación hacia atrás (backpropagation)*. Este algoritmo es sólo válido para redes tipo *feedforward* y a continuación se resumen sus principios básicos.

Notación y definiciones:

c: número de capas de neuronas de la red

 $\omega^{(n)}{}_{j,i}$: peso asociado a la conexión entre la neurona i de la capa n y la neurona j de la capa n+1

n_i : número de neuronas en la capa i

 $\mathbf{x}^{(i)}$, $\mathbf{d}^{(i)}$: par de entrenamiento i. El vector de entradas \mathbf{x} es de dimensión n_1 y el vector de salidas \mathbf{d} , de dimensión n_c .

 $\mathbf{o}^{(i)}$: salida de la red para la entrada $\mathbf{x}^{(i)}$, durante el proceso de entrenamiento

 $x^{(k)}_{j}$: salida de la neurona j de la capa k. El valor de $x^{(0)}$ corresponde a la entrada a la red, por tanto, durante el proceso de entrenamiento, a uno de los vectores $x^{(i)}$

 $t^{(k)}_{i}$: entrada de la red a la neurona j de la capa k, su valor se obtiene:

$$t_{j}^{(k)} = \sum_{i}^{nk} \omega^{(k)}(j,i) \cdot x_{i}^{(k-1)}$$
(5)

Por, tanto la salida de la neurona j, de la capa k es: $x^{(k)}_{j} = f(t^{(k)}_{j})$ donde f() es la función asociada a dicha neurona.

El algoritmo do propagación basis atrás (baskpropagation

El algoritmo de propagación hacia atrás (backpropagation) recibe este nombre por la dirección en que se propaga el error en la red. El ajuste de los pesos mediante este algoritmo se lleva a cabo iterativamente, añadiendo un incremento en cada iteración a dichos pesos. La modificación de los pesos se lleva a cabo considerando que se trata de un problema de minimización del error. Según el método *gradient descent*, para obtener incrementalmente un mínimo, hay que modificar el valor de los pesos según la dirección opuesta al gradiente del error respecto a la variable, en este caso los pesos. Por ejemplo, para una red con una única capa oculta, para obtener el mínimo del error respecto a los pesos debe ser proporcional al gradiente de dicho error respecto a los pesos de cada grupo de conexiones:

$$\Delta \omega^{(1)}(\mathbf{k}, \mathbf{j}) \propto \left(\frac{-\partial \mathbf{E}}{\partial \omega^{(1)}(\mathbf{k}, \mathbf{j})}\right)$$
(6)

$$\Delta \omega^{(2)}(\mathbf{j},\mathbf{i}) \propto \left(\frac{-\partial \mathbf{E}}{\partial \omega^{(2)}(\mathbf{j},\mathbf{i})}\right)$$
(7)

Derivando parcialmente y aplicando la regla de la cadena se obtienen las expresiones de la modificación de los pesos en cada capa. El desarrollo puede encontrarse en cualquier manual sobre redes neuronales como el de Mehotra (1996). Estas ecuaciones pueden expresarse:

$$\Delta \omega^{(2)}(\mathbf{k}, \mathbf{j}) = \eta \cdot \delta_{\mathbf{k}} \cdot \mathbf{x}_{\mathbf{j}}^{(1)} \tag{8}$$

$$\Delta \omega^{(1)}(\mathbf{j},\mathbf{i}) = \eta \cdot \boldsymbol{\mu}_{\mathbf{i}} \cdot \mathbf{x}_{\mathbf{i}}$$
⁽⁹⁾

con:

$$\delta_{k} = (\mathbf{d}_{k} - \mathbf{o}_{k})\mathbf{f}'\left(\mathbf{t}_{k}^{(2)}\right)$$
(10)

$$\mu_{j} = \left(\sum \delta_{k} \omega(k, j)\right) \mathbf{f}'(\mathbf{t}_{j}^{(1)})$$
(11)

3. APLICACIONES EN MATERIALES COMPUESTOS

3.1. Simulación del daño (ley explícita)

En el presente ejemplo de aplicación se muestra la utilización de una red neuronal para la simulación del comportamiento de un compuesto sometido a cargas y descargas, considerando la degradación de su rigidez.

Los patrones de entrenamiento se obtienen de la resolución numérica de un modelo de daño de Kachanov (1986). Se seleccionan como variables de entrada: $\Delta \varepsilon_{k+1}$, ε_{k+1} , ε_k , ε_{k-1} , σ_k , $\Delta \sigma^{trial}_{k}$, dis_k, signo($\Delta \varepsilon_{k+1}$). Donde $\Delta \sigma^{trial}_{k}$ es una estimación de la tensión, obtenida suponiendo comportamiento elástico:

$$\Delta \sigma^{\text{trial}}{}_{k} = E \cdot \Delta \varepsilon_{k+1} \tag{12}$$

y:

$$dis_k = e(elast)_k - e(daño)_k$$
(13)

$$e(elast)_{k} = e(elast)_{k-1} + \Delta \sigma^{trial}_{k} \cdot \Delta \varepsilon_{k} \quad ; \quad e(dano)_{k} = e(elast)_{k-1} + \Delta \sigma_{k} \cdot \Delta \varepsilon_{k} \tag{14}$$

Se ha utilizado una red con dos capas ocultas, con ocho neuronas cada una. Las funciones en las neuronas de las tes primeras capas (de entrada y ocultas) son bisigmoides, mientras que en la capa de salida se utiliza una función lineal.

La red consigue reproducir los patrones de entrenamiento con exactitud. La capacidad de generalización es buena, aunque hay que tener en cuenta que los incrementos de deformación deben mantenerse en el rango para los cuales la red ha sido entrenada. En la figura 2 se muestra la respuesta de la red (en verde) frente a la respuesta obtenida por resolución numérica.



Fig. 2 – Capacidad de generalización con un modelo explícito (en azul la solución numérica y en verde la dada por la red).

3.2 Simulación del comportamiento a tracción (ley implícita)

En este caso se ha utilizado una red neuronal para la simulación del comportamiento a tracción de un compuesto con matriz de epoxy reforzado con fibra de vidrio a 0° y $\pm 45^{\circ}$ según observado en ensayos de laboratorio.

En este caso se ha utilizado una red con una única capa oculta, de cinco neuronas. Mediante el aprendizaje de la red se consigue que ésta sea capaz de reproducir el comportamiento *medio* obtenido en los ensayos, por lo que si damos como entrada a la red la historia de carga correspondiente a uno de los ensayos el error que se observa, respecto a la respuesta en el ensayo es mucho mayor que en el caso de la sección anterior, en que los patrones de entrenamiento se reproducían con un error muy pequeño. En la figura 3 se muestra la respuesta de la red para los patrones de entrenamiento correspondientes a los cuatro ensayos de laboratorio.







4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha mostrado la utilización de redes neuronales para la simulación del comportamiento de materiales compuestos tanto en leyes constitutivas explícitas como implícitas. En las primeras, para los casos estudiados, la utilización de redes neuronales no supone una gran ventaja, pero podría serlo en el caso de utilizar la red para simular el comportamiento de un micromodelo en un problema a doble escala. En el futuro, los autores del presente trabajo, trabajarán en esta dirección.

Respecto a la utilización de redes neuronales con leyes constitutivas implícitas, éstas ofrecen una buena posibilidad de interpolación/extrapolación de ensayos de laboratorio.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el DGICYT con el contrato: MAT 2000-0741-C02-01. Uno de los autores agradece la beca BRAE00/002 que le ha sido concedida por la Universitat de Girona.

REFERENCIAS

FURUKAWA, T. y YAGAWA, G. (1998). Implicit Constitutive Modelling For Viscoplasticity Using Neural Networks. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 43(2) 195-219.

GHABOUSSI, J. et al. (1991). Knowledge-Based Modeling of Material Behaviour with Neural Networks. *Journal of Engineering Mechanics* 117(1), pp. 132-153.

GHABOUSSI, J. et al. (1998) Autoprogressive Training of Neural Network Constitutive Models. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 42(1) 105-126

KACHANOV, L. M. (1986) Introduction to Continuum Damage Mechanics. Martinus Nijhoff Publishers.

MEHROTRA, K. et al. (1996) *Elements of Artificial Neural Networks*. MIT Press, Cambridge.

PIDAPARTI R.M.V. y PALAKAL, M.J. (1992). Material Model for Composites Using Neural Networks. *AIAA Journal* 31(8), pp. 1533-1535.

YAGAWA G. y OKUDA H. (1996). Neural Networks in Computational Mechanics. *Arhives of Computational Methods in Engineering* 3(4), pp. 435-512.

Expresiones explícitas de los autovectores ortonormalizados para materiales transversalmente isótropos en el formalismo de Stroh. Aplicación al análisis de singularidades en uniones adhesivas

A. Barroso, V. Mantič y F. París Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla, España

RESUMEN

La resolución de problemas de elasticidad lineal anisótropa, utilizando el formalismo de Stroh, se basa en el conocimiento de los autovalores y autovectores de la matriz de elasticidad fundamental N. En el presente trabajo se presenta el conjunto completo de expresiones explícitas de dichos autovalores y autovectores para materiales transversalmente isótropos. Puesto que el comportamiento de las láminas unidireccionales de materiales compuestos fibrosos es típicamente transversalmente isótropo, los resultados obtenidos permiten el análisis de problemas con este tipo de materiales. Se presentan aplicaciones para uniones adhesivas entre metales y materiales compuestos.

1. INTRODUCCIÓN

Para abordar el diseño y análisis de estructuras construidas con materiales compuestos (fibra larga y continua) se asume con frecuencia, en el marco de la teoría de la elasticidad lineal, un comportamiento transversalmente isótropo u ortótropo para los mismos. En el presente estudio se va a considerar un comportamiento transversalmente isótropo para las láminas unidireccionales de fibra.

El objetivo final del presente estudio es analizar la estructura del campo de tensiones singulares que típicamente aparece en uniones adhesivas entre materiales compuestos y metales, donde la estructura de apilado de los materiales compuestos da lugar a la aparición de puntos críticos - esquinas multimateriales - donde confluyen materiales de distinta naturaleza. El formalismo de Stroh (Stroh, 1958, 1962), herramienta fundamental para el análisis de problemas de elasticidad anisótropa, se basa en el problema de autovalores de la matriz de elasticidad fundamental **N** (real, 6x6) del material bajo análisis, Ting (1996). Por eso, el primer objetivo del presente trabajo es deducir las expresiones explícitas de los autovectores y autovalores, para materiales transversalmente isótropos, incluyendo todos los casos posibles de degeneración matemática. El conjunto completo de

expresiones explícitas de los autovectores normalizados se presenta en este trabajo por primera vez para materiales transversalmente isótropos. Tanuma (1996) obtuvo expresiones explícitas de la matriz de impedancia de superficie para estos materiales, obteniendo en algunos casos, como resultados intermedios, expresiones de los autovectores de dichos materiales, aunque no para todos los casos posibles y además no se presentan "normalizados", propiedad importante en la estructura del formalismo.

2. EL FORMALISMO DE STROH

La solución general en términos de desplazamientos, u_i , y de la función de tensiones, φ_i , para problemas de elasticidad lineal anisótropa, bajo un estado de deformación plana generalizada (DPG en adelante) ($u_i = u_i(x_1, x_2)$, i=1,2,3), se puede expresar, para N simple o semisimple, como:

$$\mathbf{u} = \sum_{\alpha=1}^{3} \left\{ \mathbf{a}_{\alpha} f_{\alpha}(z_{\alpha}) + \bar{\mathbf{a}}_{\alpha} f_{\alpha+3}(\bar{z}_{\alpha}) \right\}, \quad \mathbf{\phi} = \sum_{\alpha=1}^{3} \left\{ \mathbf{b}_{\alpha} f_{\alpha}(z_{\alpha}) + \bar{\mathbf{b}}_{\alpha} f_{\alpha+3}(\bar{z}_{\alpha}) \right\}, \tag{1}$$

donde $z_{\alpha} = x_1 + p_{\alpha} x_2$, siendo p_{α} los autovalores complejos de **N**. Las tensiones se obtienen de $\sigma_{i1} = -\varphi_{i,2}$, $\sigma_{i2} = \varphi_{i,1}$. El vector $\boldsymbol{\xi}^T = [\mathbf{a}^T, \mathbf{b}^T]$, con $\mathbf{a} = (a_1, a_2, a_3)^T$ y $\mathbf{b} = (b_1, b_2, b_3)^T$, es un autovector de **N**, quedando el problema de autovalores: $\mathbf{N}\boldsymbol{\xi}_{\alpha} = p_{\alpha}\boldsymbol{\xi}_{\alpha}$ ($\alpha = 1,...,6$). Para una explicación detallada del formalismo de Stroh y particularidades de expresiones análogas para **N** no-semisimple, véase Ting (1996).

3. MATERIALES TRANSVERSALMENTE ISÓTROPOS Y SISTEMAS DE COORDENADAS EN EL FORMALISMO DE STROH

En el presente trabajo, el sistema de referencia (x_i , *i*=1,2,3) se fija a los ejes que definen el estado de DPG. Un material con comportamiento elástico transversalmente isótropo tiene un plano en el que todas las direcciones contenidas en él tienen las mismas propiedades elásticas, o lo que es lo mismo, un plano de comportamiento isótropo. Definamos un sistema de coordenadas solidario al material (\hat{x}_i , i=1, 2, 3), con el eje \hat{x}_3 perpendicular a este plano. En materiales compuestos fibrosos, con comportamiento transversalmente

isótropo, \hat{x}_3 coincide con la dirección de la fibra y es un eje de simetría elástica de rotación. El tensor de constantes elásticas \hat{C}_{ijks} (i,j,k,s=1,2,3) expresado en notación contraida \hat{C}_{ij} (i,j=1,...,6), en los ejes del material \hat{x}_i toma la forma (2) (en la nomenclatura de Tanuma, 1996). Las 5 constantes elásticas que

$$\hat{C}_{ij} = \begin{bmatrix} A & N & F & 0 & 0 & 0 \\ N & A & F & 0 & 0 & 0 \\ F & F & C & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & L & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(A-N) \end{bmatrix}$$
(2)

definen el comportamiento elástico de un material transversalmente isótropo (*A*, *N*, *C*, *F* y *L*) deben cumplir las siguientes condiciones, que aseguran que la energía de deformación es definida positiva: L > 0, $\frac{1}{2}(A-N) > 0$, A+C+N > 0 y $(A+N)C > 2F^2$. Las matrices $\mathbf{A} = [\mathbf{a}_1, \mathbf{a}_2, \mathbf{a}_3]$ y $\mathbf{B} = [\mathbf{b}_1, \mathbf{b}_2, \mathbf{b}_3]$ y los autovalores p_α para un material transversalmente isótropo con una orientación genérica definida por los ángulos ϕ y θ respecto al sistema de coordenadas x_i , ver Figura 1a, se pueden evaluar partiendo de las matrices \mathbf{A} y \mathbf{B} , y los autovalores del mismo material, asociados a una orientación ϕ y $\theta=0$, ver Figura 1b y 1a, debido al hecho de que \mathbf{A} y \mathbf{B} se comportan como tensores de orden 1 girando alrededor del eje x_3 , Ting (1982).



Fig. 1 - Sistemas de referencia a) con ϕ y b) θ genéricos y con $\theta=0$

Definiendo por simplicidad a estas matrices como $\mathbf{A}^* \mathbf{y} \mathbf{B}^*$, las relaciones se expresan:

$$\mathbf{A}(\phi,\theta) = \mathbf{\Omega}_3(\theta)\mathbf{A}(\phi,0) = \mathbf{\Omega}_3(\theta)\mathbf{A}^*, \ \mathbf{B}(\phi,\theta) = \mathbf{\Omega}_3(\theta)\mathbf{B}(\phi,0) = \mathbf{\Omega}_3(\theta)\mathbf{B}^*,$$
(3)

4. EXPRESIONES ORTONORMALIZADAS DE A Y B

Centrando, por las razones anteriormente expuestas, el estudio en materiales con orientación $\theta = 0$, los tres autovalores del material, en función del ángulo ϕ y las constantes elásticas del material, quedan:

$$p_1 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{2L}{A - N} \sin^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}},$$
(4)

$$p_{2} = i \left(\cos^{2} \phi + \sin^{2} \phi \left[\left(AC - F^{2} - 2FL \right) + \sqrt{\left(AC - (F + 2L)^{2} \right) \left(AC - F^{2} \right)} \right] \frac{1}{2AL} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (5)$$

$$p_{3} = i \left(\cos^{2} \phi + \sin^{2} \phi \left[\left(AC - F^{2} - 2FL \right) - \sqrt{\left(AC - (F + 2L)^{2} \right) \left(AC - F^{2} \right)} \right] \frac{1}{2AL} \right)^{\frac{1}{2}}.$$
 (6)

Siguiendo la clasificación de Ting (1999) de la matriz N, y en función de los valores concretos de ϕ y A, N, C, F y L, los siguientes casos son posibles (Tanuma 1996):

N es no-semisimple si y sólo si:
 1.a) φ=0 ο φ=±π,

(7)

1.b)
$$\sqrt{AC} - F - 2L = 0$$
, 1.b.1) $\frac{2L}{A - N} \neq \sqrt{\frac{C}{A}}$, 1.b.2.) $\frac{2L}{A - N} = \sqrt{\frac{C}{A}}$. (8)

2. Con $\phi \neq 0$, $\pi y \sqrt{AC} - F - 2L \neq 0$, N es semisimple si y sólo si:

$$AL\left(\frac{2L}{A-N}\right)^{2} - (AC - F^{2} - 2FL)\frac{2L}{A-N} + CL = 0.$$
 (9)

3. En cualquier otro caso, N es simple.

Г

En lo que sigue, $\mathbf{a}^* \neq \mathbf{b}^*$ definen las componentes de $\mathbf{A}^* = \mathbf{A}(\phi, 0) \neq \mathbf{B}^* = \mathbf{B}(\phi, 0)$. Sólo es necesario aplicar el giro recogido en las relaciones (3) a las matrices $\mathbf{A}^* \neq \mathbf{B}^*$, para obtener $\mathbf{A}(\phi, \theta) \neq \mathbf{B}(\phi, \theta)$.

Caso 1.a. ($\phi=0$ o $\phi=\pm\pi$). Se cumple: $p_1 = p_2 = p_3 = p = i$ con dos autovectores linealmente independientes asociados. Para este caso particular, las expresiones de **a**^{*} y **b**^{*} quedan:

$$\mathbf{a}_{1}^{*} = \begin{bmatrix} 0\\ 0\\ \frac{1}{\sqrt{2iL}} \end{bmatrix}, \quad \mathbf{a}_{2}^{*} = k \begin{bmatrix} \pm 1\\ i\\ 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{a}_{3}^{*} = k \left(\frac{3A - N}{2(A + N)} \right) \begin{bmatrix} \mp i\\ -1\\ 0 \end{bmatrix}, \quad (10)$$

$$\mathbf{b}_{1}^{*} = \begin{bmatrix} 0\\ 0\\ \frac{iL}{\sqrt{2iL}} \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{2}^{*} = k(A - N) \begin{bmatrix} \pm i\\ -1\\ 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{3}^{*} = k \left(\frac{A - N}{2}\right) \begin{bmatrix} \pm 1\\ -i\\ 0 \end{bmatrix}, \quad (11)$$

El signo ± depende del valor de cos ϕ =±1 y se define $k = \left[\frac{A+N}{4A(A-N)}\right]^{\frac{1}{2}} > 0$.

Caso 1.b.1 $(\sqrt{AC} - F - 2L = 0 \text{ y} \frac{2L}{A - N} \neq \sqrt{\frac{C}{A}})$. Los autovalores (22-24) son:

$$p_{1} = i \left(\cos^{2} \phi + \frac{2L}{A - N} \sin^{2} \phi \right)^{2}, \quad p_{2} = p_{3} = i \left(\cos^{2} \phi + \sqrt{\frac{C}{A}} \sin^{2} \phi \right) \quad . \tag{12}$$

Para este caso sólo existe un autovector linealmente independiente asociado a $p_2 = p_3$. Los autovectores una vez normalizados son:

$$\mathbf{a}_{1}^{*} = k_{1} \begin{vmatrix} \cos \phi \\ -\frac{\cos \phi}{p_{1}} \\ \sin \phi \end{vmatrix}, \quad \mathbf{a}_{2}^{*} = k_{2} \begin{bmatrix} 1 \\ p_{2} \\ 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{a}_{3}^{*} = \frac{k_{2}}{2p_{2}\sin^{2}\phi(F+L)} \begin{bmatrix} 4Ap_{2}^{2}\cos^{2}\phi + \Delta \\ -p_{2}\Delta \\ 4Ap_{2}^{2}\cos\phi\sin\phi \end{bmatrix}$$
(13)

$$\mathbf{b}_{1}^{*} = k_{1} \cos \phi (A - N) \begin{bmatrix} p_{1} \\ -1 \\ \frac{\cot \phi}{2p_{1}} \left[p_{1}^{2} (tg^{2}\phi - 1) - 1 \right] \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{2}^{*} = k_{2} p_{1}^{2} (A - N) \begin{bmatrix} -p_{2} \\ 1 \\ p_{2} \cot \phi \left(1 + \frac{1}{p_{1}^{2}} \right) \end{bmatrix}, \quad (14)$$

$$\mathbf{b}_{3}^{*} = \frac{k_{2}(A-N)}{(F+L)\sin^{2}\phi} \begin{bmatrix} Ap_{2}^{2}\cos^{2}\phi - \frac{p_{1}^{2}\sin^{2}\phi}{2}(F+L) \\ p_{2} \begin{bmatrix} Ap_{2}^{2}\cos^{2}\phi - \frac{p_{1}^{2}\sin^{2}\phi}{2}(F+L) \end{bmatrix} \\ \cot\phi \begin{bmatrix} Ap_{2}^{2}\sin^{2}\phi - \frac{(1+p_{1}^{2})}{2}(\Delta+2Ap_{2}^{2}) \end{bmatrix} \end{bmatrix},$$
(15)
$$k_{1} = \frac{i}{\sin\phi}\sqrt{\frac{p_{1}}{2L}}, \quad k_{2} = \frac{i}{2p_{2}}\sqrt{\frac{F+L}{AL}}, \quad \Delta = A\cos^{2}\phi + L\sin^{2}\phi - Ap_{2}^{2}.$$
(16)

Caso 1.b.2 $(\sqrt{AC} - F - 2L = 0 \text{ y } \frac{2L}{A - N} = \sqrt{\frac{C}{A}})$. En este caso, p_1 se hace igual a $p_2 = p_3$,

ver (4)-(6), de manera que aparece un autovalor triple con dos autovectores linealmente independientes asociados. Este caso es como el Caso 1a, con la diferencia de que en este caso el autovalor triple no es la unidad imaginaria i.

$$p = p_1 = p_2 = p_3 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{2L}{A - N} \sin^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}},$$
(17)

$$\mathbf{a}_{1}^{*} = k_{1} \begin{bmatrix} \cos \phi \\ -\frac{\cos \phi}{p} \\ \sin \phi \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{1}^{*} = k_{1} \cos \phi (A - N) \begin{bmatrix} p \\ -1 \\ \frac{\cot \phi}{2p} \left[p^{2} (tg^{2}\phi - 1) - 1 \right] \end{bmatrix}, \quad (18)$$

$$\mathbf{a}_{2}^{*} = k_{2}k \begin{bmatrix} 1\\ p\\ 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{2}^{*} = k_{2}kp^{2}(A - N) \begin{bmatrix} -p\\ 1\\ p\cot\phi\left(1 + \frac{1}{p^{2}}\right) \end{bmatrix}, \quad (19)$$

$$\mathbf{a}_{3}^{*} = k_{2} \begin{bmatrix} \Psi + \cos\phi \left(1 + \frac{1}{2p^{2}}\right) \\ -p\Psi - \frac{\cos\phi}{2p} \\ \sin\phi \end{bmatrix}, \ \mathbf{b}_{3}^{*} = k_{2} \begin{bmatrix} \left(\frac{A-N}{2}\right)p\cos\phi - \frac{(A+N)Lp\sin^{2}\phi}{4A\cos\phi} \\ -\left(\frac{A-N}{2}\right)\cos\phi - \frac{(A+N)L\sin^{2}\phi}{4A\cos\phi} \\ \left(\frac{A-N}{2}\right)p\sin\phi + \frac{(A+N)L(1+p^{2})\sin\phi}{4Ap} \end{bmatrix},$$
(20)
$$\mathbf{f} = \left(\frac{A+N}{2}\right)\frac{L\sin^{2}\phi}{4Ap}, \ k_{1} = \frac{i}{1-2}\sqrt{\frac{p_{1}}{2}}, \ k_{2} = \frac{i\cos\phi}{2}\sqrt{\frac{A(A-N)}{2}}, \ \Psi = \frac{(3A-N)L\sin^{2}\phi}{2}$$
(21)

$$k = \left(\frac{A+N}{A-N}\right) \frac{L\sin^2 \phi}{2Ap\cos\phi}, k_1 = \frac{i}{\sin\phi} \sqrt{\frac{p_1}{2L}}, k_2 = \frac{i\cos\phi}{L\sin^2 \phi} \sqrt{\frac{A(A-N)}{A+N}}, \Psi = \frac{(3A-N)L\sin^2 \phi}{(A-N)4Ap^2\cos\phi}$$
(21)

Casos 2.1 y 3.1 (Casos simple y semisimple con F + L = 0). Para los casos simple $(p_1 \neq p_2 \neq p_3 \neq p_1)$ y semisimple $(p_1 = p_2 \neq p_3)$, se tiene respectivamente:

$$p_1 = p_2 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{2L}{A - N} \sin^2 \phi\right)^{\frac{1}{2}}, \quad p_3 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{L}{A} \sin^2 \phi\right)^{\frac{1}{2}}.$$
 (22)

$$p_1 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{2L}{A - N} \sin^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}}, p_2 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{C}{L} \sin^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}}, p_3 = i \left(\cos^2 \phi + \frac{L}{A} \sin^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}}$$
(23)

Y para ambos casos, utilizando (22) ó (23), según corresponda:

$$\mathbf{a}_{1}^{*} = k_{1} \frac{\cos^{2} \phi}{\sin \phi} \begin{bmatrix} -1\\ 1/p_{1}\\ -tg\phi \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{1}^{*} = k_{1} \frac{(A-N)\cos^{2} \phi}{\sin \phi} \begin{bmatrix} -p_{1}\\ 1\\ \frac{1}{\cos^{2} \phi (1+2p_{1}^{2}) - p_{1}^{2}} \\ \frac{2p_{1} \cos \phi \sin \phi}{2p_{1} \cos \phi \sin \phi} \end{bmatrix}, \quad (24)$$

$$\mathbf{a}_{2}^{*} = k_{2} \begin{bmatrix} \sin \phi \\ 0 \\ -\cos \phi \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{2}^{*} = k_{2} \begin{bmatrix} Lp_{2} \sin \phi \\ -L \sin \phi \\ -Lp_{2} \cos \phi \end{bmatrix}, \quad (25)$$

Г

$$\mathbf{a}_{3}^{*} = k_{3} \begin{bmatrix} \cos^{2} \phi \\ p_{3} \\ \sin \phi \cos \phi \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{3}^{*} = k_{3} (\cos^{2} \phi - p_{1}^{2}) \left(\frac{A - N}{2} \right) \begin{bmatrix} p_{3} \\ -1 \\ p_{3} \cot \phi \left(\frac{2}{\cos^{2} \phi - p_{1}^{2}} - 1 \right) \end{bmatrix}, \quad (26)$$

$$k_1 = \frac{i}{\cos\phi} \sqrt{\frac{p_1}{2L}}, \quad k_2 = \frac{1}{\sqrt{2Lp_2}}, \quad k_3 = \frac{i}{\sin\phi\sqrt{2p_3L}}.$$
 (27)

Casos 2.2 y 3.2 (Casos simple y semisimple con $F + L \neq 0$). Los autovalores son los de (4)-(6), con $p_1 = p_2$ para el caso semisimple. Los vectores \mathbf{a}^*_{α} y \mathbf{b}^*_{α} se pueden obtener de Ting (1996) o Tanuma (1996) y tras la normalización, se obtiene, con $k_1 = \frac{i}{\cos\phi} \sqrt{\frac{p_1}{2L}}$:

$$\mathbf{a}_{1}^{*} = k_{1} \frac{\cos^{2} \phi}{\sin \phi} \begin{bmatrix} -1\\ 1/p_{1}\\ -tg\phi \end{bmatrix}, \quad \mathbf{b}_{1}^{*} = k_{1} \frac{(A-N)\cos^{2} \phi}{\sin \phi} \begin{bmatrix} -p_{1}\\ 1\\ \frac{\cos^{2} \phi(1+2p_{1}^{2})-p_{1}^{2}}{2p_{1}\cos \phi \sin \phi} \end{bmatrix}, \quad (28)$$

y para *i*=2,3, con:

$$k_{i} = \left(2p_{i}AL(\cos^{2}\phi + p_{i}^{2})\{A(\cos^{2}\phi + p_{i}^{2}) + 2L\sin^{2}\phi\} - 2p_{i}FL\sin^{4}\phi(F + 2L)\right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (29)$$

$$\mathbf{a}_{i}^{*} = k_{i} \begin{vmatrix} -(F+L)\cos\phi\sin\phi + A\sin\phi(\cos\phi + p_{i}) + L\sin\phi \\ -(F+L)p_{i}\sin\phi \\ -(F+L)\cos\phi\sin^{2}\phi - A\cos\phi(\cos^{2}\phi + p_{i}^{2}) - L\cos\phi\sin^{2}\phi \end{vmatrix},$$
(30)

$$\mathbf{b}_{i}^{*} = k_{i} \begin{bmatrix} -(A-N)(F+L)p_{i}\cos^{2}\phi\sin\phi - Lp_{i}\sin\phi(F\sin^{2}\phi - A\cos^{2}\phi - Ap_{i}^{2}) \\ \left[\{AF - (F+L)N\}\cos^{2}\phi + FL\sin^{2}\phi - ALp_{i}^{2} \right]\sin\phi \\ -(A-N)(F+L)p_{i}\cos\phi\sin^{2}\phi + Lp_{i}\cos\phi(F\sin^{2}\phi - A\cos^{2}\phi - Ap_{i}^{2}) \end{bmatrix}.$$
 (31)

Una vez evaluados \mathbf{A}^* y \mathbf{B}^* para todos los casos posibles en un material transversalmente isótropo, sólo queda aplicar la ley de giro alrededor de x_3 , usando (3), para obtener las expressiones finales de A=A(ϕ, θ) y B=B(ϕ, θ) para cualquier orientación genérica del material respecto a los ejes que definen el estado de DPG.
5. APLICACIÓN: ANÁLISIS DE SINGULARIDADES EN UNIONES ADHESIVAS

En uniones adhesivas entre materiales compuestos y de éstos con metales, uniones que típicamente aparecen en la industria aeronáutica, existen numerosos ejemplos de esquinas multimateriales con materiales transversalmente isótropo (las láminas unidireccionales de los laminados). Se presenta el análisis del estado singular de tensiones que se induce en este tipo de esquinas, utilizando los resultados previamente obtenidos.

El campo de desplazamientos y tensiones se puede obtener de (1), sin más que calcular \mathbf{a}_{α} y \mathbf{b}_{α} y los órdenes de singularidad en tensiones. Para la obtención de los órdenes de singularidad en tensiones δ -1 ($\sigma_{ij}(r,\theta) \approx r^{\delta-1} f_{ij}(\theta) r \rightarrow 0_+$) en el entorno de esquinas multimateriales anisótropas, se va a hacer uso de una herramienta de cálculo, desarrollada por los autores del presente trabajo, Barroso et al. (2002) que necesita del conocimiento de \mathbf{a}_{α} y \mathbf{b}_{α} , que se van a tomar del presente estudio. Consideremos (Figura 2) una unión a solape simple entre un metal y un material compuesto. El compuesto tiene tres láminas de orientaciones (0°,45°,90°) y se une al metal mediante una capa de adhesivo. Los círculos indican las esquinas multimateriales.



Fig. 2 - Unión adhesiva entre un metal y un material compuesto

Las constantes elásticas del compuesto (un AS4/8552) con la fibra en la dirección 1, se han considerado transversalmente isótropas: $E_{11}=141$ GPa, $E_{22}=E_{33}=E=9.58$ GPa, $v_{12}=v_{13}=0.3$, $v_{23}=v=0.32$, $G_{12}=G_{13}=5$ GPa, $G_{23}=E/2(1+v)=3.629$ GPa. Para el metal (aluminio) E=68.6 GPa y v=0.3, y el adhesivo E=3 GPa y v=0.3. Desde el punto de vista del tratamiento matemático del problema, existe una gran diferencia entre considerar las láminas transversalmente isótropas u ortótropas (con una G₂₃ ligeramente diferente a la del caso transversalmente isótropo), puesto que en el primer caso, la lámina orientada a 0° (según la dirección x_3) sería un caso degenerado (caso 1.a, con $\phi=0$) mientras que en el segundo sería un caso simple (caso 3.1). En la Figura 3 se presentan los órdenes de singularidad en tensiones de una esquina tri-material del esquema de la Figura 2.



Fig. 3 - Problema de esquina con material transversalmente isótropo

Se puede apreciar en la Figura 3, que para $\phi=0^{\circ}$, no existe formalmente una esquina, por lo que no se obtienen singularidades, después aparecen dos modos singulares hasta $\phi=5.5^{\circ}$, que se transforman en una pareja de valores complejos conjugados, hasta $\phi=40.5^{\circ}$. Finalmente aparecen de nuevo dos valores reales hasta la configuración *cross-ply* (0°-90°), donde se obtiene sólo un modo singular.

6. CONCLUSIONES

Se han obtenido expresiones explícitas para los autovectores de la matriz de elasticidad fundamental **N** para todos los casos de materiales transversalmente isótropos en el marco del formalismo de Stroh, sin limitación en el valor de las constantes elásticas ni la orientación del material. En todos los casos, los resultados han sido ortogonalizados y normalizados para cumplir las importantes relaciones de ortogonalidad de Stroh. Los resultados son directamente utilizables en la resolución de cualquier problema de elasticidad lineal anisótropa usando el formalismo de Stroh, donde la representación de las variables se realiza en los ejes definidos por el estado de deformación plana generalizada (Ting, 1996), lo que es típico en los problemas ingenieriles. Finalmente, como aplicación práctica, los órdenes de singularidad de tensiones se han obtenido en el entorno de una esquina con materiales transversalmente isótropos, en una unión adhesiva a solape simple.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a K. Tanuma, el envío de copia de su trabajo. El estudio está financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología (PROFIT 2001, Proy. EUREKA Σ !1882) y (Proy. No. 2000-1115). También se agradece la ayuda recibida por SACESA.

REFERENCIAS

BARROSO, A., MANTIČ, V. Y PARÍS, F., (2002) Singularity analysis of anisotropic multimaterial corners, *Int. J. of Fracture*, (aceptado para su publicación). STROH, A.N., (1958), Dislocations and cracks in anisotropic elasticity, *Phil. Mag.* 3, pp. 625-646.

STROH, A.N., (1962), Steady state problems in anisotropic elasticity, J. Math. Phys. 41, pp. 77-103.

TANUMA, K., (1996), Surface-impedance tensors of transversely isotropic elastic materials, *Q. J. Mech. Appl. Math.* 49, pp. 29-48.

TING, T.C.T., (1982), Effects of change of reference coordinates on the stress analyses of anisotropic elastic materials, *Int. J. Solids Structures* 18, pp. 139-152.

TING, T.C.T., (1996), *Anisotropic Elasticity - Theory and Application*, Oxford University Press, New York.

TING, T.C.T., (1999), A modified Lekhnitskii formalism à la Stroh for anisotropic elasticity and classifications of the 6×6 matrix N, *Proc. R. Soc. Lond.* A 455, pp.69-89.

Comportamiento axial de columnas de hormigón reforzadas con encamisado de material compuesto

R. Perera

Departamento de Mecánica Estructural, Universidad Politécnica de Madrid, España A. Recuero, A. De Diego, C. López

Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja, CSIC, Madrid, España

RESUMEN

En este trabajo se propone un modelo analítico para la evaluación del comportamiento a compresión de columnas de hormigón confinadas con cercos de acero y con camisas de material compuesto. Esta técnica de reparación tiene muchas ventajas sobre las técnicas de reparación tradicionales. El modelo propuesto se calibra con resultados experimentales.

1. INTRODUCCIÓN

Las columnas sujetas a compresión desempeñan un papel esencial en la seguridad de una estructura. Muchas de estas columnas necesitan de una reparación o reacondicionamiento debido a causas como el incremento de la carga a soportar a lo largo de su vida útil (cambios en las normativas, cambios en la función de la estructura...), la incapacidad de soportar cargas excepcionales (impactos, terremotos...), errores durante el proyecto y la construcción o degradación causada por la corrosión del acero. El confinamiento de columnas sometidas a compresión permite mejorar su capacidad de carga. y, en caso de rehabilitación sísmica, también su ductilidad. Las técnicas de confinamiento tradicionales se basan en el encamisado de la columna con hormigón o acero. Sin embargo, recientemente, se han empezado a emplear también materiales compuestos para aumentar el confinamiento de columnas. Entre otras ventajas, este material es más rápido de instalar, reduce el mantenimiento y mejora la durabilidad. Además, los materiales compuestos, a diferencia del acero, se comportan elásticamente hasta su ruptura y, por tanto, ejercen una presión de confinamiento creciente con el aumento de la carga axial. El interés creciente provocado por el uso de encamisados de material compuesto para el confinamiento de columnas de hormigón se refleja en la gran cantidad de publicaciones de investigación experimental aparecidas sobre este tema especialmente en los últimos años.

Sin embargo, cualquier diseño de un encamisado de material compuesto destinado al reacondicionamiento de columnas existentes requiere de una predicción analítica fiable del comportamiento tensión-deformación de las columnas confinadas. Mander et al (1988)

fueron los primeros en proponer un modelo tensión-deformación unificado para columnas circulares y rectangulares de hormigón confinado con acero. La generalidad del modelo se basaba en la formulación de un coeficiente de efectividad de confinamiento. Se puede considerar este modelo como el más popular y utilizado de todos los modelos de confinamiento con acero propuestos. Se han propuesto igualmente extensiones del mismo encaminadas a considerar también el efecto confinante del encamisado de material compuesto (Saadatmanesh et al. 1994, Mirmiran y Shahawy 1997). Sin embargo, otros modelos se han desarrollado específicamente para materiales compuestos (Toutanji 1999, Spoelstra y Monti 1999).

En este trabajo, se muestra un método analítico destinado a la evaluación de la respuesta carga axial-deformación de columnas de hormigón armado confinadas con material compuesto. En este método, basado en la generalización propuesta por Wang y Restrepo (2001) al modelo de Mander et al (1988), se considera el efecto confinante no sólo del encamisado de material compuesto sino también de los cercos de acero. Se considera igualmente la influencia que la forma de la sección tiene sobre el comportamiento de las columnas.

La efectividad del modelo se calibra con resultados experimentales llevados a cabo en el Instituto Eduardo Torroja de Ciencias de la Construcción sobre pilares de sección cuadrada.

2. MODELO ANALÍTICO PARA COLUMNAS RECTANGULARES

2.1 Comportamiento de columnas rectangulares confinadas

En el confinamiento que ejerce un encamisado de material compuesto sobre una columna de hormigón, a medida que aumenta la tensión axial en la columna aumenta la deformación lateral y, por tanto, se desarrolla una tensión en el encamisado. Como consecuencia del confinamiento actúa sobre el hormigón una presión lateral de confinamiento, p_{FRPx} y p_{FRPy} , en ambas direcciones (Figura 1). Por equilibrio de fuerzas se tiene:

$$p_{FRPx}t_{y} = 2f_{FRP}t_{FRP}$$

$$p_{FRPy}t_{x} = 2f_{FRP}t_{FRP}$$
(1)

siendo t_x y t_y las dimensiones de la sección transversal en ambas direcciones, f_{FRP} la tensión de confinamiento en el encamisado y t_{FRP} el espesor del encamisado. Llamando

$$\rho_{FRPx} = 2 \frac{t_{FRP}}{t_y}$$

$$\rho_{FRPy} = 2 \frac{t_{FRP}}{t_y}$$
(2)

a los índices de confinamiento se tiene de la Ecuación (1) lo siguiente:



Fig. 1 - Presión de confinamiento

$$p_{FRPx} = \rho_{FRPx} t_{FRP}$$

$$p_{FRPy} = \rho_{FRPy} f_{FRP}$$
(3)

El mecanismo de confinamiento ejercido por los cercos de acero es similar salvo que cuando el acero alcanza el límite elástico la presión de confinamiento permanece constante (despreciando el endurecimiento del acero). Se tiene:

$$p_{sx} = \rho_{sx} f_s$$

$$p_{sy} = \rho_{sy} f_s$$
(4)

siendo f_s la tensión en los cercos.

Los índices de confinamiento son en este caso:

$$\rho_{sx} = 2 \frac{A_{sx}}{sd_{y}}$$

$$\rho_{sy} = 2 \frac{A_{sy}}{sd_{x}}$$
(5)

siendo A_{sx} y A_{sy} las secciones transversales de los cercos paralelos a los ejes x e y, respectivamente, d_x y d_y las distancias entre los ejes de los cercos en las direcciones x e y, respectivamente, y s las distancia entre cercos en dirección longitudinal.

La presión de confinamiento total se obtiene sumando la de ambos materiales:

$$p_{x} = p_{FRPx} + p_{sx}$$

$$p_{y} = p_{FRPy} + p_{sy}$$
(6)

Suponiendo compatibilidad de deformaciones entre el hormigón, el encamisado y los cercos de acero, se pueden evaluar las tensiones de confinamiento en el material compuesto y en el acero:

$$f_{FRP} = E_{FRP} \varepsilon_{t}$$

$$f_{s} = E_{s} \varepsilon_{t} \quad (\varepsilon_{t} \le \varepsilon_{y}) \quad o \quad f_{s} = E_{s} \varepsilon_{y} \quad (\varepsilon_{t} \ge \varepsilon_{y})$$
(7)

siendo ε_t la deformación lateral, E_{FRP} y E_s los módulos de elasticidad del material compuesto y del acero, respectivamente, y ε_v el límite elástico del acero.

2.2 Relación tensión-deformación

En la formulación de la relación tensión-deformación del hormigón confinado se toma la generalización propuesta por Wang y Restrepo (2001) al modelo de Mander et al (1988). Se ha de considerar la acción confinante de los cercos de acero por un lado y del encamisado de material compuesto por otro.

Para el acero se supone que la presión de confinamiento máxima sólo puede ser ejercida en aquellas zonas del hormigón en las que la tensión de confinamiento se desarrolla plenamente debido a la acción de arco. Esta acción se desarrolla verticalmente entre los cercos y horizontalmente entre los redondos de acero. Se asume que ocurre en forma de parábola con una pendiente inicial de 45°. Con ello, el área de hormigón confinada de forma efectiva por el acero es la siguiente:

$$A_{cs} = \left(d_{x}d_{y} - \sum_{i=1}^{n} \frac{(W_{i}^{'})^{2}}{6}\right) \left(1 - 0.5\frac{s'}{d_{x}}\right) \left(1 - 0.5\frac{s'}{d_{y}}\right)$$
(8)

siendo w'_i la distancia libre entre redondos de acero adyacentes y s' la distancia libre entre estribos.



Fig. 2 - Confinamiento del encamisado de material compuesto

En el caso del encamisado de material compuesto, se considera que la máxima acción

confinante se produce en las esquinas de la sección transversal desarrollándose una acción de arco a lo largo de los lados de la sección (Figura 2). El área confinada de forma efectiva por la camisa es la siguiente:

$$A_{c FRP} = t_{x}t_{y} - \frac{(w_{FRPx})^{2} + (w_{FRPy})^{2}}{3}tg\theta_{FRP} - A_{s} - (4r^{2} - \pi r^{2})$$
(9)

siendo A_s el área del acero longitudinal, r el radio de las esquinas redondeadas, $(w'_{FRPx})^2 y$ $(w'_{FRPy})^2$ las longitudes de la parte recta de la sección transversal en las direcciones x e y, respectivamente, y θ_{FRP} el ángulo de arco debido al encamisado. Nótese que todo el área confinada por el acero es confinada también por el material compuesto pero no al revés.

Según la expresión anterior, el área de hormigón que va a permanecer sin confinar es:

$$A_{cu} = \frac{(\dot{w}_{FRPx})^2 + (\dot{w}_{FRPy})^2}{3} tg\theta_{FRP}$$
(10)

Considerando las tres zonas de confinamiento diferenciadas, la carga compresiva soportada por el hormigón P_c se compone de la soportada por cada una de las tres zonas. Se tiene:

$$P_{c} = \sigma_{cu}A_{cu} + \sigma_{cFRP}(A_{cFRP} - A_{cs}) + \sigma_{cFRPs}A_{cs}$$
(11)

siendo σ_{cu} , σ_{cFRP} y σ_{cFRPs} las tensiones compresivas en el hormigón sin confinar, en el hormigón confinado sólo por el encamisado y en el hormigón confinado simultáneamente por el encamisado y por el acero, respectivamente.

La evaluación del valor de estas tres tensiones en función de las deformaciones axiales se lleva a cabo con las ecuaciones del modelo de Mander et al (1988). Se tiene:

$$\sigma_{c} = \frac{\sigma_{cc}^{'} xr}{r - 1 + x^{r}}$$
(12)

siendo σ'_{cc} la resistencia del hormigón confinado y

$$x = \frac{\varepsilon_{c}}{\varepsilon_{cc}} \qquad r = \frac{E_{c}}{E_{c} - E_{sec}}$$

$$\varepsilon_{cc} = \varepsilon_{co} \left[1 + R \left(\frac{\sigma'_{cc}}{\sigma'_{co}} - 1 \right) \right] \qquad (13)$$

siendo E_c y E_{sec} los módulos de elasticidad tangente y secante del hormigón, ε_c la deformación axial del hormigón, ε_{cc} la deformación axial asociada a la resistencia del hormigón confinado y σ'_{co} y ε'_{co} la resistencia y la deformación asociada del hormigón sin confinar. El factor R depende de las propiedades del hormigón.

La resistencia del hormigón confinado σ'_{cc} se calcula a partir de la del hormigón sin confinar σ'_{co} como:

$$\sigma'_{cc} = \alpha_1 \alpha_2 \sigma'_{co} \tag{14}$$

El coeficiente α_1 representa el incremento de resistencia del hormigón confinado cuando se somete a una compresión triaxial con presiones laterales de confinamiento iguales. Su valor fue deducido por Mander et al (1988):

$$\alpha_{1} = 1.25 \left(1.8 \sqrt{1 + 7.94 \frac{p_{M}}{\sigma_{c}^{'}}} - 1.6 \frac{p_{M}}{\sigma_{c}^{'}} - 1 \right)$$
(15)

siendo p_M la máxima presión lateral de confinamiento.

El coeficiente α_2 se un coeficiente corrector de lo anterior para considerar cualquier desviación del hecho de que las presiones laterales de confinamiento sean iguales. El valor propuesto por Tan (2002) es:

$$\alpha_{2} = \left[1.4 \frac{p_{m}}{p_{M}} - 0.6 \left(\frac{p_{m}}{p_{M}}\right)^{2} - 0.8 \sqrt{\frac{p_{M}}{\sigma_{c}}} + 1\right]$$
(16)

siendo p_m la presión lateral de confinamiento menor.

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

3.1 Programa de ensayos

Se ha llevado a cabo un programa de ensayos sobre 10 pilares de hormigón armado de 2.05 m de altura y 0,29 x 0,29 m de sección con cuatro barras de acero de 16 mm de diámetro como armadura longitudinal y cercos de 8 mm de diámetro cada 200 mm. Se han utilizado 2 hormigones con diferentes resistencias: 18,85 MPa y 41,5 MPa. Dos pilares se han dejado sin reforzar, como pilares referencia, y los ocho restantes se han reforzado con camisas de carbono o vidrio con distintas configuraciones y espesores. Los pilares han sido

reforzados por la empresa NECSO. Los diez pilares se han ensayado a compresión simple y se ha medido la carga aplicada y la deformación en distintos puntos.

3.2 Resultados numéricos

Con el modelo analítico propuesto anteriormente se han llevado a cabo simulaciones numéricas de algunos de los ensayos llevados a cabo. Se han tomado dos parámetros en el modelo: El factor R de la Ecuación (13) y el ángulo de arco θ_{FRP} debido al encamisado. Estos dos parámetros han intentado ajustarse con los resultados experimentales obtenidos. Se ha asumido para el armado de acero un comportamiento elastoplástico.

La deformación transversal, necesaria para calcular la tensión de confinamiento, se ha establecido a partir de un coeficiente de Poisson de 0.5. Se tiene:

$$\varepsilon_{t} = 0.5\varepsilon_{a} \tag{17}$$

siendo ε_a la deformación axial.

Esta aproximación se basa en resultados experimentales y , además de simplificar notablemente el problema, produce buenos resultados.

Como base de comparación se toman dos de las probetas ensayadas, la número 2 y la número 8. La número 2 corresponde a un pilar construido con el hormigón de más baja resistencia reforzado con una camisa de fibra de carbono (E_1 =72GPa, E_2 =36GPa) con orientación (0,90,0) y un espesor de 1.5 mm. La número 8, por el contrario, está constituida por el hormigón de más alta resistencia y se ha reforzado con una camisa de fibra de vidrio (E_1 =19GPa, E_2 =19GPa) de orientación (0,90)₂ y espesor 2.4 mm.

En la Figura 3a se muestra la comparación de la curvas carga-deformación del ensayo y de la simulación para la segunda probeta considerando R=5 y distintos valores del ángulo de arco θ_{FRP} . En general, se puede afirmar que existe buena concordancia entre los resultados experimentales y los numéricos. En la Figura 3b se muestra para esta segunda probeta la influencia del parámetro R en los resultados. Los mejores resultados se observan cuando R=5 lo que concuerda con el valor adoptado por Mander et al. (1988) para hormigón confinado con cercos de acero.

Los resultados correspondientes a la probeta 8 se muestran en las Figuras 4a y 4b. En estas probetas, de confinamiento más débil, la influencia del parámetro θ_{FRP} es inapreciable hasta alcanzar la carga máxima que es lo que refleja únicamente el ensayo. Esta influencia sólo se reflejaría en las zonas de pendiente negativa correspondientes a deformaciones superiores a la alcanzada para la carga máxima. La influencia del factor R tampoco es muy apreciable.



Fig. 3 - Curva carga-deformación axial Probeta 2

4. CONCLUSIONES

Se ha propuesto un modelo de cálculo del comportamiento a compresión de columnas de hormigón armado confinadas con camisas de material compuesto. El modelo ha proporcionado buenos resultados en su comparación con resultados experimentales. Algunos parámetros del modelo deben ser calibrados en función de las características de la camisa de material compuesto.



Fig. 4 - Curva carga-deformación axial Probeta 8

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se enmarca dentro del Proyecto de Investigación MAT2000-0971-C02-02 financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología y realizado conjuntamente por el Departamento de Mecánica Estructural de la Universidad Politécnica de Madrid y el Instituto Eduardo Torroja de Ciencias de la Construcción.

Los autores quieren expresar también su agradecimiento al Departamento de I+D de NECSO por el suministro de los pilares y la ejecución de los refuerzos.

REFERENCIAS

MANDER, J.B., PRIESTLEY, M.J. y PARK, R. (1988). Theoretical stress-strain model for confined concrete. *Journal of Structural Engineering* ASCE, 114(8), pp 1804-1826.

MIRMIRAN, A. Y SHAHAWY, M. (1996). Behavior of concrete columns confined by fiber composites. *Journal of Structural Engineering* ASCE, 123(5), pp 583-590.

SAADATMANESH, H., EHSANI, M.R. y LI, M.W. (1994). Strength and ductility of concrete columns externally reinforced with fiber composite straps. *ACI Struct. J.* 91(4), pp 434-447.

SPOELSTRA y MONTI G.(1999). FRP-confined concrete model. *Journal of Composites for Construction* ASCE, 3(3), pp 143-150.

TAN, K.H. (2002). Strength enhancement of rectangular reinforced concrete columns using fiber-reinforced polymer. *Journal of Composites for Construction*. 6(3), pp 175-183.

TOUTANJI, H. (1999). Stress-strain characteristics of concrete columns externally confined with advanced fiber composite sheets. ACI Material Journal, 96(3), pp 143-150.

WANG, Y. y RESTREPO, J. (2001). Investigation of concentrically loaded reinforced concrete columns confined with glass fiber-reinforced polymer jackets. *ACI Str. J.* 98(3), pp. 377-385.

Reacondicionamiento sísmico de pilares de hormigón armado con material compuesto

R. Perera, E. Alarcón

Departamento de Mecánica Estructural, Universidad Politécnica de Madrid, España

RESUMEN

Durante la ocurrencia de un terremoto, los pilares de los puentes y de los edificios se ven sometidos a fuertes cargas laterales. Este tipo de acciones puede llegar a provocar el fallo de las columnas por una insuficiencia en la resistencia a cortante, en la resistencia a flexión o en la ductilidad especialmente en estructuras proyectadas con normativas sísmicas antiguas. El confinamiento de estas columnas con materiales compuestos contribuye a mejorar la resistencia de las mismas así como su ductilidad lo que constituye, por tanto, una medida de reacondicionamiento sísmico. En este trabajo se propone un modelo para evaluar el comportamiento sísmico de pilares reacondicionados con camisas de material compuesto.

1. INTRODUCCIÓN

El colapso y el daño experimentado por muchos edificios y puentes en terremotos recientes ha extendido, cada vez más, la necesidad de reacondicionar estructuras no adecuadas desde el punto de vista sísmico. Especialmente vulnerables son las pilas de puentes de hormigón armado construidas con normativas sísmicas antiguas. Con el objeto de mejorar el comportamiento sísmico de este tipo de estructuras se han venido utilizando sistemas de reacondicionamiento consistentes en el encamisado de la pila con hormigón o acero. Esta técnica permite mejorar la capacidad a cortante y la ductilidad de las columnas en caso de producirse un movimiento sísmico.

En los últimos años, sin embargo, se han empezado a utilizar también encamisados de material compuesto para el reacondicionamiento (Priestley et al 1996, Seible et al 1997, Gergely et al 1998).

En este trabajo se presenta un modelo numérico simplificado para la evaluación del comportamiento sísmico de pilares reacondicionados con encamisado de material compuesto. El modelo se basa en la definición de una variable de daño cuya evolución permite representar el comportamiento progresivo del pilar confinado a flexión. A la

evaluación del daño potencial en estructuras de hormigón armado sometidas a acciones sísmicas se han dedicado muchos estudios e investigaciones en las últimas décadas. El procedimiento generalmente aceptado consiste en una evaluación en dos etapas: primeramente se lleva a cabo un cálculo estático no lineal de la estructura y el índice de daño se calcula a posteriori en una etapa de posproceso. Este método no deja de resultar paradójico al utilizar para el cálculo del daño un procedimiento en el que no se incluye la influencia del mismo.

De una forma más congruente se puede plantear la evaluación del daño como un proceso acoplado al cálculo estructural y, por tanto, influyendo sobre el comportamiento mecánico de la estructura. Para ello, se ha de establecer el modelo utilizando los conceptos de la Mecánica de la Degradación Continua lo cual conduce a formulaciones demasiado complejas.

Otra alternativa que es la utilizada en este estudio se basa en una aplicación de los conceptos de la Mecánica de la Degradación a los modelos de rótula plástica concentrada en los extremos. Una generalización de estos últimos para incluir el daño supone que en los extremos de cada barra se concentran no sólo los efectos plásticos sino también todos aquellos efectos que producen disipación en la estructura. Para ello, al igual que con la deformación plástica se definen unas variables de degradación en los extremos de las barras que permiten cuantificar el deterioro sufrido en cada una de estas secciones extremas.

Una aplicación de esta formulación para la simulación del comportamiento de columnas de hormigón armado es la que se ha utilizado en este trabajo.

Con el modelo propuesto se analiza el comportamiento sísmico de pilares mediante análisis de empuje progresivo (análisis "pushover") y análisis de carga cíclica.

2. MODELO DE DAÑO CONCENTRADO

2.1 Ecuaciones de comportamiento

En el desarrollo del modelo de daño no lineal se emplean los conceptos de la Mecánica de la Degradación Continua. Según esto, la influencia del daño sobre el comportamiento elástico de un elemento se considera mediante el principio de equivalencia en deformaciones (Lemaitre 1996) que permite expresar la deformación reversible como:

$$\varepsilon - \varepsilon^{p} = \frac{\sigma}{E(1-d)} \tag{1}$$

donde d representa una variable de daño isótropa y la rigidez de descarga del material dañado queda definida por E(1-d).

De la deformación reversible la deformación verdaderamente elástica se obtiene como

$$\varepsilon^{e} = \frac{\sigma}{E}$$
 (2)

El resto de la deformación reversible se asocia a la microfisuración producida durante el proceso de carga y representa el proceso de degradación de las propiedades elásticas. Su valor se obtiene a partir de las Ecuaciones (1) y (2) como:

$$\varepsilon^{d} = \frac{\sigma d}{E(1-d)} \tag{3}$$

En el caso particular de un elemento de celosía la aplicación de la Ecuación (3) conduce a la siguiente expresión

$$\delta^{d} = \frac{\mathrm{NL}}{\mathrm{EA}} \frac{\mathrm{d}_{a}}{(\mathrm{I} - \mathrm{d}_{a})} \tag{4}$$

en la cual N, δ^d y d_a representan el esfuerzo axial, el alargamiento debido al daño de la barra y el daño axial, respectivamente.

Este resultado constituye el núcleo del modelo de daño desarrollado en este estudio ya que, por generalización de los modelos de plasticidad concentrada, se suponen todos los efectos disipativos considerados (daño y plasticidad) concentrados en los extremos de las barras. Esto permite representar cualquier elemento de pórtico de forma idealizada mediante un elemento elástico con muelles en los extremos representativos de los fenómenos disipativos (Modelo de disipación concentrada) (Figura 1)(Cohn y Franchie 1979).



Fig. 1 - Modelo mecánico

Si se considera para cada elemento la distribución de tensiones definida por el vector $q=(M_i,M_j,N)^t$ conteniendo los momentos de flexión en los extremos y el esfuerzo axial, la variable cinemática asociada $u = \{\theta_i \quad \theta_j \quad \delta\}^t$ define la deformada del elemento (Figura 2).

En caso de daño, se asume la siguiente relación:

$$u^{d} = \begin{pmatrix} \theta_{i}^{d} \\ \theta_{j}^{d} \\ \delta^{d} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{d_{i}}{1 - d_{i}} \frac{L}{4EI} & & \\ & \frac{d_{j}}{1 - d_{j}} \frac{L}{4EI} & \\ & & \frac{d_{a}}{1 - d_{a}} \frac{L}{EA} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} M_{i} \\ M_{j} \\ N \end{pmatrix} = F^{d}q$$
(5)

donde θ_i^d, θ_j^d representan los giros debidos al daño en los extremos de la barra, d_i y d_j las variables de daño asociadas a estos giros y F^d la matriz de flexibilidad asociada al daño. En la formulación de la Ecuación (5) se ha postulado para los efectos de flexión una relación similar a la de la Ecuación (4).



Fig. 2 - Estado de deformaciones del elemento

A partir de la ecuación (5) y del modelo de disipación concentrada empleado se obtienen las ecuaciones de comportamiento características del elemento de pórtico:

$$\mathbf{u} - \mathbf{u}^{p} = \left[\mathbf{F}^{o} + \mathbf{F}^{d}\right]\mathbf{q} = \mathbf{F}(\mathbf{D})\mathbf{q}$$
(6)

donde u^p agrupa la parte plástica de las deformaciones generalizadas y F_o representa la matriz de flexibilidad elástica; D agrupa el conjunto de variables de daño definidas en las rótulas:

$$\mathbf{D}^{\mathsf{t}} = \begin{pmatrix} \mathsf{d}_{\mathsf{i}} & \mathsf{d}_{\mathsf{i}} & \mathsf{d}_{\mathsf{a}} \end{pmatrix} \tag{7}$$

La extensión del modelo propuesto al caso de carga cíclica y sísmica es inmediata. Para ello se definen dos conjuntos de variables de daño, uno para las acciones positivas y otro para las acciones negativas (Flórez 1995). En este caso, se tienen las siguientes ecuaciones de comportamiento:

$$\mathbf{u} - \mathbf{u}^{p} = \mathbf{F}(\mathbf{D}^{+})\langle \mathbf{q} \rangle_{+} + \mathbf{F}(\mathbf{D}^{-})\langle \mathbf{q} \rangle_{-}$$
(8)

siendo $\langle q \rangle_{+}$ y $\langle q \rangle_{-}$ las partes positiva y negativa de q, respectivamente.

Al ser establecido el modelo dentro del marco de la termodinámica de los procesos irreversibles la evolución de las variables internas ha de formularse también de forma congruente con este marco. Para ello, se han de establecer unos potenciales disipativos, ϕ_p y ϕ_d , de los cuales derivar la evolución de las variables plásticas y de daño:

$$du^{p} = d\lambda^{p} \frac{\partial \varphi_{p}}{\partial q} \qquad \qquad dD = d\lambda^{d} \frac{\partial \varphi_{d}}{\partial Y}$$
(9)

siendo $d\lambda^p$ y $d\lambda^d$ los parámetros de consistencia plástico y de daño, respectivamente, e Y la tasa de restitución energética (Lemaitre 1996).

2.2 Evaluación de los potenciales disipativos

La elección de los potenciales disipativos es fundamental en el funcionamiento del modelo. En caso de considerar únicamente el comportamiento a flexión estos potenciales son funciones dependientes de los momentos flectores y de Y (Perera et al 2000). Los parámetros que intervienen se definen a partir de estado límites significativos de la sección de hormigón armado obtenidos mediante la relación tensión-deformación del hormigón confinado. En concreto, se emplean el momento de fisuración, el momento límite elástico, el momento último y el giro plástico último.

Para definir estos estados límite se hace necesario pues definir la relación momentocurvatura de la sección de hormigón confinado. La obtención de esta relación exige conocer la ley de comportamiento tensión-deformación axial del hormigón confinado con los cercos de acero y el encamisado de material compuesto. Para ello, se ha utilizado el modelo tensión-deformación axial de Wang y Restrepo (2001) basado en el de Mander et al (1988). En líneas generales, en este modelo la carga axial compresiva P_c soportada por el pilar se compone de tres partes diferenciadas: la soportada por el área de hormigón sin confinar (A_{cu}), la soportada por el área de hormigón confinado únicamente con la camisa de material compuesto (A_{cFRP}-A_{cs}) y la soportada por el área de hormigón confinado conjuntamente por los cercos de acero y la camisa (A_{cs}). Se tiene:

$$P_{c} = \sigma_{cu}A_{cu} + \sigma_{cFRP}(A_{cFRP} - A_{cs}) + \sigma_{cFRPs}A_{cs}$$
(10)

siendo σ_{cu} , σ_{cFRP} y σ_{cFRPs} las tensiones compresivas en el hormigón sin confinar, en el hormigón confinado sólo por el encamisado y en el hormigón confinado simultáneamente por el encamisado y por el acero, respectivamente.

La evaluación del valor de estas tres tensiones en función de las deformaciones axiales se lleva a cabo con las ecuaciones del modelo de Mander et al (1988).

Una vez definida la relación tensión-deformación axial del hormigón confinado y conocida esa misma relación para el acero, la curva momento-curvatura se obtiene mediante un análisis no lineal de la sección de hormigón confinado. Para ello, se divide la sección de hormigón en fibras y se aplican incrementos de curvatura sucesivos. Para cada incremento se obtiene mediante un procedimiento iterativo la profundidad de la fibra neutra aplicando compatibilidad y equilibrio y teniendo en cuenta las relaciones de comportamiento de los materiales de la sección. Cuando esto se consigue la determinación del momento en la sección es inmediata sumando los producidos por las fuerzas compresivas y las fuerzas de tracción.

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

Con el modelo analítico propuesto anteriormente se ha llevado a cabo la simulación numérica del ensayo realizado en el Laboratorio de Investigación Estructural Powell (Seible et al 1997) sobre una columna de sección transversal rectangular. Dicha columna, cuya sección transversal se muestra en la Figura 3, se reacondicionó con una camisa de fibra de carbono en la zona de rótula plástica. El espesor de la camisa se dimensionó con el objetivo de duplicar al menos el nivel de ductilidad alcanzado con respecto a la columna no reacondicionada. El módulo de elasticidad del material que constituye el encamisado es 124 GPa mientras que su resistencia última es 1.3 GPa.



Fig. 3 - Sección transversal de hormigón armado

En la Figura 4 se muestra la comparación de la curvas tensión-deformación axial para el hormigón confinado y sin confinar. En esta figura f_c representa la tensión axial del hormigón y f_{co} la máxima tensión compresiva del hormigón sin confinar. Se observa claramente la mejora de resistencia que se produce en el hormigón confinado especialmente después de que el hormigón sin confinar alcance su máxima resistencia.

Para las curvas de la Figura 4 se ha obtenido la relación momento-curvatura para el hormigón armado confinado y sin confinar. Los resultados se muestran en la Figura 5. Se observa el incremento de ductilidad notable que se produce al confinar la columna.



Fig. 4 - Curvas tensión-deformación axial



Fig. 5 - Curvas momento-curvatura



Fig. 6 - Curva carga-desplazamiento cíclico experimental



Fig. 7 - Curva carga-desplazamiento cíclico numérica

La columna de hormigón confinado se sometió a un ensayo experimental de carga cíclico. En las Figuras 6 y 7 se muestran los resultados experimentales y los obtenidos con el modelo de daño propuesto anteriormente, respectivamente. Se puede afirmar de la comparación de ambas curvas que el modelo propuesto proporciona resultados que concuerdan bastante bien con los resultados de los ensayos.

4. CONCLUSIONES

Se ha propuesto un modelo numérico simplificado basado en la Mecánica de la Degradación para la evaluación del comportamiento sísmico de columnas de hormigón armado cuando éstas se reacondicionan con camisas de material compuesto. La calibración del modelo con resultados experimentales ha resultado buena y demuestra la mejora en la resistencia y en la ductilidad que se produce en el pilar de hormigón confinado.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se enmarca dentro del Proyecto de Investigación MAT2000-0971-C02-02 financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología y realizado conjuntamente por el Departamento de Mecánica Estructural de la Universidad Politécnica de Madrid y el Instituto Eduardo Torroja de Ciencias de la Construcción.

REFERENCIAS

COHN, M.Z. y FRANCHI, A. (1979). Structural plasticity computer system: STRUPL. *Journal Structural Division* 105, pp 789-804.

FLÓREZ-LÓPEZ, J. (1995). Simplified model of unilateral damage for RC frames. *Journal of Structural Engineering* ASCE 121. pp 1765-1772.

GERGELY, I., PANTELIDES, C.P., NUISMER, R.J. y BEAVELEY, L.D.(1998). Bridge pier retrofit using fiber-reinforced plastic composites. *Journal of Composites for Construction* ASCE 2(4), pp 165-174.

LEMAITRE, J. (1996). A course on damage mechanics. Springer Berlin.

MANDER, J.B., PRIESTLEY, M.J. y PARK, R. (1988). Theoretical stress-strain model for confined concrete. *Journal of Structural Engineering* ASCE, 114(8), pp 1804-1826.

PERERA, R., CARNICERO, A., ALARCÓN, E. y S.GÓMEZ (2000). A fatigue damage model for seismic response of RC structures. *Computers and Structures* 78. pp 293-302.

PRIESTLEY, M.J., SEIBLE, F. Y CALVI, M. (1996). Seismic design and retrofit of bridges. John Wiley & Sons, Inc., New York.

SEIBLE, F., PRIESTLEY, J.N y HEGEMIER, G.A.(1997). Seismic retrofit of RC columns with continuous carbon fiber jackets. *Journal of Composites for Construction* ASCE, 1(2), pp 52-62.

WANG, Y.C. y RESTREPO, J.I. (2001). Investigation of concentrically loaded reinforced concrete columns confined with glass fiber-reinforced polymer jackets. *ACI Structural Journal* 98(3), pp. 377-385.

C. López, A. Recuero, J. P. Gutiérrez, A. De Diego

Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja. C.S.I.C., Madrid, España **R. Perera**

Departamento de Mecánica Estructural, Universidad Politécnica de Madrid, España

RESUMEN

En este trabajo se presenta un programa experimental llevado a cabo para verificar el funcionamiento de un sistema de refuerzo de pilares de hormigón armado de sección cuadrada mediante camisas prefabricadas de polímeros reforzados con fibras (FRP). Se han ensayado a compresión simple diez pilares, dos de referencia sin reforzar, y ocho reforzados con camisas de fibra de carbono y de vidrio.

1. INTRODUCCIÓN

El refuerzo de estructuras de hormigón es el campo de la construcción donde más rápidamente y con mayor éxito se están aplicando los materiales compuestos debido sobre todo a su resistencia a la corrosión y a su ligereza que se traduce en facilidad y ahorro en el transporte y puesta en obra. Los refuerzos con FRP se realizan de forma muy rápida, con pocos operarios y sin necesidad de utilizar maquinaria pesada con todo lo que ello supone de cara a la permanencia en servicio de la estructura.

Los FRP se utilizan en el refuerzo de pilares de puentes y de edificios para conferirles mayor resistencia y ductilidad. Las primeras aplicaciones significativas de refuerzo de pilares con FRP se hicieron en zonas sísmicas, ya que un confinamiento adecuado incrementa la capacidad rotacional (y por lo tanto la ductilidad) en las zonas en que se forman rótulas plásticas (Seible et al. 1997, Manfredi y Prota 2001). Pero el confinamiento es también efectivo en zonas no sísmicas donde deba aumentarse la capacidad de carga axial de los pilares (por ejemplo en pilares deteriorados o en los que la resistencia del hormigón sea baja, o en puentes o estructuras que vayan a ensancharse o a incrementar las cargas de servicio).

Existen varios métodos de refuerzo de pilares con FRP. Un método consiste en aplicar manualmente sobre el pilar fibras impregnadas en la resina que al curar configuran la camisa. Esta aplicación puede hacerse también mediante una máquina que impregna las fibras en un baño de resina antes de enrollarlas alrededor del pilar fabricando una camisa de espesor, porcentaje de fibras y orientación de las mismas controlados. Otros métodos consisten en la envoltura del pilar utilizando una o varias piezas prefabricadas que se adaptan a la geometría del pilar (Calvo et al. 2001).

Por otra parte, las camisas de FRP pueden aplicar el confinamiento activa o pasivamente. En los refuerzos activos las fibras se ponen en tensión, bien al ser envueltas alrededor del pilar o bien por presión inyectando mortero de cemento o resina epoxi entre la camisa y el pilar. En los refuerzos pasivos la presión de confinamiento es resultado de la reacción de la camisa contra la expansión lateral de la sección transversal del pilar al ser comprimida axialmente.

El hormigón confinado con acero ha sido objeto de innumerables estudios en las últimas tres décadas, y se han desarrollado modelos y formulaciones que explican satisfactoriamente su comportamiento (Chai et al. 1994). Estos modelos se muestran inadecuados al intentar aplicarlos al confinamiento con FRP, debido fundamentalmente a que el acero plastifica y sin embargo el FRP se comporta de modo elástico hasta su rotura. El acero, al plastificar, ejerce sobre el hormigón una presión de confinamiento constante mientras que la acción de confinamiento del FRP se incrementa continuamente, siendo la respuesta del hormigón en uno y otro caso completamente diferente (Mirmiran et al. 1998).

Los parámetros que afectan a la resistencia y ductilidad del hormigón confinado con FRP incluyen la resistencia del hormigón, los tipos de fibras y resinas, el porcentaje de fibras en volumen y la orientación de las fibras en la camisa, el espesor de la camisa (o número de capas), la adherencia en la interfaz núcleo-camisa, la forma de la sección y la esbeltez del pilar.

La mayoría de estudios y aplicaciones realizados se han centrado en los pilares circulares. En pilares de sección cuadrada o rectangular, se ha demostrado que el confinamiento es menos efectivo. En este caso, la tensión de confinamiento se transmite al hormigón en las cuatro esquinas, dando como resultado un volumen reducido de hormigón confinado (Mirmiran et al. 1998; Chaallal y Shahawy 2000).



Fig. 1 - Confinamiento en secciones no circulares

El Departamento de I+D de la empresa NECSO ha desarrollado un nuevo método de refuerzo para pilares cuadrados que consiste en redondear las esquinas de la sección, envolver el pilar con una camisa prefabricada de FRP de una sola pieza, y una vez cerrada la camisa inyectar un mortero entre el hormigón y ésta que asegura el contacto y hace que el refuerzo trabaje desde el momento de su aplicación.

El Instituto Eduardo Torroja, en colaboración con el Departamento de Mecánica Estructural de la ETS de Ingenieros Industriales de la UPM está llevando a cabo un estudio numérico y experimental con el fin de verificar la eficacia de este nuevo sistema.

2. PROGRAMA EXPERIMENTAL

2.1 Descripción de las probetas

Se han ensayado 10 pilares de hormigón armado de 2.05 m de altura y 0,29 x 0,29 m de sección con cuatro barras de acero de 16 mm de diámetro como armadura longitudinal y cercos de 8 mm de diámetro cada 200 mm. Se han utilizado 2 hormigones con diferentes resistencias: 18,85 MPa y 41,5 MPa. Dos pilares se han dejado sin reforzar, como pilares referencia, y los ocho restantes se han reforzado con camisas de carbono o vidrio con distintas configuraciones y espesores.

| Nº de | Resistencia del | Tipo de | Orientación | Espesor de |
|---------|-----------------|---------|----------------------|------------|
| probeta | hormigón | camisa | de las fibras | la camisa |
| | [MPa] | | | [mm] |
| 1 | 18.85 | Ninguna | - | - |
| 2 | 41.5 | Ninguna | - | - |
| 3 | 18.85 | Carbono | (0,90,0) | 1.5 |
| 4 | 18.85 | Carbono | (0,90,0) | 1.5 |
| 5 | 41.5 | Carbono | (0,90,0) | 1.5 |
| 6 | 41.5 | Carbono | (0,90,0) | 1.5 |
| 7 | 18.85 | Vidrio | (0,90)2 | 2.4 |
| 8 | 18.85 | Vidrio | (+/-45) ₂ | 2.4 |
| 9 | 41.5 | Vidrio | (0,90) ₂ | 2.4 |
| 10 | 41.5 | Vidrio | (+/-45) ₂ | 2.4 |

| Tabla | 1. | – Des | crip | ción | de | las | probetas |
|--------|----|-------|-------|-------|----|------|----------|
| 1 4014 | | | vi ip | CIUII | uv | Itto | problems |

| Fibra del laminado | Carbono | Vidrio | Vidrio |
|-----------------------------|-----------|-----------|---------|
| Resina del laminado | Epoxi | Epoxi | Epoxi |
| % de fibra | 52.5 | 55 | 55 |
| Configuración de las fibras | (0,90,0)* | (+/- 45)* | (90,0)* |
| E ₁ (Gpa) | 72 | 15 | 19 |
| E ₂ (Gpa) | 36 | 15 | 19 |
| G ₁₂ (Gpa) | 4.23 | 9.3 | 3.4 |
| V ₁₂ | 0.06 | 0.62 | 0.17 |

* siendo 90° la dirección del eje del pilar

Tabla 2 - Propiedades de los laminados que forman las camisas

2.2 Método de refuerzo

El proceso del refuerzo consta de las siguientes fases:

- Fabricación de la camisa de FRP. La camisa consta de una sección cuadrada abierta por uno de sus lados y con una longitud de 20 cm de solape.
- Preparación de la superficie del pilar de hormigón:
 - achatamiento de esquinas
 - retirada de rebabas
- Colocación de la camisa envolviendo el pilar pegando con adhesivo la superficie de solape. Además en los extremos superior e inferior se realiza con mortero un tapón para conseguir un recinto cerrado entre la camisa y el pilar.
- Una vez que el adhesivo ha endurecido se inyecta un mortero para hacer entrar en tensión a las fibras y para que exista un contacto directo entre el hormigón y la camisa y ésta trabaje de forma inmediata al comenzar a deformarse el hormigón. Para la inyección del mortero la camisa lleva dos válvulas, una de entrada de lechada y otra de salida de aire.

2.3 Procedimiento de ensayo

Los diez pilares se han ensayado a compresión simple en una prensa estática ICON de 10.000 kN de capacidad de carga. Se ha registrado la carga aplicada mediante un captador de presión extensométrico de 5 kN/cm² situado en la entrada de aceite al actuador de la prensa. Para medir la deformación longitudinal del pilar se han colocado en su parte central, sobre una base de medida de 1,00 m, cuatro captadores de desplazamiento (uno en cada cara) de 5mm de rango y 0,001 mm de precisión. La deformación transversal se ha medido con cuatro captadores de desplazamiento de 2,5 mm de rango y 0,001 mm de precisión situados en el punto medio de cada cara. Además se han medido las deformaciones en superficie en distintos puntos mediante bandas extensométricas PL-30 de Tokkyo Soki en los pilares de hormigón sin confinar, y bandas uniaxiales BFLA 5-5 Tokkyo Soki y triaxiales CA-06-250 UR-120 Micro Measurement en las camisas de FRP.



En la figura 2 se muestra una de las probetas durante el ensayo.

Fig. 2 – Probeta en disposición de ensayo

2.4 Resultados experimentales

En la figura 2 se muestran las curvas carga/desplazamiento vertical registrados en tres pilares con hormigón de 18,85 MPa sin camisa (nº 1), con camisa de fibra de vidrio (nº 7) y con camisa de fibra de carbono (nº 3). El incremento de resistencia conseguido es de un 35% con el encamisado de vidrio y de un 65% con el de carbono.



Fig. 3 - Curva carga-desplazamiento vertical

En la figura 4 se muestra el modo de fallo del pilar nº 7 con refuerzo de vidrio, que se ha repetido en otras probetas: rotura de la camisa en una esquina en la parte superior del pilar. Esta rotura se produce de manera brusca.





Fig. 4 – Fallo de las probetas nº 7 y nº 3

También en la figura 4 se muestra el fallo de la probeta nº 3. En este caso la carga última fue de 2.750 kN, pero la rotura de la camisa de carbono se inició a una carga inferior (2.200 kN). Finalmente se produjo el despegue del solape de la camisa observándose que en la zona de solape pegada se había introducido el mortero de inyección lo que demuestra que el pegado no había sido totalmente efectivo.



Fig. 5 – Fallo de la probeta nº 9.

Otro modo de fallo es el que se muestra en la figura 5, que corresponde a la probeta nº 9, pilar de hormigón de resistencia alta con camisa de fibra de vidrio $[0,90]_2$ que rompió de manera repentina y brusca al despegarse el solape de la camisa. La carga de rotura fue de 4.860 kN.

3. CONCLUSIONES

Los ensayos realizados demuestran que con esta técnica pueden conseguirse importantes incrementos en la capacidad de carga axial de pilares de hormigón de sección cuadrada. Se trata de un método de refuerzo de fácil y rápida aplicación, ventaja fundamental sobre otros métodos tradicionales sobre todo en el refuerzo de puentes o edificios en servicio. Además la modificación en la geometría del pilar es mínima.

Hay que resaltar la importancia del control en la ejecución del refuerzo. Los ensayos han mostrado que pequeños fallos en la ejecución, como por ejemplo en el pegado de la camisa, reducen sensiblemente el grado de refuerzo conseguido.

AGRADECIMIENTOS

Estos trabajos se enmarcan dentro del proyecto de investigación "Comportamiento de la unión adhesiva de elementos estructurales de materiales compuestos avanzados y de hormigón aplicados en construcción" (MAT 2000-0971-CO2-01), subvencionado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología. Se trata de un proyecto coordinado entre el Instituto Eduardo Torroja y el Departamento de Mecánica Estructural de la ETS de Ingenieros Industriales de Madrid.

Los autores quieren expresar su agradecimiento al departamento de I+D de NECSO por el suministro de los pilares y la ejecución de los refuerzos.

REFERENCIAS

CALVO, I., MIERES, J., BAUTISTA, S., RODRIGUEZ, J., VIÑOLO, A. (2001). Reinforcement of prismatic concrete columns using fiber reinforced plastic. En: J. FIGUEIRAS, L. JUVANDES, R. FARIA (eds.) *Composites in Constructions*. A.A. Balkema Publishers, pp. 263-267

CHAALLAL, O., SHAHAWY, M. (2000). Performance of fibre-reinforced polymer wrapped reinforced concrete column under combined axial-flexural loading. *ACI Structural Journal 97(4)*, pp. 226-241

CHAI, Y. H., PRIESTLEY, M. J. N., SEIBLE, F. (1994). Analytical model for steeljacketed RC circular bridge columns. *ASCE Journal of Structural Engineering 120(8), pp.* 2358-2376. MANFREDI, G., PROTA, A. (2001). Seismic strengthening with FRP: Opportunities and Limitations. En: E. Cosenza, G. Manfredi, A. Nanni (eds.) *Composites in construction: a reality. Proceedings of the International Workshop Capri, Italy.* ASCE pp. 231-240

MIRMIRAN, A., SHAHAWY, M., SAMAAN, M., EL ECHARY, H., MASTRAPA, J.C., PICO, O. (1998). Effect of column parameters on FRP-confined concrete. *ASCE Journal of Composites for Construction*, 2(4), pp. 175-185

SEIBLE, F., PRIETSLEY, J.N., HEGEMIER, G.A., INNAMORATO, D. (1997). Seismic retrofit of RC columns with continuous carbon fiber jackets. *ASCE Journal of Composites for Construction*, 1(2), pp. 52-62.

Hormigones armados: procesos de corrosión metálica de armaduras embebidas en hormigones que contienen cenizas de lodos de depuradora (CLD).

P. Garcés, L. G^a Andión, J.J. Martínez Pérez

Departamento de Ingeniería de la Construcción, Universidad de Alicante, España J. Payá, M.V. Borrachero

Grupo de Investigación en Química de los Materiales de Construcción, Universidad Politécnica de Valencia, España

E. G^a Alcocel

Departamento de Construcciones Arquitectónicas, Universidad de Alicante, España J. J. Morenilla

Entidad Pública de Saneamiento de Aguas de la Comunidad Valenciana, España

RESUMEN

Se estudia la influencia, en el proceso de corrosión, de la adición de ceniza de lodos de depuradora (CLD) en morteros confeccionados con cemento Pórtland. Para llevar a cabo este estudio, se realizaron distintos ensayos de corrosión por medio de la técnica de resistencia a polarización Rp para determinar la velocidad de corrosión (Icorr). Las probetas se sometieron a distintos ambientes con el fin de poder determinar el comportamiento ante distintos agentes agresivos y diferente humedad relativa (HR). Estos ambientes fueron: HR 100%, proceso de carbonatación acelerado con HR 70%, e inmersión en agua de mar. Los porcentajes de sustitución de cemento Pórtland por CLD fueron del 0, 10, 20, 30 y 60%. Los resultados obtenidos demuestran que la adición de CLD en un porcentaje del 10%, da lugar a comportamientos similares a los obtenidos en morteros sin sustitución.

1. INTRODUCCIÓN

El lodo de depuradora es el subproducto resultante del tratamiento de las aguas residuales en una EDAR. Una de las salidas para los lodos es su utilización dentro de la agricultura como fertilizante, compost o enmienda orgánica, mejorando las características de los suelos. Actualmente, se está estudiando usos alternativos para los lodos. La vía que más conveniente está resultando, es la integración de estos residuos dentro del campo de la construcción. Tras un proceso de incineración, en el cual la materia orgánica es descompuesta, se generan las cenizas de lodos de depuradora (CLD). Con esto se consigue disminuir en un 90% el volumen inicial. Las CLD pueden ser usadas en la fabricación de ladrillos, como árido fino en los morteros o en mezclas asfálticas. Uno de los usos que mejores resultados han dado ha sido su incorporación a morteros y hormigones como adición (Monzó, 1996 y 1999; Bhatty, 1989; Tai, 1987.).

A pesar de las ventajas potenciales, económicas y ecológicas que el uso de las CLD implica, no se ha encontrado ninguna referencia sobre el nivel de corrosión que presentan las armaduras de refuerzo, embebidas en morteros u hormigones con adición de CLD. Es, en consecuencia, el objetivo del presente trabajo la presentación de datos científicos sobre la cinética del proceso de corrosión de armaduras, embebidas en morteros con adición de CLD. Con este propósito, se ha estudiado el comportamiento de estos morteros con diferentes composiciones, sometidas a un amplio rango de condiciones experimentales, a fin de caracterizar su durabilidad, a través de medidas de velocidad de corrosión de barras de acero embebidas en estos morteros.

2. PROGRAMA EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Para llevar a cabo este estudio fueron utilizados los siguientes materiales: Cemento Pórtland tipo I-52,5; Arena silícea normalizada CEN (distribuida por el Instituto Eduardo Torroja); Ceniza procedente de la incineración de lodos de depuradora (CLD) de la Estación Depuradora de Aguas residuales de Pinedo (Valencia).

En la caracterización química de las cenizas, se comprobó un alto contenido en sales solubles, que podía ser determinante sobre todo en los ensayos de corrosión. Por este motivo, se decidió someter a estas cenizas a un lavado con agua destilada, con el fin de eliminar parcialmente estas sales y determinar su influencia dentro del proceso de corrosión.

2.2. Preparación de las probetas de corrosión y determinación de la Icorr.

Las probetas destinadas a los ensayos de corrosión, fueron realizadas con una relación árido/cemento 3:1, relaciones agua/cemento (a/c) 0.5 y 0.7, y para las probetas con CLD, sustituciones del 10, 20, 30 y 60% del cemento. Sus dimensiones eran de 80x55x20 mm. Cada probeta contenía dos aceros cilíndricos de 8 mm de diámetro, y en el centro se situó un contraelectrodo de grafito, necesario para la toma de medidas. De cada probeta, se registraron dos medidas de velocidad de corrosión (Icorr), correspondientes a las dos barras de acero embebidas en la probeta. De estas medidas se realizaba una media aritmética, que era considerada como el valor de Icorr de la probeta. Cada muestra fue ensayada el tiempo suficiente para que los valores de Icorr se estabilizaran.

Después de un periodo de curado de 28 días, fueron sometidas a distintos ambientes, con el fin de poder comprobar el comportamiento de este tipo de mortero en distintas

Para la medida de las velocidades de corrosión se usó la técnica de la resistencia a polarización, Rp (Stern y Geary, 1957). Se trata de un método electroquímico, no destructivo, que nos permitió conocer la evolución de las intensidades de corrosión instantáneas. Esta técnica está basada en imponer al sistema un barrido de potenciales cercanos al potencial de equilibrio. A través de un registrador, se mide la respuesta del medio al barrido, obteniéndose la resistencia de polarización. Para llevar a cabo este método se necesitó el siguiente equipo de laboratorio: potenciostato Scanning Potentiostat EG&G Princeton Applied Research, Model 362; generador de señal HAMEG de 20 Mhz modelo HM 2037; multímetro PROMAX modelo PD-691; registrador Philips X-Yt Recorder Modelo Pm-8271. Para comprobar la fiabilidad de las medidas obtenidas de este modo, se usó la técnica de la pérdida gravimétrica basada en comprobar el decremento de masa sufrido por los aceros.

3. RESULTADOS

3.1 Humedad Relativa del 100%

La figura 1 muestra la evolución de la densidad de corriente de corrosión correspondientes a las barras de acero de refuerzo embebidas en los morteros fabricados con cemento Pórtland y diferentes adiciones de CLD: 0, 10, 20, 30 y 60% (porcentajes de sustitución en relación al peso de cemento) y siendo a/c= 0.7 (las probetas estuvieron sometidas a una humedad relativa del 100%). La banda horizontal dibujada entre los valores de 0.1 y 0.2 μ A/cm², corresponde al umbral de corrosión (Andrade y González, 1982). Por debajo de la misma se considera la corrosión despreciable, y por encima, la velocidad de corrosión es lo suficientemente grande como para poder afectar a la vida útil de la estructura.

Al principio de la experiencia, los niveles de densidad de corriente de corrosión, Icorr, registrados para los aceros en las diferentes probetas, fueron máximos, excepto para la probeta con un 60% de CLD. Un primer conjunto de valores de Icorr fueron obtenidos inmediatamente después de desmoldar las probetas. En la probeta exenta de CLD el valor de Icorr registrado fue de 0. 2 μ A/cm². Para contenidos en CLD del 10, 20,30 y 60%, los valores de Icorr fueron 0.28, 0.09, 0.08 y 0.17 μ A/cm² respectivamente. Transcurridos varios días, los valores de Icorr experimentaron un descenso continuado de los valores de Icorr, excepto para una proporción de CLD del 60%. Para cada proporción de CLD, después de un periodo de varios días, los niveles de corrosión alcanzan un valor estable de 0.02 μ A/cm² para 10, 20 y 30% de CLD, y de 0.012 μ A/cm² para 0%. Solamente se observó corrosión para el 60% de CLD (0.22 μ A/cm²).

Cabe destacar de los resultados, que tanto el mortero de control como adiciones del 10, 20 y 30% registran Icorr por debajo del umbral de corrosión. El 60% fue la única probeta que se situó en la zona de corrosión, como era de esperar habida cuenta de los niveles de porosidad que presentaban las probetas elaboradas.



Fig. 1 - Evolución de Icorr de aceros embebidos en probetas con 0, 10, 20, 30 y 60% de sustitución de cemento Pórtland por CLD, a/c=0.7, HR=100%.

Al bajar la relación a/c hasta 0.5 se comprueba (ver Figura 2) se produce una mejora en el comportamiento del mortero control y en las probetas del 10% y 20%, dando valores de corrosión similares. En cambio, las del 30% y 60%, presentan mayores velocidades de corrosión, ya que al tener menos agua se obtienen morteros con consistencia excesivamente seca, por la elevada adsorción de agua sobre la CLD.

3.2 Inmersión parcial en agua de mar

Inicialmente, en todas las probetas, los valores de intensidad de corrosión instantánea, Icorr, se situaron entre 0.05 μ A/cm² y 0.22 μ A/cm² (Figura 3). Durante el período de 28 días de curado, en el que las probetas permanecieron parcialmente sumergidas en agua potable, el valor de Icorr inicial fue decreciendo progresivamente hasta un rango situado entre 0.02 μ A/cm² y 0.07 μ A/cm², excepto de nuevo para un 60% de CLD. Es interesante destacar que al sumergir las probetas en agua de mar, aumentan en todos los casos los valores de Icorr, sin embargo, se observa que los morteros con un 10 y 20% de CLD tienen un comportamiento similar al del mortero de control, situándose por debajo de la zona de corrosión. También cabe destacar, que el incremento de la corrosión que se produjo al sumergir las probetas, se obtuvo antes en los morteros con más ceniza, hecho que puede



atribuirse a que los cloruros llegan antes a la armadura, en los morteros más porosos (que son los que más ceniza contienen).

Fig. 2 - Evolución de Icorr de aceros embebidos en probetas con 0, 10, 20, 30 y 60% de sustitución de cemento Pórtland por CLD, a/c=0.5, HR=100%.



Fig. 3 - Evolución de la Icorr en probetas confeccionadas con 0, 10, 20, 30 y 60% de CLD, relación a/c=0.7 y sumergidas en agua de mar.

3.3 Carbonatación acelerada

Con el objeto de estudiar el comportamiento frente a la corrosión de morteros en los que la alcalinidad se ha neutralizado, las probetas fueron sometidas a un proceso de carbonatación. Antes del ataque de CO2, durante el tiempo de curado, los valores de Icorr registrados se estabilizaron entre 0.007 μ A/cm² y 0.03 μ A/cm², en todos los casos excepto, de nuevo, para 60% de CLD (Figura 4). A continuación, las probetas fueron sometidas a un proceso de carbonatación acelerada. Durante el período de la carbonatación, se produce un aumento considerable de Icorr en todos los casos, como corresponde al descenso de pH del mortero, por neutralización con CO₂. Desde el principio se observaron significativas diferencias en los valores de Icorr registrados en los diferentes morteros. El menor corresponde a armaduras embebidas en morteros con un 10% de CLD, muy similar en su respuesta al mortero patrón, y se produce un incremento de Icorr con el aumento de CLD en la dosificación del mortero. El valor máximo, una vez más, corresponde al mortero con un 60% CLD. Después de la carbonatación completa de los especímenes, se prosiguió con las medidas en una atmósfera HR 100%, en donde se observa unas estabilización de los valores de Icorr. Es entonces, cuando los niveles registrados en la Icorr alcanzan un valor estacionario estable pero distinto en cada caso: se observa un mejor comportamiento para el mortero con 10% CLD, ligeramente mejor que para el control, si bien en ambos casos, lógicamente, se obtiene valores superiores a $0.2 \,\mu\text{A/cm}^2$.



Fig. 4 - Evolución de la Icorr en probetas confeccionadas con 0, 10, 20, 30 y 60% de CLD, relación a/c=0.7 y sometidas a un proceso de carbonatación acelerado.

3.4 Cenizas Lavadas

En la caracterización química de las cenizas, se determinó un alto contenido en sales solubles, que podía ser determinante en el nivel de corrosión que presentan las armaduras.

Por este motivo, se decidió someter a estas cenizas a un lavado con agua destilada, con el fin de eliminar parcialmente estas sales y determinar su influencia dentro del proceso de corrosión. En este sentido, se elaboraron una serie de probetas con CLD lavada con eliminación importante de sus sales solubles. De nuevo se registró Icorr durante el período de curado a 100% HR (Figura 5). En este caso, tenemos que para todos los porcentajes de sustitución, los valores de Icorr están por debajo de 0.1μ A/cm2, si bien los morteros con un 0-30% de CLD presentan velocidades de corrosión, similares y muy bajas. Podemos destacar, que el proceso de lavado previo de las cenizas da lugar a valores de Icorr menores que los obtenidos con CLD original. Así, para los morteros con CLD originales los valores de Icorr se estabilizaban en el intervalo 0.012-0.020 μ A/cm². Por tanto, se comprueba que sí existe una influencia notable entre estas sales solubles y el proceso de corrosión de armaduras.



Fig. 5 - Evolución de la Icorr en probetas confeccionadas con 0, 10, 20, 30 y 60% de CLD lavada, relación a/c=0.7 y sometidas a una HR=100%.

4. CONCLUSIONES

La sustitución de CLD en morteros de cemento Pórtland, incrementa la velocidad de corrosión de las armaduras embebidas, cuando el porcentaje de sustitución es elevado, ya que los morteros presentan una consistencia más seca y mayor porosidad. En términos de durabilidad si el porcentaje de sustitución está en torno al 10%, no se modifica considerablemente el comportamiento del mortero control con armadura, por lo que se puede afirmar que el uso de CLD en esta proporción sería perfectamente viable desde el punto de vista de la corrosión metálica.
La eliminación de las sales solubles de las CLD tras un proceso de lavado mejora su comportamiento frente a la corrosión metálica, pudiéndose entonces aumentar el porcentaje de cenizas adicionado.

REFERENCIAS

ANDRADE C. AND GONZALEZ J.A. (1982)Techniques electrochimiques qualitatives et quantitatives pour mésurer les effects des additions sur la corrosion des armatures. *Silic. Ind.*, 47 pp. 289-295.

BHATTY J.I., REID K.J. (1989) Compressive strength on municipal sludge ash Mortars. *ACI Material Journal*, pp. 394-400.

MONZÓ J., PAYÁ J., BORRACHERO M.V., CÓRCOLES A. (1996) Use of Sewage sludge ash (SSA) – cement admixtures in mortars. *Cement and Concrete Research*, 26, pp. 1389-1398.

MONZÓ J., PAYÁ J., BORRACHERO M.V., PERIS-MORA E. (1999) Mechanical behavior of mortars containing sewage sludge ash (ssa) and portland cement with different tricalcium aluminate content. *Cement and Concrete Research*, 29, pp. 87-94.

STERN M. AND GEARY A.L. (1957) A theorical analysis of the shape of polarization curves, *Journal Elect. Soc.*, 104 (1) pp. 56.

TAY J. (1987) Properties of pulverized Sludge Ash Blended Cement. ACI *Materials Journal*, pp. 358-364.

Morteros de cemento compuestos con fibras AR y puzolana procedente de catalizadores FCC usados: resultados preliminares

J. Payá, M.V. Borrachero, J. Monzó, M. Bonilla, C. León, L. Soriano Grupo de Investigación en Química de los Materiales de Construcción, Universidad Politécnica de Valencia, España

RESUMEN

En este trabajo se presenta el estudio de la influencia del catalizador usado de craqueo catalítico (FCC), una puzolana silicoaluminosa, sobre las propiedades mecánicas de morteros con fibras álcali resistente (AR) no dispersables de longitud 12mm y sobre la microestructura del material final. Se ha analizado las características de los diferentes morteros de cemento/FCC curados a 7 días, con la finalidad de observar el desarrollo temprano de la interfase, por medio de medidas de resistencia a flexotracción y compresión, así como por medio de microscopía electrónica. La incorporación de FCC en los morteros con fibras AR permite reducir el consumo de cemento, manteniendo la resistencia a flexotracción e incrementando notablemente la resistencia a compresión.

1. INTRODUCCIÓN

La fibra de vidrio AR (álcali-resistente) es una fibra de alto módulo (10 veces más resistente que el polipropileno) con gran resistencia a la tracción (de 3 a 4 veces la del acero) y posee una excelente resistencia a la corrosión química, en especial a ambientes alcalinos. Este último hecho hace que sean muy apropiadas en las combinaciones con cementos Pórtland, que suelen presentar pH superiores a 12. Han sido especialmente diseñadas y desarrolladas para servir de refuerzo a los productos derivados del cemento (Vetrotex). Las principales cualidades que las fibras de vidrio AR le confiere al hormigón reforzado con fibras (Glass-fiber Reinforced Concrete) son: elevada durabilidad, alta resistencia a la tracción y flexión, gran resistencia al impacto, resistencia a los agentes atmosféricos, aptitud a ser moldeado en formas complejas, entre otras (Comino, 2001 y 2003).

Es fundamental, por otra parte (Purnell, 2000) en los composites de fibra/cemento que la interfase entre la fibra y la matriz cementante (cemento hidratado) esté lo más reforzada posible, de modo que es interesante producir una gran cantidad de hidratos en dicha zona.

Uno de los productos de hidratación del cemento es la portlandita, Ca(OH)₂, que puede ser aprovechado cuando en las dosificaciones de los morteros y hormigones se incluye material puzolánico. Dicho material reacciona a tiempos más o menos largos (Massazza, 1998) para producir silicatos, aluminatos y silicoaluminatos cálcicos hidratados. La utilización de la puzolana FCC (catalizador FCC gastado de craqueo catalítico) produce un aumento de las resistencias mecánicas a tiempos cortos, como consecuencia de su marcado carácter puzolánico (Borrachero, 2002).

En este trabajo se estudia fundamentalmente el efecto de esta puzolana sobre la interfase fibra AR/matriz hidráulica, atendiendo básicamente a la resistencia a flexotracción y compresión.

2. EXPERIMENTAL

Las fibras de vidrio Cem-Fil AR (figura 1) son de la marca Vetrotex Cem-Fil S.L (Madrid). Las fibras Cem-Fil están fabricadas a partir de un vidrio especialmente formulado con un contenido óptimo de óxido de zirconio (ZrO₂). Las fibras utilizadas en este trabajo son fibras de 12 mm de longitud, no dispersables en agua. En la figura 1 se muestran micrografías de las fibras, que aparecen agrupadas en haces.



Detalle de las fibrasAR Haz de fibras ARFig. 1 - Fotografías de SEM de fibras AR no dispersable de 12mm de longitud.

En la preparación de las probetas de mortero se ha usado cemento Pórtland CEM I-52.5 R, suministrado por la empresa CEMEX ESPAÑA (Buñol). El catalizador (FCC) ha sido suministrado por la empresa BP OIL España S.A (Castellón). Se trata básicamente de un material silicoaluminoso de composición parecida al metacaolin. Previamente a su uso fue molido en un molino de bolas tipo Gabrielli Mill-2, para incrementar su reactividad. Su composición química, así como la del cemento utilizado se recogen en la tabla 1.

El proceso del mezclado se realizó en un amasador simple de paletas, en primer lugar se homogenizaron el cemento, el árido y el FCC en los casos en los que se haya utilizado, a continuación se añadió el agua mezclada con el plastificante y por último se añadieron un 1% de las fibras AR (respecto al peso total del mortero). Así fibras de vidrio AR presentan una mejor incorporación dentro del mortero de cemento/arena. El refuerzo de la fibra actúa de forma tridimensional, pues las fibras se orientan de forma aleatoria en las tres dimensiones (ver figura 2). Debido a que son fibras no dispersables, muchas de ellas aparecen como haces dentro de la matriz cementante. No se observa en la mayor parte de los casos la presencia de materiales de hidratación adheridos a las fibras.

| Parámetro | FCC | OPC |
|--------------------------------|--------|-------|
| P.F.* | 1.50 | 3.02 |
| CaO | < 0.01 | 62.87 |
| SiO ₂ | 48.2 | 20.21 |
| Al ₂ O ₃ | 46.0 | 4.94 |
| Fe ₂ O ₃ | 0.95 | 2.85 |
| MgO | < 0.01 | 1.05 |
| K ₂ O | 0.01 | 0.95 |
| Na ₂ O | 0.50 | 0.10 |
| SO ₃ | - | 3.54 |

*Pérdida al fuego

Tabla 1 - Composición química del cemento Pórtland y del FCC



Fig. 2 - Fotografías de SEM de pastas de cemento con fibras.

Los morteros son desmoldeados a las 24 horas de su preparación. El proceso de curado se realizó durante 6 días más en la cámara húmeda (HR>95%, Temperatura 20°C). En todos los morteros estudiados se ha mantenido constante: la relación agua/material cementante a 0.35 (siendo el material cementante la suma de cemento y FCC), el porcentaje de sustitución de cemento por el catalizador FCC en un 15% respecto de la masa de cemento y la cantidad de fibra AR añadida (1% del peso total del mortero). En cuanto a la relación

arena/material cementante se ha trabajado con dos relaciones diferentes (1 y 0.67), además de utilizar diferentes tipos de árido de silíceo, denominados fino (módulo de finura 2.26), grueso, (módulo de finura 2.83) e intermedio (módulo de finura 2.46) con la finalidad de estudiar como influye en las resistencias mecánicas del mortero. El plastificante comercial empleado fue Sikanol-M suministrado por la empresa Sika, S.A. Se añadió en una proporción de 0.41% respecto del total de masa del mortero.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. Morteros con un 15% de sustitución de cemento por FCC.

Esta experiencia se realizó con el objeto de estudiar sobre los morteros de cemento, el efecto del FCC a los 7 días de curado, y cual es el papel que juega la relación árido/material cementante así como la granulometría del árido utilizado, en el valor de las resistencias mecánicas. Se prepararon morteros de 4x4x16 cm con y sin FCC, con distintas relaciones árido/material cementante y variando el tipo de árido. En la tabla 2 se recogen las condiciones en las que se han realizado dichos morteros, y en la tabla 3 se muestran los resultados obtenidos de resistencia a flexotracción y a compresión en función del tipo de árido y de la relación árido/material cementante.

| Tipos de morteros | Relación árido/material cementante | Tipo árido |
|--------------------------------|------------------------------------------|------------------------------|
| control 15% sustitución FCC | 0.67 1 | Fino Grueso Intermedio |

Tabla 2 - Formulaciones de los morteros con 1% de fibra AR

| | Relación | Rf (N | Rf (MPa) | | Rc (MPa) | |
|------------|------------------------------|---------|----------|---------|----------|--|
| Tipo árido | árido/material cementante | control | 15% FCC | control | 15% FCC | |
| Fino | 0.67 | 7.22 | 8.15 | 52.04 | 59.08 | |
| | 1 | 7.94 | 8.10 | 43.26 | 53.52 | |
| Grueso | 0.67 | 9.15 | 8.32 | 42.16 | 56.30 | |
| | 1 | 7.76 | 7.03 | 41.60 | 57.17 | |
| Intermedio | 0.67 | 6.97 | 8.24 | 40.76 | 53.21 | |
| | 1 | 6.79 | 9.01 | 31.62 | 52.78 | |

Tabla 3 - Resistencias mecánicas de los morteros control y con 15% de sustitución porFCC.

En las figuras 3 y 4 de resultados se puede observar, que en la mayoría de los casos las resistencias a flexotracción y compresión aumentan al sustituir en un 15 % cemento por

FCC, excepto en el caso de la resistencia a flexotracción cuando utilizamos árido de tipo grueso. Este comportamiento general demuestra que el efecto puzolánico de FCC es muy importante a 7 días de curado, puesto que los morteros con 15% menos de cemento producen materiales compuestos con resistencias altas (en especial a compresión). Los datos de flexotracción no muestran tendencias muy claras con respecto al uso de distintos tipos de áridos o distintas relaciones árido/material cementante; sin embargo, para los datos de resistencia a compresión podemos ver un comportamiento ligeramente mejor para la relación 0.67 en cualquier tipo de árido.



Fig. 3 - Resistencia a flexotracción de morteros sin fibras en función del tipo de árido.



Fig. 4 - Resistencia a compresión de morteros sin fibras en función del tipo del árido.

3.2. Morteros con 15 % de sustitución de cemento por FCC y con 1% de fibra

El estudio de estos morteros se realizó con la finalidad de ver como influye en las resistencias mecánicas de los morteros la sustitución de un 15 % de cemento por el catalizador FCC combinado con la adición de un 1% de fibra AR no dispersable de 12mm. La elaboración de estos morteros se realizó en las mismas condiciones señaladas para los morteros anteriores, siguiendo las dosificaciones reflejadas en la tabla 4.

| Tipos de morteros | Relación árido/material cementante | Tipo árido |
|------------------------|---------------------------------------|----------------|
| 1% fibra AR | 0.67 | Fino Grueso |
| 15%Sustitución+1%fibra | 1 | Intermedio |

Tabla 4 - Formulaciones de los morteros con 1 % de fibra.

En la tabla 5 quedan reflejados los resultados obtenidos de resistencias mecánicas de los diferentes morteros estudiados en este apartado. En las figuras 5 y 6 se representan todos estos valores

| | Relación | Rf (MPa) | | Rc (MPa) | |
|------------|------------------------------|----------|-----------|----------|---------|
| Tipo árido | árido/material cementante | f.n.d* | FCC+f.n.d | f.nd* | FCC+fnd |
| Fino | 0.67 | 10.55 | 10.22 | 58.42 | 64.49 |
| | 1 | 10.12 | 7.89 | 50.56 | 63.78 |
| Crucco | 0.67 | 10.89 | 10.54 | 46.95 | 65.43 |
| Grueso | 1 | 9.87 | 9.10 | 45.78 | 64.34 |
| Intermedio | 0.67 | 7.20 | 10.36 | 37.21 | 63.57 |
| | 1 | 8.80 | 8.76 | 35.42 | 63.78 |

*f.n.d = 1% fibra AR no dispersable de 12mm

Tabla 5 - Resistencias mecánicas de los morteros con sustitución y fibra AR

Se observa que al adicionar al mortero control un 1% de fibra AR no dispersable se produce, en la mayoría de los casos, un aumento de la resistencia tanto a flexotracción como compresión. Esta misma tendencia se refleja cuando la adición de la fibra se realiza en los morteros con un 15% de sustitución por FCC. Este hecho se da como consecuencia del entramado tridimensional que forman las fibras en la matriz cementante, y del efecto refuerzo de las mismas en el material compuesto.

Si se comparan los resultados mecánicos a flexotracción obtenidos para los morteros en los que se combina la sustitución por FCC y la adición de fibra con aquellos en los que únicamente se ha adicionado la fibra (figuras 5 y 6), se puede apreciar que los valores, son en la mayor parte de los casos bastante similares, observándose sólo mejoras con la

introducción de FCC para árido intermedio con relación 0.67. Por tanto, observamos que el uso de FCC en sustitución parcial del cemento no aportando excesivas ventajas, permite reducir el consumo de cemento. En cambio, en el caso de la compresión, en todos los morteros se produce un aumento considerable de la resistencia. Debemos destacar que la incorporación de FCC produce ganancias en compresión realmente espectaculares, observándose diferencias con respecto a los morteros control que van desde el 10% (árido fino, relación 0.67) hasta el 80% (árido intermedio, relación 1). Por tanto se evidencia que la formación de productos de hidratación por reacción puzolánica del FCC permite elaborar materiales compuestos que incluyen fibras, con mejores prestaciones a compresión.



Fig. 5 - Resistencia a flexotracción de morteros con fibras en función del tipode árido.



Fig. 6 - Resistencia a compresión de morteros con fibras en función del tipo de árido.

4. CONCLUSIONES

La sustitución de cemento por FCC en morteros sin fibras, produce efectos beneficios en el desarrollo de resistencias mecánicas a 7 días de curado, por efecto puzolánico de FCC, en especial para la resistencia a compresión.

La adición de 1% de fibra AR produce un aumento considerable en la resistencia a flexotracción respecto a los morteros sin fibra para todos los tipos de árido.

El efecto más importante de la sustitución de cemento por FCC en morteros con fibras AR reside en el mantenimiento de la resistencia a flexión, con un aumento muy considerable de la resistencia a compresión, además de reducir el consumo de cemento en la fabricación de los materiales compuestos.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación está subvencionada por el Ministerio de Ciencia y Tecnología (proyecto MAT 2001-2694) y por la Universidad Politécnica de Valencia (Programa de Incentivo a la Investigación 2002 – Beca de especialización de 2º ciclo). Así mismo se desea agradecer la colaboración del Servicio de Microscopía de la Universidad Politécnica de Valencia.

REFERENCIAS

BORRACHERO M.V, MONZÓ J., PAYÁ J., PERIS MORA E., VUNDA C., VELÁZQUEZ S, SORIANO L. (2002). El catalizador gastado de craqueo catalítico adicionado al cemento Pórtland: Las primeras 48 horas de curado y la evolución de la resistencia mecánica. *VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, 25-28 Junio. Gandia pp. 579-589

COMINO P..I. (2001). El G.R.C. Material compuesto de matriz inorgánica reforzado con fibras de vidrio A.R. Materiales compuestos, (1). pp. 661-671.

COMINO P.I. (2003). El GRC material compuesto de matriz de cemento reforzado con fibras de vidrio resistente a los álcalis. Cemento y hormigón, pp. 52-70.

MASSAZZA F. (1998). Pozzolana and Pozzolanic Cements. En *LEA'S, Chemistry of cement and concrete*, 4th edition.Hewlett,P.C. pp.471-631.

PURNELL P., SHORT N.R., PAGE C.L., MAJUMDAR A.J.(1999).Microstructural observations in new matriz glass fibre reinforced cement. *Cement and Concrete Research*, pp. 1747-1753.

VETROTEX. Catálogo. de Fibras AR

El G.R.C., un material de altas prestaciones

P. Comino

Saint Gobain Vetrotex España S.A.

RESUMEN

En este artículo se detallan cuales son las bases históricas de las Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes Cem-FIL así como las características de la correcta fabricación y montaje del elemento compuesto que ellas generan: GRC. En este documento también se pueden encontrar indicaciones sobre las principales ventajas y propiedades de este tipo de Material Compuesto que normalmente adquiere su mayor espectacularidad con el empleo de Cemento Blanco.

1. INTRODUCCIÓN

Podríamos definir los Materiales Compuestos como aquellos que se obtienen mediante la unión de diferentes materiales, los cuales de forma individual presentan inferiores características mecánicas, físicas o químicas de las que presenta el conjunto del Material Compuesto que generan. Es pues el Material Compuesto un elemento fabricado expresamente para mejorar los valores de las propiedades que los materiales constituyentes presentan por separado.

Los materiales compuestos generados por las Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes AR, son composites ampliamente conocidos en el mercado mundial con el nombre de GRC.

Veremos lo que estas siglas significan y su historia así como propiedades y principales aplicaciones de este tipo de fibras y elementos compuestos que se generan a partir de ellas.

GRC (nombre comercial con el que se conocen a los Hormigones compuestos por morteros de cemento reforzados con Fibras de Vidrio Álcali Resistentes), son siglas que identifican el producto por su denominación inglesa "Glass Fibre Reinforced Cement", es el resultado de numerosas investigaciones y aplicaciones de diferentes productos en la historia de los Materiales Compuestos para la construcción.

El GRC (Glass Fibre Reinforced Cement) es pues un Material Compuesto, siendo su matriz un mortero de cemento Portland armada con Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes

Cem-FIL. (Las fibras AR Cem-FIL son resistentes a los álcalis liberados con la hidratación del cemento y durante la vida del composite).

2. LA FIBRA DE VIDRIO AR



Fig. 1 – Aspectos de las diferentes fibras tras ensayo de envejecimiento acelerado.

Como principal materia prima en la fabricación de un GRC, se emplean las Fibras de Vidrios Alcali-Resistente Cem-FIL, mediante las cuales el GRC logra las características que se van a detallar en este estudio.

En el Vidrio Alcali-Resistente el componente "estrella" que otorga a la fibra su poder de Alcali-Resistencia es el Circonio (Zr). Los principales componentes de este vidrio Alcali-Resistente son:

- Oxido de Circonio ZrO_2 >15 %
- Sílice SiO₂
- Alúmina Al₂O₃
- Oxido de Sodio Na₂O
- Oxido de Titanio TiO₂
- Oxido de Calcio CaO



Fig. 2 – Gama de productos. Diferentes presentaciones.

3. FABRICACIÓN DE UN GRC

3.1 Elementos constituyentes

La matriz del GRC es, normalmente, un mortero de Cemento Portland y arena silícica, amasado con una proporción controlada de agua y aditivos. La Fibra de Vidrio Cem-FIL se agrega en proporciones controladas, determinadas por la aplicación y la resistencia a otorgar a las piezas de GRC. Veamos los componentes más usuales de un GRC:

- CEMENTO.
- ARENA.
- AGUA.
- FIBRA DE VIDRIO A.R.
- ADITIVOS: Plastificantes, Fluidificantes, Superplastificantes, Pigmentos, Impermeabilizantes, Hidrófugos, Polímeros, elementos puzolánicos especiales, etc. Estos aditivos serán agregados, o no, dependiendo de las propiedades y diseño a otorgar al GRC en cada obra y en base a los requerimientos exigidos en las prescripciones correspondientes.

Bajo la descripción general de GRC hay numerosas posibilidades de variar las mezclas dependiendo del uso del producto final o del método de fabricación elegido para producir una familia de compuestos. La estandarización está más arraigada en las mezclas empleadas sobre GRC para aplicaciones arquitectónicas y en concreto las mezclas usadas en el proceso de fabricación por proyección simultánea.

3.2 Proporciones de los materiales constituyentes

En este apartado intentaremos exponer las relaciones de dosificación normalmente consideradas como estándar, sabiendo, en todo momento, que estas pueden verse modificadas, en cantidad (y por tanto en tantos por ciento de los materiales constituyentes del GRC), según se utilicen diferentes tipos, procedencias o hasta incluso marcas de cemento, arenas y aditivos.

Las relaciones más importantes a tener en cuenta son:

- Relación Arena/Cemento \rightarrow 1:1
- Relación Agua/Cemento \rightarrow entre 0.30 y 0.35
- Superplastificante o fluidificante \rightarrow Aprox. 1% del peso del cemento.

La cantidad de fibra de vidrio dependerá:

1.- <u>Del proceso de fabricación del GRC.</u> Dependiendo del proceso de fabricación del GRC tendremos variaciones en la cantidad de fibra añadida. Esto es, si nuestro proceso es el de

Proyección Simultánea (uso de la Fibra en forma de Roving) la cantidad de Fibra de Vidrio Alcali-Resistente Cem-FIL será del 5% en peso del total de la mezcla realizada para la fabricación del GRC. Por el contrario, si en nuestro proceso de fabricación hemos de incorporar la fibra de vidrio durante el proceso de amasado del mortero (premezcla o premix) la proporción será del 3% del total de la mezcla realizada.

2.- <u>De la aplicación</u>. Las Fibras de Vidrio Cem-FIL pueden ser incorporadas entre el 0.1% y el 5% en peso. Cuando la proporción es baja, las fibras Cem-FIL minimizan la segregación de materiales y evitan las microfisuraciones de las piezas fabricadas con cemento, aumentando la dureza y la resistencia a los choques. Cuando las proporciones se presentan entre el 1% y el 2%, las fibras Cem-FIL son ideales para mezclas armadas, reduciendo la densidad de productos de hormigón. Cuando la proporción está entre el 2% y el 3.5% las fibras Cem-FIL sirven de refuerzo primario en productos realizados por moldeo y vibración de bajo coste. Cuando la proporción es de un 5% se utilizan las fibras Cem-FIL para las aplicaciones que exigen una gran resistencia, tales como los paneles de fachada arquitectónicos.

3.- <u>La resistencia a otorgar al GRC.</u> La cantidad de Vidrio Alcali-Resistente en forma de fibras es muy importante desde el punto de vista de la resistencia que presenta el Elemento Compuesto GRC, pero también es importante tener en cuenta la longitud de las fibras para la consecución de unos adecuados niveles de resistencia. Tenemos pues otros dos parámetros a controlar durante el proceso de fabricación del GRC. La longitud de la fibra dependerá en gran medida del proceso de fabricación, ya que por ejemplo en procesos de premezcla una fibra muy larga puede darnos problemas de amasado y de destrucción de la fibra por abrasión en su superficie, para estos procesos las longitudes ideales (aquellas con las que tenemos la mayor resistencia con una perfecta trabajabilidad) oscilan entre los 6 y 24 mm. presentando sus mayores prestaciones a los 12 mm. Para procesos de proyección simultánea (utilización de roving) las longitudes ideales oscilan entre los 30 y los 45 mm. Veamos en una tabla las dosificaciones más comunes para la realización de un GRC:

| | PROYECCIÓN. | PREMEZCLA |
|----------------------------------|-----------------------|-------------------------------|
| | (Manual o Automática) | (Colado-Vibrado o proyección) |
| ELEMENTO | GRC | GRC |
| Cemento Portland (Blanco o Gris) | 100 | 100 |
| Arena | 100 | 100 |
| Agua | 35 | 35 |
| Superplastificante | 1 | 1 |
| Fibras Cem-FIL | 12.5 | 8.6 |

Tabla 1 - Tabla de proporciones en kg.

3.3 Procesos de fabricación de un GRC

Dentro de este apartado presentaremos los diferentes procesos actuales de fabricación de un GRC. Si bien hay que tener en cuenta que procesos diferentes, y/o híbridos a los presentados, pueden realizarse para la fabricación de piezas específicas.

3.3.1 Procesos de proyección simultánea

La proyección simultánea es un proceso de fabricación mediante el cual obtendremos piezas de GRC reforzadas de forma bidireccional (en el plano). La fabricación consistirá en la proyección de capas que posteriormente se irán compactando entre sí hasta formar el espesor total de la lámina o panel de GRC (normalmente entre 10 y 15 mm).



Fig. 3 – Diferentes escalas de fabricación de un panel GRC: Proyección, compactado y desmoldeo.

3.3.2 Procesos de premezcla

En el proceso de premezcla, el refuerzo de la fibra de vidrio actúa de forma tridimensional, pues las fibras se orientan en las tres direcciones.

Todos los procesos de premezcla tienen en común el acto del mezclado, que normalmente se efectúa en una hormigonera o en un amasador simple de paletas. Las fibras de vidrio Cem-FIL, a diferencia de algunas otras de refuerzo, presentan una perfecta incorporación y se pueden mezclar hasta un % elevado dentro de un mortero de cemento/arena sin que se produzcan apelotonamientos o problemas de homogeneización.

3.4 El curado

El proceso de curado es una de las partes más críticas en la realización de un GRC. Se ha de prestar mucha atención a la consecución de las condiciones óptimas de curado del GRC para garantizar de esta forma los niveles de resistencia adecuados y diseñados en el proyecto.

Para la consecución de las resistencias diseñadas se aconseja disponer de un lugar en la factoría donde se pueda controlar la humedad y temperatura. Las condiciones de curado recomendadas para un GRC son:

- Temperatura \rightarrow > 15 °C
- Humedad $\rightarrow \ge 95$ % HR.
- Tiempo \rightarrow 7 días.

Estas condiciones de curado pueden verse modificadas con la adición de un polímero acrílico, reduciendo considerablemente los requisitos y tiempo de curado. Del mismo modo, las condiciones ambientales locales, durante el proceso de fabricación de un GRC, pueden modificar las condiciones expuestas.

Un curado deficiente producirá un límite elástico (LOP) bajo.

Otros tipos de curado pueden ser utilizados, pudiendo decir que, en general, la elección definitiva del tipo y control del curado dependerá en gran medida de los resultados del Control de Calidad del propio fabricante.



Fig. 4 – Panel antirruido mixto reflectante GRC/metacrilato.

4. CARACTERÍSTICAS MECANICAS, FISICAS Y QUIMICAS DE UN G.R.C.

En este punto veremos los niveles de resistencias adquiridos por un GRC a los 28 días. Todos los valores corresponden a placas de espesor normal (10 mm).

| | | PROYECCION. | PREMEZCLA |
|-----------------------------|-------------------|-----------------------|-------------------|
| | Unidades | (Manual o Automática) | (Colado-Vibrado o |
| | | | proyección) |
| | | | |
| Fibra Cem-FIL (% en peso) | % | 5 | 3 |
| Flexión | | | |
| Módulo de rotura | MPa | 20-30 | 10 - 14 |
| Límite elástico | MPa | 7 – 11 | 5 - 8 |
| Tracción | | | |
| Módulo de rotura | MPa | 8-11 | 4 - 7 |
| Límite elástico | MPa | 5 – 7 | 4 - 6 |
| Resistencia al Esfuerzo | | | |
| Cortante | | | |
| Resistencia interlaminar | MPa | 3 – 5 | |
| Resistencia en el plano | MPa | 8-11 | 4 - 7 |
| Resistencia a la Compresión | MPa | 50 - 80 | 40 - 60 |
| Resistencia al Choque | Kj/m ² | 10 - 25 | 10 - 15 |
| Módulo de elasticidad | GPa | 10 - 20 | 10 - 20 |
| Deformación a la rotura | % | 0.6 - 1.2 | 0.1 - 0.2 |
| Densidad del material | T/m ³ | 1.9 - 2.1 | 1.8 - 2.0 |

Tabla 2 - Resistencias mecánicas (a los 28 días).

| | Unidades | |
|----------------------------|------------------|---------------------------------|
| Densidad del Material | T/m ³ | 1'7 - 2'3 |
| Pesos aproximados | | |
| Lámina simple 8 mm de | kg/m2 | 16 |
| espesor | | |
| Lámina simple 12 mm de | kg/m2 | 24 |
| espesor | | |
| Panel Sandwich (*) | kg/m2 | 44 |
| Retracción irreversible | % | 0.05 |
| Retracción final | % | 0.2 |
| Coeficiente de Dilatación | mm °C | 10 - 20 x 10 ⁻⁶ / °C |
| Térmica | | |
| Coefte. de Conductividad | W/m °C | 0.5 - 1 |
| Térmica | | |
| Resistencia química | | Buena |
| Resistencia a los sulfatos | | Se usan cementos especiales |
| Ambiente marino | | No afecta propiedad. |
| | | mecánicas |
| Hielo-Deshielo (BS4264 - | | Ningún cambio |
| DIN274) | | |
| Permeabilidad al vapor de | | |
| agua | | |
| BS 3177 para 10 mm de | Perms. | < 1.3 |
| GRC | métricos | |
| Luz ultravioleta | | No lo degrada |
| Acústica - Reducción de dB | | |
| Lámina de GRC de 10 mm | dB | 30 |
| espesor | | |
| Lámina de GRC de 20 mm | dB | 35 |
| espesor | | |
| Sandwich de 10 cm (núcleo | dB | 47 |
| P.Exp) | | |
| Aislamiento Térmico | | |
| Lámina simple 8 mm de | W/m °C | 5.3 |
| espesor | | |
| Lámina simple 12 mm de | W/m °C | 5.2 |
| espesor | | |
| Panel Sandwich (*) | W/m °C | 0.4 |

Tabla 3 - Propiedades Físicas y Químicas del GRC.

(*) El panel sandwich en este caso se compone de una lámina de GRC de 10 mm de espesor, una capa de poliestireno expandido de 110 mm. y otra capa de GRC de 10 mm de espesor.

Tanto la resistencia como la durabilidad del GRC pueden verse mejoradas muy notablemente gracias a la adición de un tipo de metacaolín específico. Las propiedades del GRC pueden verse mejoradas con la adición de polímeros acrílicos. Los datos expuestos se aplican a formulaciones de GRC con una relación arena/cemento entre el 0.5 y 1.



Fig. 5 - Cerramiento con paneles GRC en el Estadio Santiago Bernabeu (Madrid).

5. EL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS DE VIDRIO CEM-FIL

5.1 Introducción

Frente a todas las aplicaciones de transformación de las Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes Cem-FIL, es la del refuerzo del hormigón convencional la que mayores posibilidades y perspectivas de futuro presenta.

5.2 Las fibras de vidrio cem-FIL en el hormigón

El empleo de las Fibras de Vidrio Cem-FIL, resistentes a los álcalis, en morteros de cemento ha aumentado firme y progresivamente desde hace ya más de 30 años pero, por contra, se ha prestado relativamente poca atención a su uso en mezclas de hormigón convencionales y a los grandes beneficios que a estas pueden aportar.

Las Fibras de Vidrio presentan un módulo elástico muy superior al de la mayoría de las fibras orgánicas, como las de polipropileno, pero menor que el del acero. Todas estas fibras (inorgánicas-Cem-FIL, orgánicas y metálicas) han sido estudiadas con profundidad, pero en el caso de las Fibras de Vidrio Cem-FIL las publicaciones editadas han sido muy escasas lo que ha conllevando un menor conocimiento de su empleo, hasta de su

existencia, entre los diseñadores, prescriptores, especificadores y fabricantes tanto de hormigón preparado como de hormigón para piezas prefabricadas en general.

Una de las propiedades fundamentales de las fibras utilizadas para reforzar los cementos, morteros y hormigones es el Módulo Elástico. A 72 GN/m², el módulo del vidrio se encuentra entre el del acero y el del polipropileno, productos ambos utilizados en el hormigón.

Dada la extensa gama de productos de Fibra de Vidrio Cem-FIL aplicadas en el refuerzo del hormigón y ante el objetivo de informar en este artículo de las propiedades de algunos de estos productos Cem-FIL, hemos elegido dos tipos de Fibras Cem-FIL específicas para este tipo de refuerzo:

- Fibras de Vidrio de Alta Integridad Cem-FIL Anti-Crak HP

Fibras de Vidrio en forma de Hilos Cortados de Alta Integridad. Hilos cortados de 150 filamentos aprox. de 14 micras de diámetro. Longitud más eficiente de este hilo: 12mm. Dosificación mínima de 0'9 a 10 kg/m³ (según diseño del hormigón).

- Fibras de Vidrio Dispersables en Agua Cem-FIL Anti-Crak HD.

Fibras de Vidrio en forma de Hilos Cortados Dispersables en agua. Filamentos de 14 micras de diámetro. Longitud más eficiente de este hilo: 12mm. Dosificación mínima de 0°6 kg/m³.

5.3 Adición de las fibras Cem-FIL a bajos porcentajes.

Una buena lista de ventajas en las propiedades del hormigón hacen pensar en que el refuerzo con la adición de Fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak a baja dosificación es más que aconsejable. Entre los beneficios destacamos:

- Las Fibras de Vidrio Anti-Crak suponen el refuerzo real del Hormigón cuando este tiene muy poca o ninguna resistencia (primeros días de vida del hormigón). A medida que el hormigón aumenta la resistencia en las primeras horas después de su colada, disminuirá la contribución de las fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak a la resistencia del hormigón, cuando estas han sido dosificadas en bajas cantidades.
- Las fibras de vidrio Cem-FIL Anti-Crak distribuyen a toda la masa del hormigón fuertes solicitaciones locales.
- La presencia física de las Fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak inhibe el movimiento de la humedad en el hormigón, durante y después de su colada,

obteniendo un hormigón más homogéneo y, en consecuencia, con una mayor resistencia media global.

- Las Fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak mejoran la resistencia a los daños, particularmente durante la manipulación de componentes "jóvenes".
- Mejora de la resistencia a la tracción/flexión, consiguiendo eliminar los refuerzos de acero en algunos elementos no estructurales.
- Las Fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak disminuye el agrietamiento del hormigón por contracciones plásticas.

6. CONCLUSIONES

Las propiedades del hormigón fresco mejoran cuando se añaden pequeñas cantidades de fibras de Vidrio Cem-FIL Anti-Crak HP o de Fibras Cem-FIL Anti-Crak HD. En particular, se minimiza el agrietamiento por contracción plástica, y se consiguen mejoras en las propiedades del hormigón curado, como resultado de la presencia física de las fibras Anti-Crak, en lugar de por su efecto normal y contrastado de refuerzo.

Las Fibras de Vidrio de alta integridad, Cem-FIL Anti-Crak HP, pueden aditivarse en cantidades elevadas y proporcionar una mejor resistencia al impacto. La cantidad de fibra que puede añadirse depende básicamente del diseño de la mezcla.

REFERENCIAS

MAJUNDAR, A.J. y LAWS, V. .Glass Fibre Reinforced Cement. Ciment Renforce de Fibres de verre. *Manual Forton*.

GENIS, A., THIERY, J. y SOUKATCHOFF, P High durability Glass Cement Composites. New Vetrotex System. *Guías de Proyección y Premezcla*. Cem-FIL International.*Cem-FIL GRC Technical Data*. Cem-FIL International.

BIJEN, J. GRC, an Ideal Building Material. Mechanical and Physical Properties. Durability of some Glass Fiber Reinforced Cement Composites. American Concrete Institute Journal. (Jul-Ag. 1983).

VAMBERSKY, J.N.J.A. Designing GRC.

JIMENEZ MONTOYA, P., MESEGUER G^a, A.y MORÁN, F. Hormigón Armado.

ANTEQUERA, P., JIMÉNEZ L. y MIRAVETE.A. Los Materiales Compuestos de Fibra de Vidrio.

VAN DER PLAS, C. The many Improvements of GRC by polimer modification.

BIJEN, J. Improved Mechanical Properties of Glass Fibre Reinforced Cement by polymer modification.

JOISEL, ALBERT. Fisuras y Grietas en Morteros y Hormigones.

THIERY, J. Durabilité en Matiere Cimentaire des nouveaux verres AR.

BRAZIER, J.F. Propietes mecaniques des composites ciment-verre.

GLINICKI M.A. Impact performance of Glassfibre Reinforced Cement. Plates subjected to accelerated Ageing.

KOMLOS, K., BADAL B. y VANIS M. Durability of GRC and its testing.

BALL, H.P. Performance of polymer modified GRC with respect to Curing and durability.

JAKES, E. Curing and long-term durability of GRC. The Glass Fibre Reinforced Cement Associaton. The Congreses.

DUDA.H, WALTER. Manual Tecnológico del Cemento.

LABAHN y KOHLHAAS. Prontuario del cemento.

PANDA. GRC. Cemento Reforzado con Fibras de Vidrio.Guías de utilización de las fibras Cem-FIL. Cem-FIL International.Catálogos profesionales de fabricantes españoles de GRC.Huarte S.A., Dragados y Cnes S.A., Preinco S.A y Especo S.A.

Diversos documentos elaborados y editados en el Centro Técnico de Aplicaciones de Vetrotex España S.A.

SANCHEZ GALVEZ, V. Los Hormigones reforzados con Fibra de Vidrio.

The Stud Wall System. Cem-FIL Internacional.

La Fuerza del Vidrio. Cem-FIL Internacional.

Les Composites Ciment-Verre. CERIB Actualités.

BARROS, A. *El Cemento Reforzado con Fibras de Vidrio en España*. Asociación Española de Fabricantes de GRC.

M.L.SANCHEZ PARADELA Y V.SANCHEZ GALVEZ. Comportamiento a tracción de Cementos Reforzados con Fibras de Vidrio. *Informes de la Construcción*. vol. 43 nº 413 Mayo-Junio 1991.

Fabricación rápida de moldes en poliestireno expandido

R. Sánchez, P. Comino

Saint-Gobain Vetrotex España S.A

RESUMEN

En esta publicación se plasma el trabajo realizado en el Centro Experto ARtec (Alcalá de Henares) en la búsqueda de un método para la realización de moldes en espumas rígidas, en concreto, poliestireno expandido. El objetivo del proceso es facilitar y agilizar la adquisición de los moldes, haciéndolo de una manera fácil y rápida.

Para ello se utilizó un sistema clásicamente utilizado en el campo de la publicidad para la realización de figuras, carteles, logotipos, y para otras aplicaciones, como la realización de modelos para escultura, embalajes, piezas técnicas y prototipos, piezas para aislamiento,...

El sistema de corte consiste en una máquina que secciona el poliestireno mediante un hilo caliente siguiendo el perfil deseado, que anteriormente se ha diseñado y dibujado en un software adecuado (CorelDraw, AutoCad,...). Dicho perfil es exportado a otro software asociado a la máquina de corte que, en este punto, ya está preparada para realizar el perfil. La máquina de corte y el software son de la marca francesa CROMA y son distribuidas por Cialit S.A.

Así, se extrae el molde con la forma deseada sobre el que fabricar directamente la pieza de GRC. Para conseguir un desmoldeo adecuado de la pieza de GRC sobre molde, las piezas de poliestireno obtenidas se recubren con un plástico adhesivo conveniente (no todos los plásticos adhesivos tienen buena adherencia con el poliestireno expandido).

Finalmente, además de extraer la pieza de GRC del molde de poliestireno, de dicha pieza de GRC se extrajo un molde goma para poder repetir la fabricación un número mayor de veces.

1. DESCRIPCIÓN DE INSTRUMENTOS Y MATERIALES UTILIZADOS

1.1 Maquinaria- equipos

Máquina de corte en 3 dimensiones para espumas rígidas (Fig. 2)
Máquina de corte: AIXIA modelo Contractor 244
Software de diseño: CorelDraw

Software asociado al corte del perfil: CROMA Designer. Este programa pemite traducir el archivo HPGL de CorelDraw en un archivo específico que permite al sistema de corte trabajar bajo esas órdenes concretas.

El sistema de corte, permite seccionar todo tipo de materiales, mientras éstos sean homogéneos y tengan su punto de fusión entre 100 y 200° C.

□ Maquinaria para GRC

Ya que el método elegido para la manufactura de la pieza final fue por Premix, la maquinaria utilizada ha sido:

- amasador planetario de hormigón (Fig. 1)
- mesa vibradora



Fig. 1 - Amasadora planetaria

1.2 Material

□ Poliestireno expandido (Fig. 2)

En este caso se ha trabajado con poliestireno expandido de densidad 35 Kg/m³ aunque, como se ha mencionado antes, se pueden utilizar otras densidades y materiales, como el poliestireno extruido, que también aporta excelente resultados.



Fig. 2 - Máquina de corte y bloque de poliestireno expandido

Plástico adhesivo
Film protectivo de polietileno de baja densidad.
Espesor medio: 85µ
Densidad: 922 kg/m³.
El adhesivo que lleva es removible, de base acrílica.

- □ Agentes desmoldeantes
- Cera para desmoldear el molde de goma desde la pieza de GRC
- Sika Parement para pieza de GRC

□ Elastómero para molde:

Elastómero de poliuretano (Suministrador: D y D, S.L)

□ Materiales para el GRC,

Se trata de los materiales para una formulación típica de Premix:

- Cemento: 48,5% en peso
- Arena: 32% en peso
- Agua: 15.5% en peso
- Fluidificante: 0.5 % en peso
- Hilos cortados de alta integridad Cem-FIL® 3.5% en peso

2. PROCESO

La pieza final elegida es una canaleta para cableado que irá colocada en suelos.

Una vez elegida la pieza y dibujada en CorelDraw, la figura se exporta a archivos legibles por el software que conduce el corte en la máquina.



Una ventaja notable es que con un mismo corte se consiguen modelo y molde, ya que se sacan el positivo y el negativo de la pieza que se quiere fabricar. (Fig. 3)

Fig. 3 - Molde y modelo en un solo corte

Tras tener el poliestireno cortado se procede a cerrar los bordes para evitar la pérdida de material cuando sea rellenados (tanto molde como modelo). A la vez delimitamos el espesor que queremos darle a la pieza. Para evitar problemas a la hora de desmoldear, cubrimos con el film adhesivo tanto la pieza de poliestireno que hemos cortado en la máquina como los pequeños recortes que se utilizarán para cantear (Fig. 4). Para pegar el poliestireno se utiliza un pegamento adecuado para ello.



Fig. 4 - Forrando con la pieza de poliestireno con el film adhesivo

2.1 Obtención de la pieza de GRC a partir del molde de poliestireno expandido

Se aplica el desencofrante que permita desmoldear la pieza tras el fraguado de la misma (Sika Parement).

Una vez preparado el premix (Fig. 5), para el cual se ha utilizado la formulación descrita en el punto 1.6, se procede a rellenar el molde (Fig. 6), el cual es vibrado una vez lleno para extraer el aire ocluido y evitar así las burbujas internas. Se cubre el molde con un film de polietileno para evitar la salida brusca del agua de la mezcla, y prevenir fisuras.



Fig. 5 - Adicionando los hilos cortados al premix



Fig. 6 - Rellenando el molde



Fig. 7 - Molde lleno

Tras 24 horas de curado adecuado, se procede al desmoldeo de la pieza final.



Fig. 8 - Canaleta para cableado de GRC Premix

2.2 Obtención del molde de goma a partir de pieza de GRC

Se aplica la cera desmoldeante especial para elastómeros sobre la pieza modelo de GRC. Después se rellena con el elastómero de poliuretano todavía líquido (Fig 9). El tiempo de espera para desmoldear es de 24 horas.(Fig. 10 y Fig.11)



Fig. 9 - Llenado de molde



Fig. 10 - Extracción del molde de goma desde la pieza de GRC



Fig. 11 - Aspecto del molde de goma final

3. CONCLUSIONES

El uso de las máquinas de corte para espumas rígidas permite fabricar moldes y modelos de una manera fácil y rápida. Las dimensiones y formas pueden ser variadas de manera sencilla modificando el diseño del dibujo que se realice en el programa informático elegido (CorelDraw, AutoCad,...).

La elección del material no se restringe a poliestireno expandido, sino que pueden utilizarse otro tipo de espumas rígidas, como poliestireno extruido.

Aunque el método de fabricación aquí presentado para la pieza de GRC es el Premix, por supuesto serían aplicables otros métodos, como la proyección simultánea.

Respecto al plástico adhesivo, se cogió como opción por ser fácil de aplicar, por no dejar residuos y porque no mancha la pieza final. Decir también que se han probado bastantes desmoldeantes e imprimaciones sobre el poliestireno que no han dado buen resultado, debido a la naturaleza química y a la superficie porosa del poliestireno, aunque la búsqueda sigue abierta.

El efecto del contenido de hilos cortados de fibra de vidrio y su longitud en las propiedades del GRC fabricado por el método de Premix

R. Sánchez, P. Comino Saint-Gobain Vetrotex España S.A

RESUMEN

El objetivo de esta publicación es hacer una revisión del trabajo realizado por Saint-Gobain Vetrotex Cem-FIL, en colaboración con el Centro de Investigación y Desarrollo de Saint-Gobain Pont-à-Mousson, acerca del efecto del contenido de refuerzo en forma de hilo cortado de fibra de vidrio y de la longitud de dichos hilos, sobre las propiedades mecánicas de las piezas de GRC fabricadas por el método de Premix.

En general, hilos más largos y mayores cantidades de refuerzo dan mejores propiedades, pero también es cierto que el aumento de la longitud y del refuerzo está restringido porque hace más difícil la trabajabilidad y aumenta el precio de las piezas. Del mismo modo, un exceso de hilos cortados podría llegar a provocar una total segregación del GRC por falta de acción conglomerante del cemento.

| Producto | Diámetro de filamento (micras) | Tex de hilo base (g/km) | Longitud (mm) |
|----------|-----------------------------------|----------------------------|---------------|
| 62/2 | 14 | 38 | 6, 12, 18, 24 |
| 60/2 | 20 | 82 | 12, 18, 24 |
| 60/38 | 14 | 38 | 12 |

Para este estudio, las referencias de los hilos cortados utilizados han sido las siguientes:

Tabla 1 - Hilos cortados utilizados y características formales

62/2: se trata de hilos cortados de alta integridad, esto es, son muy resistentes al efecto abrasivo de la arena y el cemento.

60/2 y 60/38: ambos son hilos cortados de integridad media, que resisten los efectos de la abrasión pero en un grado menor a la familia 62/2.

1. DESCRIPCIÓN DEL PROCEDIMIENTO DE ENSAYOS

En los ensayos se ha querido mantener la matriz constante, y así evitar más variables en estudio. Para ello, se ha seguido la siguiente formulación de matriz:

- Cemento: CALCIA Couvrot 52,5CP2
- Arena: LA32 SIFRACO
- Relación agua/ cemento: 0.38
- Relación arena/ cemento: 1
- Fluidificante: CHRYSO Prémia 100
- Relación fluidificante/ cemento: 0.013

La cantidad de refuerzo varía entre 0.5 y 3% en peso para cada referencia de hilo cortado. La dimensión de los paneles es de 900*600*20 mm.

Para medir las propiedades mecánicas, el ensayo utilizado fue el de flexión a 4 puntos, en una máquina de ensayos mecánicos Zwick 1474, sobre probetas de 60*350*20 mm, correspondiendo al test estándar descrito en la norma europea EN 1170-5.

2. RESULTADOS GENERALES

Antes de pasar al análisis parcial de los resultados, en las siguientes tablas quedan expresados los resultados generales, producto por producto, a las diferentes longitudes y porcentajes de refuerzo utilizados, tanto del Límite Elástico (LOP) como de la Resistencia Última a Flexión (MOR), todos en MPa:

| % RFZO. | PRODUCTO | LONGITUD | LOP (MPa) | MOR (MPa) |
|---------|-----------|----------|-----------|-----------|
| 0,50% | | | 10,5 | 9,4 |
| 1% | | 6 mm | 9,2 | 10,6 |
| 2% | | | 8,4 | 11,8 |
| 3% | | | 8,9 | 13,3 |
| 0,50% | | | 9,1 | 10,1 |
| 1% | | 12 mm | 9,7 | 11,2 |
| 2% | | | 9,3 | 12,1 |
| 3% | 62/2 | | 9,0 | 14,4 |
| 0,50% | 38 tex | | 9,7 | 10,8 |
| 1% | 14 micras | 18 mm | 10,3 | 11,2 |
| 2% | | | 9,7 | 13,1 |
| 3% | | | 8,6 | 14,1 |
| 0,50% | | | 9,1 | 10,1 |
| 1% | | 24 mm | 9,5 | 10,2 |
| 2% | | | 9,2 | 12,3 |
| 3% | | | 9,2 | 14,4 |

Tabla 2 - Resultados de LOP y MOR (MPa) para los hilos cortados 62/2

| % RFZO. | PRODUCTO | LONGITUD | LOP (MPa) | MOR (MPa) |
|---------|-----------|----------|-----------|-----------|
| 0,50% | | | 10,3 | 9,5 |
| 1% | | 12 mm | 9,5 | 10,4 |
| 2% | | | 9,0 | 11,6 |
| 3% | | | 7,9 | 12,3 |
| 0,50% | | | 10,7 | 9,6 |
| 1% | | 18 mm | 9,5 | 10,7 |
| 2% | 60/2 | | 8,5 | 11,2 |
| 3% | 82 tex | | 8,5 | 12,7 |
| 0,50% | 20 micras | | 9,2 | 9,8 |
| 1% | | 24 mm | 8,5 | 10,9 |
| 2% | | | 8,0 | 11,3 |
| 3% | | | 9,3 | 16,4 |

Tabla 3 - Resultados de LOP y MOR (MPa) para los hilos cortados 60/2

| <mark>% R</mark> | FZO. | PRODUCTO | LONGITUD | LOP (MPa) | MOR (MPa) |
|------------------|------|-----------|----------|-----------|-----------|
| 0,5 | 0% | | | 9,2 | 10,3 |
| 1 | % | 60/38 | 12 mm | 8,7 | 10,5 |
| 2 | % | 38 tex | | 9,6 | 11,6 |
| 3 | % | 14 micras | | 9,1 | 13,8 |

Tabla 4 - Resultados de LOP y MOR (MPa) para los hilos cortados 60/38

3. EL EFECTO DEL CONTENIDO DE REFUERZO

Para analizar los resultados, se representa la variación del Módulo de Ruptura (MOR) con el % de cada producto fijando la longitud.

Si atendemos a cada producto por separado es claro como, para todos los productos, mientras que el % de refuerzo aumenta, el MOR aumenta también, es decir, el material se hace más y más resistente, y con el 3% de refuerzo se alcanzan las mejores propiedades mecánicas.

3.1 Hilos cortados de longitud 6 mm

El MOR para el 62/2 (38 tex, 14 μ) varía desde 9.4 a 0.5% de refuerzo hasta 13,3 MPa al 3% de refuerzo en peso de mezcla.



Fig. 1 - Variación del MOR (MPa) 62/2 6 mm con el % de refuerzo

3.2 Hilos cortados de longitud 12 mm

Para el 62/2 (38 tex, 14 $\mu),$ nos movemos entre 10.1 y 14.4 MPa, desde 0.5 a 3% de refuerzo.

Para el 60/2 (82 tex, 20 μ), el valor varía entre 9.5 y 12.3 MPa.

Para 60/38 (38 tex, 14 μ), el valor del MOR aumenta de 10.3 a 13.8 MPa.

Aunque 62/2 y 60/38 tienen el mismo formato, diámetro 14 micras y 38 tex de hilo base, los resultados mecánicos son más bajos para el 60/38 que para el 62/2 a la misma cantidad de refuerzo.



Fig. 2 - Variación del MOR (MPa) con el % de refuerzo para hilos cortados a 12 mm

3.3 Hilos cortados de 18 mm

 $62/2~(38~tex,\,14~\mu)$: desde 10.8 al0,5% a 14.1 MPa al3% de refuerzo.

 $60/2~(82~tex,\,20~\mu)$: desde 9.6 al $0{,}5\%$ a 12.7 MPa al 3% de refuerzo.

Ambos productos a esta longitud muestran un crecimiento lineal del valor del MOR con el incremento de la cantidad de refuerzo.



Fig. 3 - Variación del MOR (MPa) con el % de refuerzo para hilos cortados a 18 mm.

3.4 Hilos cortados de 24 mm

62/2 (38 tex, 14 μ): desde 10,1 a 14,4 MPa.

60/2 (82 tex, 20 μ): desde 9,8 a 16,4 MPa.

Además del resultado, la trabajabilidad a esta longitud es mayor con 60/2 que con 62/2 a 3% de refuerzo. Esto puede explicarse sabiendo que la densidad lineal del 62/2 (38 g/km) es más baja que la del 60/2 (82 g/km). Esto significa que, para la misma cantidad de refuerzo, la cantidad de hilos es mayor en el caso del 62/2, luego el premix puede ser más viscoso.

El incremento del MOR con el aumento del porcentaje de refuerzo es casi lineal para el 60/2 a 12 y 18 mm, pero para 24 mm, hay un aumento repentino del MOR al pasar de del 2 al 3% de refuerzo.



Fig. 4 - Variación del MOR (MPa) con el % de refuerzo para hilos cortado a 24 mm

Concluyendo, los mejores resultados a longitud fija de hilos cortados se alcanzan siempre para el 62/2, excepto a 24 mm, donde es el 60/2 el que consigue valores más altos.

Acerca del Límite de Proporcionalidad (Límite Elástico- LOP), sólo decir que los valores se mantienen estables con ligeras variaciones dependiendo del tipo de producto y su longitud, y puede estar influido por la compactación de la pieza de GRC después del vibrado.

4. EL EFECTO DE LA LONGITUD DE LOS HILOS CORTADOS

Vamos a analizar los resultados fijando el producto y el porcentaje de refuerzo: 60/2 (82 tex, 20 μ): podemos ver cómo el aumento de la longitud del los hilos cortados da mejores propiedades mecánicas en general. Ésto es más significativo cuando trabajamos a un 3% de refuerzo, donde se consiguen valores de 12.3 MPa a 12 mm de longitud de hilo y 16.4 MPa a 24 mm. Para menores cantidades de refuerzo, las diferencias no son tan relevantes para este producto. Entonces, a bajos porcentajes de refuerzo, la longitud no es muy significativa en lo que concierne a los resultados del MOR; es a 3% donde la longitud juega un papel importante, siendo 24 mm la longitud que da mejores resultados.



Fig. 5 - Variación del MOR (MPa) con el aumento del % de refuerzo y la longitud de los hilos cortados 60/2

62/2 (38 tex, 14 μ): para este producto, las mejores resistencias se obtienen con hilos de 18 mm para 0.5, 1 y 2% de refuerzo, y atendiendo al 3%, los resultados para 12, 28 y 24 mm son más o menos igual, alrededor de 14.4 MPa.



Fig. 6 - Variación del MOR (MPa) con el aumento del % de refuerzo y la longitud de los hilos cortados 62/2

Es necesario tener en cuenta que el uso de hilos largos, sobre todo a altas cantidades de refuerzo, está restringida a la trabajabilidad de la mezcla y a la complejidad de la pieza final. Como se dijo anteriormente, la trabajabilidad con hilos de 24 mm y en 3% en peso de mezcla es más fácil para el 60/2 que para el 62/2, y la causa puede estar en la cantidad de hilos presentes en la mezcla.

5. CONCLUSIONES

Fijando la longitud, mientras que el porcentaje de refuerzo aumenta, también lo hace el valor del MOR. Las mejores propiedades mecánicas se alcanzan siempre para los hilos cortados 62/2, excepto a 24 mm, donde es el 60/2 es que ofrece mejores prestaciones.

El aumento de la longitud no siempre implica un aumento del MOR. De hecho, para el 62/2 se obtienen los mejores resultados a 18 mm para cada cantidad de refuerzo, no a 24 como sería lo esperable. Por otro lado, también se observa que al % más alto de refuerzo que se ha estudiado, 3%, la variación de los resultados para este producto entre 12, 18 y 24 mm no es muy significativa.

Para el 60/2, los resultados del MOR no varían mucho entre 0.5, 1 y 2 % de refuerzo, para las diferentes longitudes examinadas, mientras que al 3%, donde los resultados se muestran mejores, el valor de MOR a 24 mm es mucho mejor que para las otras longitudes estudiadas.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos la colaboración prestada y el trabajo realizado al equipo del Centro de Investigación y Desarrollo de Saint-Gobain Pont-à-Mousson, así como todos los comentarios y anotaciones que han aportado para la realización del estudio que aquí se refleja.
Estudio sobre la durabilidad de un mortero polimérico

C. Galán, J. Roa, M. Olivares

Departamento de Construcciones Arquitectónicas I, Universidad de Sevilla, España.

RESUMEN

La influencia de la exposición a la intemperie de los morteros poliméricos es un tema ya estudiado por algunos investigadores. En esta ponencia se trata de analizar dicha influencia comparando resultados de ensayos de naturaleza mecánica. Éstos se realizan sobre muestras de material envejecidas con dos métodos diferentes: sometidos a exposición real y sometidos a exposición simulada en cámara climática.

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Durabilidad de los materiales poliméricos

La mayoría de los materiales se degradan si son expuestos a la intemperie. La corteza terrestre se degrada debido a procesos químicos y físicos como resultado de su exposición a la intemperie. La proporción y velocidad del deterioro depende de la naturaleza del material: para las rocas más duras la escala de tiempo se alarga hasta millones de años, mientras que algunos polímeros orgánicos sufren grandes cambios al ser expuestos a la intemperie durante pocos días.

Se estima (Davis et al. 1983) que en un ambiente húmedo y cálido los composites de poliéster muestran una más rápida pérdida de sus propiedades físicas. Se ha demostrado (Kimball 1961) que mientras que el envejecimiento en el laboratorio de hasta 3 años tiene sólo un pequeño efecto en la resistencia a tracción, compresión y flexión, para composites de reina de poliéster, epoxi o fenólica reforzados con fibra de vidrio, los cambios son mucho más acusados si se exponen a la intemperie en Florida por ejemplo. En este caso la resistencia a tracción de dichos composites disminuyó hasta un 41%.

Los altos niveles de radiación, temperatura y humedad combinados hacen de los climas húmedos y cálidos (tropicales) los ambientes más duros parar los composites (Davis et al. 1983). Un informe publicado por el Ministerio de Defensa Británico (Ministry of Defence, 1982), sobre composites realizados con resina de poliéster UP ortoftálica utilizando peróxido de MEK como catalizador, y con cuatro tipos de fibras de vidrio como refuerzo incluye una comparación entre exposición a distintas temperaturas en ambientes húmedos tropicales y ambientes secos. En clima seco y caluroso los cambios fueron severos,

marcándose fuertemente la presencia de las fibras aunque las pérdidas de peso se encontraban entre el 1-3%. Después de ocho años de exposición los mayores descensos en sus propiedades correspondían a los composites laminados expuestos en ambientes calurosos y de alta humedad. Por ejemplo, la resistencia a flexión disminuyó en la mitad, un tercio o sólo la cuarta parte en clima cálido/húmedo, cálido/seco o clima moderado respectivamente.

1.2. Características del mortero polimérico

El mortero polimérico utilizado para los ensayos se preparó con un tipo de árido calizo típico de la provincia de Sevilla: el albero. La granulometría utilizada se encuentra dentro de las recomendadas por la ASTM-33 y ACI, comúnmente utilizadas para la preparación de morteros convencionales de alta compacidad y con un mínimo de conglomerante. El tamaño de los granos estaba limitado entre 5 y 0.16 mm. La resina utilizada de tipo poliéster insaturado es la más empleada en la industria de la construcción debido a su buena proporción calidad/precio. El catalizador utilizado fue peróxido de MEK, en una proporción del 3 al 5% del peso de resina líquida.

El secado de los áridos conlleva un aumento en el coste final del producto. Por ello, se considera importante delimitar la influencia real de la humedad en las propiedades finales del mortero polimérico. Se realizan, por lo tanto, estudios comparativos con morteros preparados con áridos completamente secos y otros con un contenido de humedad del 5%. Por ello, la investigación se ha centrado en cuatro mezclas distintas, definidas todas ellas con la misma granulometría de árido y la misma dosificación de resina, combinándose las dos variables: árido seco/árido húmedo, resina ortoftálica/resina isoftálica, de ahí que las dosificaciones resultantes se denominen: OW (árido húmedo, resina UP ortoftálica), IS (árido seco, resina UP ortoftálica). La dosificación utilizada es siempre de un 20% de mezcla (resina+catalizador) y un 80% de áridos, es decir una proporción básica de mortero 1:4. La fabricación de las probetas ha sido completamente manual. No se ha mecanizado ninguno de los pasos en su elaboración por lo que se prevé una cierta variabilidad en los resultados finales.

2. DESARROLLO DE LOS ENSAYOS DE DURABILIDAD

Para poder realizar estudios significativos que sirvan de base a análisis posteriores se han controlado dos procesos diferentes de envejecimiento: controlando la variación de sus propiedades a lo largo del tiempo, a través de la exposición a la intemperie real y simulando el proceso de envejecimiento mediante ensayos de cámara climática.

2.1. Exposición a la intemperie real

La exposición de probetas a intemperie real conlleva todos los factores que afectan a un material de construcción colocado en exteriores: radiación solar (factor de gran influencia

La correlación entre los ensayos realizados con cámara climática y el deterioro que sufre un material realmente expuesto a la intemperie es la clave de cualquier ensayo de envejecimiento. Sin embargo, no se ha encontrado bibliografía donde se expresaran resultados experimentales de otros investigadores respecto a este tema en el caso de los morteros poliméricos. Por lo tanto, se planteó entre los objetivos de esta investigación realizar un seguimiento del material de forma que se detectara con la mayor exactitud posible en qué punto se asemejaban el deterioro producido en el material tras los cuatro meses de ciclos en la cámara climática, con el deterioro producido en tiempo real.

Según los datos recogidos en el observatorio meteorológico de Sevilla "Aeropuerto de San Pablo" (MOPTMA 1995) los datos de temperaturas mínimas en invierno alcanzan los –5°C en los meses de Diciembre-Enero, mientras que las máximas por encima de los 40°C (hasta una valor máximo de 47°C) son relativamente frecuentes en los meses de verano. La humedad relativa media al año es del 63 %, oscilando a lo largo del año desde el 49% de humedad relativa (mes Julio) al 76% de humedad relativa en los meses de Diciembre-Enero, en época de máxima pluviosidad.

2.2. Cámara climática

polvo y contaminación.

Se ha utilizado para los ensayos de envejecimiento acelerado una cámara climática para ensayo de materiales modelo Fitoclima 300EDTU, de la casa ARALAB. Esta cámara admite gamas de temperaturas de –20 a +80 °C, de humedad de 10 a 98%, contando con programador electrónico, capacidad de hasta 8 programas de 20 segmentos cada uno. Dicha cámara se encuentra en las instalaciones del INEGI de Oporto (Portugal), cuyo personal y medios han colaborado para el desarrollo de las presentes investigaciones. La cámara permite controlar temperatura y humedad exclusivamente, no contemplando el envejecimiento del material debido a exposición solar y/o acción de la lluvia, lo que hace más aún imprescindible el contraste de los datos obtenidos con los de exposición real a la intemperie.

Se han ensayado, desplazándose hasta Oporto, probetas prismáticas fabricadas en Sevilla pertenecientes a las cuatro formulaciones resultantes. De acuerdo con los datos recogidos en el observatorio meteorológico de Sevilla "Aeropuerto de San Pablo" (MOPTMA 1995), se definieron dos ciclos diferentes: que cada uno de los ciclos, de ocho horas de duración, equivaldría a un día real de 24 horas a la intemperie. De esta forma, en 24 horas tendrían lugar tres días ficticios y los cuatro meses pasados en la cámara podrían asimilarse a un año real. Los valores de cada ciclo incluyen en la Tabla I.

| Parámetros | Ciclo 1: Primavera/Verano: | Ciclo 2: Otoño / Invierno: |
|-----------------------|----------------------------|-----------------------------|
| Humedad relativa | 51% | 72% |
| Rango de Temperaturas | 5°C a 45°C | -5°C a 30°C |
| Segmentos: | | |
| Rampa ascendente | 90 minutos | 135 minutos |
| Tramo constante | 45°C = 150 minutos | 45°C = 60 minutos |
| Rampa descendente | 210 minutos | 135 minutos |
| Tramo constante | 5°C = 30 minutos | -5°C = 150 minutos |
| | | |
| Ciclos de 8 horas | un total de 180 ciclos | un total de 180 ciclos. |
| | | |
| Inicio de ensayo | 11 Mayo 2001, 10:08 h | 11 Julio 2001, 10:30 h |
| Fin de ensayo | 11 Julio 2001, 10:08 h | 11 Septiembre 2001, 10:30 h |

Tabla 1 - Parámetros de los ciclos utilizados en la cámara climática

2.3. Metodología de ensayo

2.3.1. Compresión

Se ha determinado la resistencia a compresión con las dos mitades de cada una de las probetas prismáticas, una vez rotas a flexión. Este ensayo se corresponde con lo especificado en la norma UNE 83-821-92 para la determinación de las resistencias a compresión de morteros utilizados para revocos y revestimientos, tanto a base de cal como de conglomerante hidráulicos, no existiendo norma UNE específica en este caso para los morteros poliméricos o de polímeros. De acuerdo con las especificaciones de RILEM PC-5, TC 113-CPT 1995, la velocidad de carga ha sido de 0.5 MPa/s.

Se han fabricado y clasificado diversas series, denominadas las primeras probetas de control (ensayadas una vez endurecidas con 2 meses de edad), y otras ensayadas tras tres, seis y doce meses de exposición a la intemperie.

2.3.2. Flexión

Se ha determinado la resistencia a flexión de acuerdo con las especificaciones de RILEM PCM-8, TC 113-CPT 1995, la velocidad de carga ha sido de 0,5 MPa/s. Éste ensayo se corresponde con lo especificado en la norma UNE 83-821-92 para la determinación de las resistencias a flexión de morteros utilizados para revocos y revestimientos, tanto a base de cal como de conglomerante hidráulicos.

| | | PERIO | DO DE INTE | MPERIE | | PERIO | DO DE INTE | EMPERIE |
|--------------|---------|---------|------------|----------|---------|---------|------------|----------|
| Resina/Arido | CONTROL | 3 MESES | 6 MESES | 12 MESES | CONTROL | 3 MESES | 6 MESES | 12 MESES |
| | | | | | | | | |
| OW | 42,61 | 43,68 | 35,96 | 22,74 | 100% | 103% | 84% | 53% |
| OS | 36,54 | 50,02 | 49,22 | 42,90 | 100% | 137% | 135% | 117% |
| IW | 46,84 | 47,22 | 30,65 | 35,79 | 100% | 101% | 65% | 76% |
| IS | 47,28 | 42,94 | 41,86 | 28,92 | 100% | 91% | 89% | 61% |

 Tabla 2 -Ensayo de resistencias a compresión de probetas. Valores medios. (Tensión de rotura en Megapascales) y porcentuales respecto a los datos de control.



Fig. 1 - Curvas tensión deformación de polialbero para rotura a compresión de probetas de control

3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

3.1. Compresión

Se presentan en la Tabla II los resultados de las cargas de rotura a compresión para todas las probetas ensayadas, expresando los valores medios estadísticos correspondientes.

Se muestran a continuación las curvas tensión-deformación de las probetas ensayadas, clasificadas según dosificación de resina y árido utilizada en cada caso (resina

ortoftálica/isoftálica, árido húmedo/árido seco), y según la edad de las probetas: de control (Figura 1) y tras doce meses de intemperie (Figura 2).



Fig. 2 - Curvas tensión deformación de polialbero para rotura a compresión de probetas tras doce meses a la intemperie

3.2. Flexión

Se expresan a continuación los resultados obtenidos para las probetas ensayadas a flexión. En la Tabla III se exponen los resultados de las cargas de rotura para todas las probetas representadas, expresando los valores medios estadísticos correspondientes.

| | | ENVE | JECIMIENTO | REAL | CAMARA CLIMATICA | | | |
|----------------------|----------------------------------|----------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|----------------------------------|---------------------------------|--|
| Resina/Arido | CONTROL | 3 MESES | 6 MESES | 12 MESES | CICLO 1 | CICLO 2 | CICLO 1+2 | |
| ow Os IW IS | 11,85 12,73 11,87 12,54 | 12,32 16,50 14,01 12,58 | 9,58 14,24 11,84 12,22 | 8,05 14,20 11,08 11,23 | 12,12 8,32 13,26 11,27 | 10,33 12,75 10,45 11,64 | 9,67 12,53 11,38 14,29 | |

Tabla 3 - Ensayo de resistencia a flexión de probetas de control y envejecimiento realy simulado. Valores medios. (Tensión de rotura expresada en Megapascales)

A continuación se presentan las curvas tensión-deformación de algunas de las probetas ensayadas, clasificadas según la dosificación de resina y árido utilizada en cada caso (resina ortoftálica/isoftálica, árido húmedo/árido seco) así como la edad de las probetas: de control y tras los ciclos de la cámara climática: ciclo 1 + 2.

3.2.1. Intemperie real

Las curvas tensión-deformación de las probetas de control se representan en la Figura 3. La La Figura 4 representa las probetas ensayadas tras una exposición a la intemperie durante doce meses, de Abril de 2001 a Abril de 2002.

3.2.2. Cámara climática

La Figura 5 representa sucesivamente las probetas prismáticas ensayadas tras los ciclos de la cámara climática: ciclo (1+2), denominado anual.



Fig. 3 - Curvas tensión deformación de polialbero para rotura a flexión de probetas de control



Fig. 4 - Curvas tensión deformación de polialbero para rotura a flexión de probetas tras doce meses a la intemperie



Fig. 5 - Curvas tensión deformación de polialbero para rotura a flexión de probetas tras ciclo 1+2 (verano + invierno) en cámara climática

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1. Compresión

Dentro del plazo de exposición a la intemperie estudiado, se detectan algunos cambios significativos de la resistencia a compresión del material. Al analizar las Tabla II y III se observan variaciones en las medias, aumentos o disminuciones provocadas por la variabilidad de las probetas específicas contenidas en cada serie. En particular, la bajada más significativa de estos datos se detecta en las probetas OW una vez pasados doce meses de exposición. En general, se puede admitir una disminución de la compresión una vez pasado un año a la intemperie en torno al 25 - 45% respecto a los datos obtenidos de las probetas de control. Se ha de afirmar que para poder utilizar este material en construcción bajo estas condiciones de preparación debemos prever usos que puedan ser cubiertos con determinados valores mínimos o en su lugar realizar un exhaustivo control de fabricación (condiciones de temperatura y humedad, amasado, curado, etc.).

4.2. Flexión

No se observan diferencias significativas entre los resultados obtenidos para probetas expuestas a la intemperie y las de control, por lo que podemos afirmar que el material, al menos en este plazo de tiempo, no sufre degradación de su resistencia a flexión. Los resultados obtenidos para probetas sometidas a envejecimiento acelerado en la cámara climática y los de probetas de control son similares, por lo que podemos afirmar que el material, al menos en este número de ciclos ensayados, no sufre degradación significativa de su resistencia a flexión.

5. CONCLUSIONES

El análisis del envejecimiento ha producido resultados significativos en los plazos estudiados de exposición a la intemperie. Se puede observar una disminución de resistencia a compresión (en torno a 25-45%) después de doce meses de exposición a la intemperie.

Sin embargo, en la resistencia a flexión del material no se han producido cambios importantes después del envejecimiento.

Se pone de manifiesto el paralelismo entre los datos obtenidos mediante la exposición a la intemperie y los obtenidos por el envejecimiento acelerado. Por lo tanto, se admite como aceptable el uso de la cámara climática para futuros ensayos con el material.

En cuanto a la radiación solar a la que ha estado expuesto el mortero, ésta no afecta a sus características, como parecía previsible. En cualquier caso, es evidente la necesidad de ensayos a más largo plazo que corroboren este comportamiento ante el envejecimiento del material, especialmente en lo que se refiere a la resistencia a flexión y compresión. Para

ello se reservan otros lotes de probetas con objeto de obtener resultados en un plazo no inferior a 24 meses de exposición.

REFERENCIAS

ARTACHO RUIZ, C., (2000). *Modelos diarios de temperatura, humedad relativa y horas de sol*, Publicaciones de la Universidad de Córdoba y Obra Social y Cultural Cajasur, Córdoba.

DAVIS, A. Y SIMS D., (1983), *Weathering of Polymers*. Applied Science Publishers, Essex, Reino Unido.

GALÁN MARÍN, C., (2001). Tesis Doctoral inédita. *Caracterización de un Mortero Polimérico con resina de poliéster insaturado y árido de albero para su aplicación en construcción*. Dpto. de Construcciones Arquitectónicas I. Universidad de Sevilla.

KIMBALL, K.E., (1961) WADC Technical Report No. 55-319.

UNE 83304:1984, Ensayos de hormigón. Rotura por compresión.

UNE 83821:1992 EX, Morteros. Métodos de ensayo. Morteros endurecidos. Determinación de las resistencias a flexión y a compresión.

Comportamiento puzolánico del catalizador usado de craqueo catalítico (FCC) de distintos orígenes: aplicaciones a materiales compuestos de matriz hidráulica

J. Payá, M. V. Borrachero, J. Monzó, E. Pallarés, E. Peris-Mora, L. Soriano Grupo de Investigación en Química de los Materiales de Construcción, Universidad Politécnica de Valencia, España

RESUMEN

El catalizador gastado de craqueo catalítico FCC puede ser considerado como un material puzolánico de gran actividad, ya que al combinarse con la portlandita liberada en la hidratación del cemento, forma compuestos de carácter hidráulico. Este residuo es un material zeolítico de base silicoaluminosa que procede del cracking del petróleo. El presente estudio intenta establecer las posibles diferencias que podrían darse, al trabajar con distintos catalizadores que varían entre sí, tanto en su origen como en los distintos procesos a los que han podido ser sometidos. El estudio del desarrollo de resistencias mecánicas demuestra que todas las muestras estudiadas presentan elevada reactividad puzolánica, tanto a tiempos cortos como largos de curado. En todos los casos se ha observado un doble efecto: efecto partícula y efecto puzolánico, y en principio, se observa que existen ligeras diferencias entre las muestras estudiadas, de modo que estos subproductos podrían utilizarse en la fabricación de materiales compuestos de matriz hidráulica, si bien se debe tener en cuenta el origen de cada uno de ellos, tal y como sucede con otras adiciones reactivas como son la ceniza volante o las escorias de alto horno.

1. INTRODUCCIÓN

El uso de puzolanas y materiales cementantes en la industria del cemento y del hormigón ha ido cobrando una importancia cada vez mayor en las últimas décadas. Son varios los beneficios conseguidos con el uso de puzolanas, entre ellos se puede destacar la mejora de resistencias mecánicas, el aumento de durabilidad y en muchos casos beneficios económicos y ecológicos (Malhotra, 1996).

El catalizador utilizado comúnmente en el craqueo de hidrocarburos es un material zeolítico de base silicoaluminosa. El proceso de cracking de hidrocarburos en las plantas requiere la sustitución gradual de dicho catalizador, debido a que en el proceso en lecho fluido, se inactiva el mismo, generando un residuo de carácter inerte desde el punto de

vista medioambiental. Anteriores estudios realizados y consultados sobre el catalizador gastado de craqueo catalítico (FCC) han demostrado el comportamiento de este material como una puzolana muy activa (Payá, 1999; 2001; Borrachero, 2002; Hsu, 2001; Pacewska,, 1998; 2002; Chen, 2001). A diferencia de otras puzolanas comúnmente conocidas, que a tiempos cortos actúan prácticamente como inertes, el FCC usado es capaz de fijar hidróxido cálcico a edades muy tempranas y por lo tanto producir un aumento de resistencias mecánicas en dicho periodo. Conocidas las excelentes propiedades del producto, se plantea la necesidad de conocer si otros materiales de matriz común al FCC utilizado hasta ahora en estudios previos, pero de distintas procedencias, presentan el mismo grado de puzolanidad, o por el contrario, los diversos procesos y condiciones del craqueo de hidrocarburos dan catalizadores más o menos activos, desde el punto de vista puzolánico. En este trabajo se compara el comportamiento de distintos catalizadores procedentes de diversas plantas de craqueo, cuando son combinados en conglomerantes hidráulicos, con el objeto de comprobar y comparar su elevada reactividad. Por otra parte, se intenta establecer la posibilidad de uso indiscriminado independientemente de su origen.

2. EXPERIMENTAL

En la tabla 1 se detalla la composición química de los distintos catalizadores utilizados, así como su procedencia. También se recoge la composición química del cemento Pórtland (OPC) utilizado en los ensayos.

| Parámetro | Fcc- BP | Futura | Catna | E-Cath | E-Catal | OPC |
|--------------------------------|-----------|--------|--------|--------|-----------|--------|
| P.F* | 1.17 | 3.21 | 6.75 | 1.58 | 1.33 | 3.02 |
| SiO ₂ | 43.12 | 46.2 | 45.27 | 42.99 | 42.81 | 20.21 |
| Al ₂ O ₃ | 46.95 | 42.98 | 40.39 | 46.2 | 46.33 | 4.94 |
| Fe ₂ O ₃ | 0.58 | 0.81 | 0.66 | 0.59 | 0.75 | 2.85 |
| CaO | 0.04 | 0.06 | 0.01 | 0.02 | 0.02 | 62.87 |
| MgO | 0.02 | 0.03 | 0.02 | 0.02 | 0.07 | 1.05 |
| SO ₃ | n.d | n.d | n.d | n.d | n.d | 3.54 |
| Na ₂ O | 0.3 | 0.38 | 0.49 | 0.49 | 0.36 | 0.10 |
| K ₂ O | 0.06 | 0.09 | 0.09 | 0.06 | 0.06 | 0.92 |
| P_2O_5 | 0 | 0.64 | 0.5 | 1.47 | 0.75 | n.d |
| Origen | BP- | Repsol | Repsol | Cepsa- | Cepsa- | Cemex- |
| | Castellon | | | Huelva | Algeciras | Buñol |

*Pérdida al fuego n.d no determinado

Tabla 1 - Composición química de los catalizadores y del cemento Pórtland.

En la preparación de morteros se ha usado cemento Pórtland tipo CEM I-52,5R, suministrado por la empresa CEMEX- España (Buñol- Valencia). También dicha empresa ha suministrado un filler calizo inerte con un elevado grado de pureza. La mullita la proporcionó CFM MINERALES, S.A (Onda-Castellón) y también actúa como inerte.

La preparación de los mortero control (solo cemento) se llevó a cabo según la norma UNE 83.452-88, mezclando 450 g de cemento, 1350 g de árido y usando una relación a/c=0.45. En los morteros de adición se disminuye el peso de árido en un 10 % sustituyéndolo por los distintos catalizadores molidos en esa misma cantidad. Esto último es aplicable también para la adición de filler calizo y de la mullita. La relación agua/ cemento es 0.45 y debido a que la presencia de la puzolana disminuye la consistencia de los morteros, se adiciona también un superfluidificante de última generación Viscocrete en un 0.7% respecto a la masa cementante. Dicho superfluidificante ha sido suministrado por la empresa SIKA, S.A. Las microfotografías de microscopía electrónica se han realizado con un equipo JEOL JSM-6300. Por último, el análisis termogravimétrico fue realizado con un equipo Mettler-Toledo TGA850 con horno horizontal.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Comparación de los residuos de catalizador.

Los datos de la tabla 1 revelan que las diferencias en cuanto a composición química entre los distintos residuos de catalizador son mínimas, oscilando las cantidades de contenido de SiO_2 entre el 42.81 y el 46.20%, mientras que el contenido en Al_2O_3 oscila entre el 40.39 y el 46.95%. Cabe destacar por una parte, la mayor cantidad de inquemados en la muestra Catna, y por otra parte, la presencia de fósforo (probablemente en forma de fosfatos) en todas las muestras excepto en Fcc-BP.

Los catalizadores sin moler presentan forma esférica y esferoidal tal y como se muestra en las siguientes microfotografías realizadas por microscopía electrónica. No hay diferencia apreciable entre ellos, como se observa en las imágenes recogidas en la figura 1.

El catalizador se ha demostrado que tal cual proviene del craqueo no tiene un tamaño adecuado de partícula y es necesario un proceso de molienda. El tiempo óptimo de molienda es de 20 minutos según estudios realizados por Payá y col (Payá, 2003).

Los materiales molidos presentan una granulometría similar. En la tabla 2 se dan los valores granulométricos más interesantes para las muestras originales y las molidas, entre paréntesis se dan los valores cada uno de los parámetros para la muestra original.

| muestra | d medio(µm) | d 0.1(µm) | d 0.5(µm) | d 0.9(µm) |
|---------|---------------|---------------|---------------|----------------|
| Fcc- BP | 19.73 (85.34) | 1.34 (47.63) | 12.15 (79.36) | 49.90 (131.65) |
| Catna | 17.56 (73.96) | 0.962 (41.03) | 10.17 (68.65) | 45.67 (114.54) |
| Futura | 20.26 (83.73) | 1.296 (45.85) | 12.52 (77.39) | 51.19 (130.60) |
| E-cath | 22.01 (83.76) | 1.44 (45.90) | 14.65 (77.30) | 54.18 (130.66) |
| E-catal | 22.21 (77.56) | 1.50 (46.39) | 14.10 (73.07) | 55.42 (115.07) |

Tabla 2 - Parámetros granulométricos de los catalizadores sin moler y molidos



c) e-cath

d) e-catal

Fig. 1 - SEM de los catalizadores sin moler

3.2 Morteros con adición de catalizadores.

Se propone realizar morteros de cemento con adición de los distintos residuos de los catalizadores, sustituyendo un 10 % en peso del contenido de los áridos y utilizando una relación agua/cemento de 0.45. Para ello se preparan especimenes control de 40x40x160 mm, y con adiciones de cada uno de los catalizadores y de los inertes filler calizo y mullita. El filler calizo y la mullita fueron introducidos en la realización de morteros para observar la actuación del denominado "efecto partícula". El filler calizo se eligió, como ejemplo de un inerte calizo y la mullita se escogió por tener una base química similar a la del catalizador (Al₂O₃-SiO₂). En la dosificación de todos los morteros con adiciones se añadieron unos porcentajes fijados de superfluidificante para obtener una consistencia adecuada. En la tabla 3 se recogen las formulaciones que se han realizado en los morteros a ensayar.

Posteriormente en las tablas 4 y 5 se muestran los valores de las diferencias, " R_d ", entre el mortero control, y cada una de las adiciones para las distintas edades de curado según:

$$R_d = R_i - R_0 \tag{1}$$

Donde, R_i es la resistencia del mortero con adición para cierta edad de curado R_0 es el valor de la resistencia del mortero control para esa misma edad de curado.

| Tiempo curado | Tipos mortero | Relación a/c | % superfluid |
|-----------------|---------------------------|--------------|--------------|
| 8, 16, 24, 48 h | a) control | | a) 0% |
| 28 días | b) adiciones inertes | 0.45 | b) 0% |
| | c) adicionescatalizadores | | c) 0.7% |

Tabla 3 - Formulaciones de los morteros control y con adición

| | R _{df} (MPa) | | | | | | | |
|---------------|-----------------------|------|-------|-------|-------|--|--|--|
| Mortero | 8h | 16h | 24h | 48h | 28d | | | |
| Fcc-BP | 2.78 | 3 | 3.24 | 2.32 | 2.43 | | | |
| E-cath | 0.14 | 1.84 | 2.41 | 2.72 | 1.58 | | | |
| E-catal | 1.54 | 0.14 | 0.98 | 5.2 | 2.4 | | | |
| Catna | 0.38 | 0.31 | -0.83 | 1.7 | 1.4 | | | |
| Futura | 1.62 | 2.14 | 0.96 | 3.28 | 0.6 | | | |
| Mullita | -0.16 | 0.48 | 1.41 | -0.41 | -0.96 | | | |
| Filler calizo | 0.65 | 0.64 | 1.23 | 1.93 | 1.45 | | | |

Tabla 4 - Datos de R_d para rotura a flexotracción, R_{df}

| | R _{dc} (MPa) | | | | | | | | |
|---------------|-----------------------|-------|-------|-------|-------|--|--|--|--|
| Mortero | 8h | 16h | 24h | 48h | 28d | | | | |
| Fcc | 9.33 | 13.51 | 20.67 | 22.98 | 56.53 | | | | |
| E-cath | 2.29 | 11.6 | 13.66 | 14.97 | 43.45 | | | | |
| E-catal | 3.12 | 9.2 | 13.93 | 14.94 | 35.64 | | | | |
| Catna | 2.08 | 8.75 | 8.91 | 9.07 | 28.08 | | | | |
| Futura | 3.92 | 12.1 | 11.9 | 14.3 | 39.87 | | | | |
| Mullita | 3.55 | 4.6 | 18.47 | 11.22 | 12.33 | | | | |
| Filler calizo | 5.55 | 7.5 | 19.07 | 12.52 | 15.03 | | | | |

Tabla 5 - Datos de R_d para rotura a compresión, R_{dc}

Respecto a los valores de resistencia a flexotracción podemos establecer que muestran gran dispersión entre ellos, no siguiendo ninguna tendencia clara por lo que no se utilizará este parámetro para comparar los catalizadores entre sí. No obstante se observa que el único que más o menos obtiene siempre valores positivos y similares de R_{df} es el Fcc-BP, mientras que en el resto de casos en general la resistencia a flexotracción es superior a los morteros control. Centrándonos en los valores de resistencia a compresión, en general, se incrementa la diferencia R_{dc} con el tiempo de curado para todos los casos de adición tanto

de catalizadores como las de adiciones de inertes (filler calizo y mullita). En la figura 2 se muestra la tendencia que sigue cada uno de estos materiales.

Como se observa en la figura 2 todas las adiciones dan valores por encima del cero incluso a tiempos cortos de curado (8h). El hecho de que los morteros con adiciones inertes, como el filler calizo y la mullita, también ofrezcan valores positivos de R_{dc} , sugiere que se produce lo que comúnmente se denomina el "efecto partícula". Los granos de estos fillers facilitan al cemento una superficie extra, permitiendo que se depositen sobre ellos los primeros productos de hidratación del cemento. De este modo, la superficie del cemento queda libre para continuar con su hidratación, dando lugar finalmente a una mayor velocidad de hidratación del cemento, una mejora en la microestructura y concretamente un incremento de los valores de resistencias mecánicas.



Fig. 2 - Representación R_{dc} de los catalizadores y las adiciones inertes.

En cuanto a los catalizadores se pueden hacer varias consideraciones:

- Para la edad de 8 horas el único catalizador que supera el valor de los denominados inertes es el Fcc-BP. Por lo tanto, el Fcc-BP sería el único que combinaría el efecto partícula con el efecto puzolánico. Todos los demás tendrían el papel únicamente de actuación como fillers.
- A 16 h todos los valores de los morteros con catalizador comienzan a ser superiores a los valores de los morteros con adiciones inertes, siendo el mayor valor el del Fcc-BP y el menor el del Catna. Podríamos decir que empiezan todos a actuar puzolánicamente.

Esta temprana puzolanidad parece detenerse a las 24 h, encontrándose valores de R_{dc} por debajo de los valores obtenidos con los materiales inertes.

- A 48 h se podrían hacer las mismas afirmaciones que para la edad de 16h, excepto que en este caso el Catna da valores inferiores a los inertes pero superiores al control. Para esta edad, el valor del Fcc-BP aumenta considerablemente, respecto al resto de catalizadores.
- Por último, para la edad de 28 días vemos como el denominado efecto partícula queda estancado, y es el efecto puzolánico el que hace incrementar notablemente los valores de resistencias de morteros con adiciones puzolánicas. Como en los casos anteriores el valor mayor se obtiene para el Fcc-BP y el menor para el Catna. Probablemente, para este último puede producirse una reducción en la actividad puzolánica debido al elevado valor de inquemados, que pueden estar rodeando a las partículas de zeolita.

3.3 Estudios de fijación de cal por análisis termogravimétrico

A la vista de que se producen diferencias notables entre los distintos residuos de catalizador, se contrastó estos resultados con los datos de fijación de cal determinados por análisis termogravimétrico (TGA). Se propuso realizar pastas de los catalizadores con hidróxido cálcico para poder estudiar por análisis termogravimétrico los productos de hidratación que se forman y la cantidad de cal fijada. Se preparan pastas con relación 1:1 de cada uno de los catalizadores y cal, con una relación agua/sólido 1:1. Posteriormente mediante la realización de la representación gráfica de la curva derivada del análisis termogravimétrico (DTG), podremos identificar los productos de hidratación. En la figura 3 se representa las curva derivadas de las pastas para la edad de curado de tres días.



Fig. 3 - Curvas DTG de pastas cal catalizador a 3 días de curado: a) hidratos; b) hidróxido cálcico (entre paréntesis % cal fijada)

Se puede apreciar que en el intervalo entre 50-300°C, para todos los casos excepto para el Catna aparecen en la curva DTG tres picos. El pico 1 se identifica como el correspondiente a la deshidratación de los silicatos de calcio hidratados (SCH) 100-180 °C, los picos 2 y 3 corresponden a las deshidrataciones de los aluminatos y silicoaluminatos de calcio hidratados (SACH,ACH) 180-240 °C y 240-300 °C, respectivamente. Se observa que la pasta Catna:cal, es la única que no parece formar silicatos cálcicos hidratados, ya que no presenta, en su curva DTG el pico 1, debido a la deshidratación de dichos SCH. Por tanto, parece existir una cierta correlación entre el comportamiento mecánico del mortero con Catna (ver apartado 3.1 y figura 2), con la cantidad de productos de hidratación generados en la reacción puzolánica. Asimismo, la descomposición del hidróxido cálcico presente, que tiene lugar en el intervalo 400-500°C, permite calcular la cantidad de cal combinada por reacción puzolánica. Se observa que Catna es el menos reactivo, con una fijación del 36% de cal a los 3 días, pero para el resto de materiales no se observa una relación directa con los valores de resistencia mecánica, por lo que deberían estudiarse otras variables como son la porosidad, superficie específica, cristalinidad, etc, o en todo caso atribuir la diferencia de comportamiento a la presencia de compuestos de fósforo, en odas las muestras, excepto en la de Fcc-BP

4. CONCLUSIONES

Varias son las conclusiones que se pueden realizar a la vista de los resultados obtenidos:

Todos los catalizadores estudiados han obtenido valores que demuestran su actuación como puzolanas muy reactivas, sobre todo a partir de las 48 horas de curado y observando los mejores resultados para la edad de curado de 28 días.

El Fcc-BP, estudiado con anterioridad en otros trabajos, ha demostrado tener el mejor comportamiento a todas las edades de curado, incluso para la edad de 8 horas.

No parece que exista ninguna correlación entre la composición química o la granulometría del catalizador y la diferente reactividad puzolánica, a excepción del Catna que presenta un valor de inquemados elevado. Por ello deberían estudiarse otros parámetros como son la cristalinidad del material, el tipo de zeolita, la superficie específica y la porosidad del residuo.

Todos los catalizadores tienen un efecto doble en la mejora de resistencias, un efecto partícula y un efecto puzolánico

A la pregunta lanzada sobre si se podría realizar el uso indiscriminado de los catalizadores independientemente de su origen, la respuesta es que en principio se observa que hay catalizadores de mejor calidad que otros, por lo que depende de lo que se quiera conseguir sería conveniente mezclarlos o no. El control de la reactividad debería llevarse a cabo tal y como se hace para otros materiales como las cenizas volantes o las escorias de alto horno.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación está subvencionada por el Ministerio de Ciencia y Tecnología dentro del proyecto "MAT-2001.2694". Agradecer también la colaboración del Servicio de Microscopía de la Universidad Politécnica de Valencia

REFERENCIAS

BORRACHERO M.V., MONZÓ J, PAYÁ J., PERIS MORA E., VUNDA C., VELÁZQUEZ, S., SORIANO L. (2002). El catalizador de craqueo catalítico adicionado al cemento Pórtland: las primeras 48 h del curado y la evolución de la resistencia mecánica. *VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, Gandía , pp. 579-589

CHEN Z-H., FANG H- Y., SU N. (2001). Reuse of spent catalyst as a fine aggregate in cement mortar. *Cement Concrete Composites*, (23) pp. 111-118

HSU K.CH., TSENG Y-S., KU F-F., SU N. (2001)..Oil cracking catalyst as an active pozzolanic material for superplastized mortars. *Cement and Concrete Research*, (31) pp. 1815-1820

MALHOTRA V.M., METHA P.K. (1996), *Pozzolanic and cementitious materials*, Gordon and Breach Publishers, Ottawa.

PACEWSKA B., WILINSKA I., KUBISSA J. (1998). Use of spent catalyst from catalytic cracking in fluidized bed as a new concrete additive. *Thermodinamica Acta*, (322) pp. 175-181

PACEWSKA B., BOKOWSKA M., WILISKA I., SWAT M. (2002). Modification of the properties of concrete by a new pozzolan. A waste catalyst from the catalytic process in a fluidized bed. *Cement and Concrete Research*, (32) pp. 145-152.

PAYÁ J, .MONZÓ J, BORRACHERO M.V.(1999), Fluid Catalytic Cracking residue (FC3R): an excellent mineral by-product for improving early-strength development of cement mixtures. *Cement and Concrete Research*, (29) pp. 1773-1779.

PAYÁ J, .MONZÓ J, BORRACHERO M.V.(2001), Physical, Chemical and Mechanical properties of Fluid Catalytic Residue (FC3R) Blended cements. *Cement and Concrete Research*, (31)pp. 57-61

PAYÁ J., MONZÓ J., BORRACHERO M.V., VELÁZQUEZ S. (2003). Evaluation of the pozzolanic activity of fluid catalytic cracking catalyst residue (FC3R). Thermogravimetric analysis studies on FC3R-Portland cement pastes. *Cement and Concrete Research*, (33) pp. 603-609

Desarrollo de nuevos hormigones compuestos con fibras de caucho procedentes de neumáticos usados: microestructura y propiedades mecánicas

J. L. Akasaki

Departamento de Ingeniería Civil, UNESP – FEIS - Universidade Estadual Paulista, Brasil P. Serna

Departamento de Ingeniería de la Construcción y Proyectos de Ingeniería Civil, Universidad Politécnica de Valencia, España

J. Payá

Grupo de Investigación en Química de los Materiales de Construcción, Universidad Politécnica de Valencia, España

B. Reyes

Ingeniería de la Construcción y Gestión Ambiental, Universidad Politécnica de Valencia, España

RESUMEN

El recauchutado de neumáticos produce cantidades importantes de residuos de caucho de difícil gestión. La utilización de este material en la fabricación de hormigones de cemento Pórtland puede presentarse como una alternativa interesante al depósito en vertedero o a su incineración. En este trabajo se presentan los resultados obtenidos sobre hormigones, en los que parte del árido ha sido sustituido por fibras de caucho generadas en el proceso de eliminación de la capa externa de los neumáticos usados. Se ha utilizado dos tipos de fibras: unas con dimensiones comprendidas entre 2.50 y 1.25 mm (FM- fibras medias), y otras finas con dimensiones inferiores a 1.25 mm (FF). Se ha realizado estudios de microscopía óptica y electrónica tanto de las fibras y como de la interfase fibra-matriz cementante, y se ha evaluado las características mecánicas de mayor interés como la resistencia a flexión y compresión simple, así como la capacidad de absorción de agua.

1. INTRODUCCIÓN

La utilización de residuos por la industria de la construcción civil es cada día más importante, al tiempo que el numero de vehículos aumenta todos los años generando, entre otras cosas, subproductos como por ejemplo neumático usados. La eliminación de estos residuos es bastante problemática, debido a que el caucho necesita más de 240 años para su degradación. Los residuos de neumáticos son sólidos no biodegradables, que no se

descomponen, pudiendo desencadenar efectos nocivos y adversos si son utilizados en incineradores de residuos domésticos, dificultan la compactación en vertederos de basura, y si son apilados forman un ambiente propicio para el desarrollo de roedores y mosquitos además de presentar un riesgo potencial de incendio y una estética poco agradable.

Maganha y Komatsu (1999) presentan datos sobre la producción de neumáticos en desuso:

- El número de vehículos en el mundo está estimado en 580 millones, y se considera que cada vehículo genera de 1 a 2 neumáticos fuera de uso al año.
- En Europa se han generado aproximadamente 2 millones de toneladas de neumáticos fuera de uso hasta 1990, y puede valorarse actualmente una producción anual de 550000 t en Alemania, 350000 t en Francia, 290000 t en el Reino Unido, 150000 t en Italia y 140000 t en España.
- Se estima que aproximadamente 17 millones de neumáticos son desechados en Australia. y menos de 1 millón son reciclados.
- En 1996, Estados Unidos generó aproximadamente 266 millones de neumáticos fuera de uso, aproximadamente uno por habitante y año.

Las fibras procedentes del recauchutado de neumáticos se pueden convertir en una excelente fuente de subproductos, convirtiéndose en un material alternativo para la construcción civil. Se trataría de elaborar un material compuesto con base cementante de tipo hidráulico y dos tipos de fase dispersa, un árido tradicional y fibras de caucho.

Este tipo de materiales fue estudiado por Fattuhi (1996). Sus resultados demuestran una reducción en la resistencia a compresión cuando se adiciona caucho, debido posiblemente a que éste tiene mayor deformabilidad que los otros componentes, al mismo tiempo su mayor deformación lateral causa una rotura más rápida. Se observó mayores reducciones de la resistencia a compresión cuando se sustituía grava por fibras de caucho que cuando el árido sustituido era la arena. Pero mientras Topcu (1995) concluye que el uso de granulometrías gruesas disminuye más la resistencia a compresión que el uso granulometrías finas, mientras los resultados de ALI *et al.* (1993) indican lo opuesto.

Fattuhi (1996) observa también que la trabajabilidad de las mezclas con caucho de granulometría más fina fue un poco mejor que la de aquellas con granulometría gruesa. Finalmente concluyen que la densidad del hormigón disminuye según aumenta el contenido en fibras, independientemente del tamaño de éstas.

2. OBJETIVO

El objetivo de esta investigación es evaluar el comportamiento mecánico y la microestructura de hormigones con residuos de caucho. Las variables del estudio han sido

la cuantía de las fibras y su granulometría.

3. DESCRIPCIÓN DEL ESTUDIO

3.1 Materiales utilizados

Los materiales empleados en esta investigación han sido:

- fibras de caucho obtenidas de recauchutado por la empresa Goodyear Dunlop Tires España S.A (Valencia - España). Se han clasificado por tamizado en dos tipos, las comprendidas entre 2.50 mm y 1.25 mm (FM - fibras medias) y otras menores de 1.25 mm (FF – fibras finas). Su densidad era 1.09 g/cm^3 .

- cemento CEM I 52.5 R Lafarge Asland.
- arena caliza rodada de Graveras Castellanas.
- grava con granulometría 4 / 7 mm de Soinval (Buñol Valencia).
- Aditivo Sikament 300 (SIKA S.A)

3.2 Metodología

Para la elaboración del hormigón se utilizó una amasadora de mortero (Figura 1- (a)) introduciendo los materiales de acuerdo con la siguiente secuencia: con la amasadora funcionando a velocidad lenta se introducía el cemento, a continuación la arena y las fibras, la grava (35-55 seg.), el agua (65-75 seg.), aditivo (85-95 seg.), (los números indican el tiempo transcurrido desde el inicio del amasado). A continuación se aplicaba la velocidad rápida a la amasadora hasta un tiempo total de amasado de 2 minutos.

Con el hormigón de cada amasada se determinó el índice de consistencia Norma UNE EN 196-3:1996 con ayuda de una mesa de sacudida (Figura 1 - (b)).

A continuación se fabricaron tres probetas prismáticas de 40 mm x 40 mm de sección transversal y 160 mm de longitud, la compactación de las probetas se hizo en mesa vibratoria (Figura 1 – (c)) durante 60 segundos. Las probetas se conservaron en cámara húmeda, a temperatura de 20 °C. hasta la fecha de ensayo (28 días)



(a) **(b)** (c)

3.3 Ensayos realizados

Sobre las probetas se determinó la densidad y absorción, y a continuación fueron ensayadas a flexión. Este ensayo se realizó con incremento de carga a velocidad constante con una prensa que descargaba automáticamente cuando se alcanzaba el valor máximo. Las probetas sin fibras se separaban en dos mitades tras el ensayo, en cambio cuando se ensayaban probetas con fibras éstas mantenían unidas las dos partes. En estos casos se procedía a repetir el ensayo obteniendo sucesivas cargas de rotura hasta la separación completa de la probeta. Con las dos mitades resultantes se determinó la resistencia a compresión. Finalmente se observó las probetas mediante microscopía óptica y electrónica. La investigación fue realizada en los Laboratorios del Departamento de Ingeniería de la Construcción de la Universidad Politécnica de Valencia – España.

3.4 Dosificaciones estudiadas

La dosificación de los hormigones analizados era de 350 Kg/m³ de Cemento, 200 l/m³ de agua (relación agua / cemento de 0.57) y 1,75 Kg/m³ de aditivo (0,5 % del peso del cemento). La relación grava /arena se mantuvo constante e igual a 1.00 en todas las amasadas.

Se ha analizado una dosificación testigo (A - sin fibras), tres con fibras finas y otras tantas con fibras medias. la tabla 1 indica el contenido y tipo de fibras en cada caso.

4. RESULTADOS

La Figura 2 muestra las fibras utilizadas en donde se observa que se trata de fibras bastante irregulares en forma y textura. La figura 3 muestra la curva de análisis termogravimétrico en donde se aprecia que se trata de materiales de constitución orgánica, con un contenido en ceniza del 4.2%, una cantidad de volátiles del 67.3 %(la primera caída en la curva, atmósfera inerte) y un contenido de carbono residual del 28.3%(segunda caída de la curva, atmósfera oxidante).



En la figura 4 se muestra los resultados de una serie de ensayos previos en la que se

fabricaron 5 amasadas de hormigón con un contenido en fibras finas y medias desde 0 a 150 Kg/m^3 . De estos resultados se decidió limitar la dosificación de fibras para el resto de la investigación no superando los 100 Kg/m^3 ya que a partir de este valor se consideraba que la reducción de resistencia era excesiva.



Fig. 3 - Curva de Análisis Termogravimétrico Fig. 4 - Dosificaciones preliminares

En la Tabla 1 se muestra los resultados obtenidos a partir de las dosificaciones estudiadas. En las Figuras 5 y 6 se presentan los Gráficos de Resistencia a Flexión y Compresión, en la Figura 7 la Microscopia Óptica del hormigón y en la Figura 8 la Microscopia Electrónica del hormigón.

| | Tipo | dosif. de | | Densidad | Resis | tencia a Fl | Resistencia | Absorción | | |
|------------|-------------|---------------------------------|-----------|--------------------------------|--------------|--------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|------|
| DO- SIF | de fibra | fibras (Kgr/m ³) | IC (%) | (hormigón fresco) (Kg/l) | 1ª rotura | 2ª rotura | 3 ^a rotura | 4 ^a rotura | a Compresión (MPa) | (%) |
| Α | | 0 | 30 | 2,40 | 6,99 | - | - | - | 43,37 | 5,79 |
| В | Fina | 75,0 | 24 | 2,25 | 5,78 | 0,20 | 0,10 | - | 27,62 | 5,99 |
| B 1 | Media | 75,0 | 17 | 2,25 | 5,91 | 0,26 | 0,20 | 0,11 | 30,55 | 6,22 |
| С | Fina | 87,5 | 23 | 2,20 | 5,24 | 0,31 | 0,17 | 0,04 | 24,60 | 6,11 |
| C1 | Media | 87,5 | 16 | 2,20 | 5,42 | 0,30 | 0,20 | 0,12 | 26,05 | 6,50 |
| D | Fina | 93,8 | 17 | 2,15 | 4,57 | 0,21 | 0,13 | 0,06 | 23,11 | 6,27 |
| D1 | Media | 93,8 | 15 | 2,15 | 5,09 | 0,22 | 0,15 | 0,04 | 24,96 | 6,56 |

Tabla 1 - Resultados de los ensayos realizados para las dosificaciones estudiadas



Fig. 5 – Resistencia a Flexión







(b)

Fig. 7 - Microscopia Óptica: a) distribución general de las fibras; b) detalle de una fibra en el hormigón, rodeada de matriz cementante y árido.



(a)

(b)

Fig. 8 - Microscopía Electrónica: a) vista general de una pasta de cemento con fibra;b) detalle de una fibra rodeada de matriz cementante.

5. DISCUSIÓN

El Índice de Consistencia (IC), y por tanto la trabajabilidad del hormigón disminuye a medida que aumenta la cantidad de Fibras, y este descenso es mayor cuando se utilizan fibras medias que en el caso de las fibras finas, en concordancia con lo propuesto por Fattuhi (1996).

La densidad del hormigón disminuye con el aumento de la cantidad de Fibras debido a que la densidad del caucho es menor que la de los áridos sustituidos, independientemente del tamaño de la fibra.

Por otra parte se observa que la absorción de agua para las dosificaciones con fibras, fueron mayores que la del control y las dosificaciones con Fibras Medias absorbieron más agua que las dosificaciones con Fibras Finas.

Se observa la reducción de las resistencias mecánicas (compresión y flexión) con el aumento de caucho incorporado al hormigón, tanto con Fibras Finas como con Fibras Medias este comportamiento puede ser debido a la baja adherencia entre la matriz de cemento y las partículas de caucho. Las dosificaciones con fibras medias experimentan una menor disminución de estas propiedades. La tenacidad del hormigón (capacidad de absorber energía) puede analizarse a través de los resultados de las sucesivas roturas del ensayo de flexión. Cuanto mayor sea el número de ciclos soportados y las resistencias en cada ciclo mayor tenacidad están demostrando. Se ha comprobado que los mejores resultados se obtienen con hormigones fabricados con fibras medias, y que la dosificación de 87.5 Kg/m³ es la que proporciona mejor rendimiento. Probablemente las dosificaciones más altas en fibras no han podido alcanzar más rendimiento debido a su peor consistencia que habrá impedido una correcta adherencia fibra - matriz.

A nivel de microestructura, se puede observar que la fibra esta correcta y aleatoriamente distribuida en el hormigón (figura 7a), a pesar de que la fibra, por su menor densidad, pudiera tener tendencia a "flotar" sobre la pasta de cemento. La microscopia electrónica de barrido revela, que en general, la interfase fibra-cemento presenta discontinuidades, debido posiblemente a la acumulación de fase liquida en cierta interfase, hecho que justificaría la pobre adherencia.

6. CONCLUSIONES

Observando las dosificaciones vemos que los valores de resistencia a flexión y compresión disminuyen con el aumento de la cantidad de fibras pero las dosificaciones con fibras soportan varias roturas después de una rotura inicial hecho que no ocurre con la dosificación A (control). Se puede afirmar que el hormigón con adición de fibras medias

obtiene mejores resultados, en términos de resistencia a flexión, que el hormigón con fibras finas.

La consistencia y absorción de agua junto con la disminución de la densidad cuando se ha adicionado las Fibras de caucho al hormigón puede ser interesante para la elaboración de algunos elementos constructivos fabricados con un hormigón ecológicamente apropiado y económicamente viable.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos el apoyo financiero recibido de la AECI – Agencia Española de Cooperación Internacional y empresas Goodyear Dunlop Tires España S.A., Lafarge Asland, S.A., SIKA S.A., Soinval y Graveras Castellana.

Esta investigación fue posible debido al Acuerdo de Cooperación firmando por la UNESP – Universidade Estadual Paulista – Brasil y UPV - Universidad Politécnica de Valencia - Departamento de Ingeniería de la Construcción y Proyectos de Ingeniería Civil – España.

REFERENCIAS

ALI A. (1993) Use of ground rubber tires in portland cement concrete. University of Dundee, UK, pp. 379-390

FATTUHI N. I., CLARK L. A. (1996) Cement-based materials containing shredded scrap truck tyre rubber. *Construction and Building Materials* 10(4), pp 229-236

MAGANHA M. F. B., KOMATSU, C. E.(1999) Pneus Como Alternativa Energética. 5° *Congresso Brasileiro de Cimento*, São Paulo, Brasil.

TOPCU I. B.(1995) The properties of rubberized concretes. *Cement and Concrete Research*. 25, pp 304-310

Nuevos hormigones conteniendo residuos de depuradoras de aguas residuales urbanas: incorporación de pellets de secado térmico (PLD)

J. Payá, M.V. Borrachero, J. Monzó, P. Calderón

Grupo de Investigación en Química de los Materiales de Construcción, Universidad Politécnica de Valencia, España

J.J. Morenilla

Entidad Pública de Saneamiento de Aguas de la Comunidad Valenciana, España

RESUMEN

Existe un creciente interés en la reutilización de residuos generados en los procesos de descontaminación de aguas residuales urbanas e industriales (cenizas de combustión de lodos, lodos o fangos húmedos estabilizados, y pellets procedentes de secado térmico de lodos húmedos). La producción de pellets de lodos de depuradora (PLD) se muestra como una gestión adecuada para reducir el peso de los residuos generados y para estabilizar física, química y biológicamente los lodos de depuradora. La incorporación de PLD a la fabricación de hormigones de cemento Pórtland podría cerrar el ciclo de materiales permitiendo sustituir la gestión a vertederos por la gestión hacia la fabricación de materiales de construcción. En el trabajo realizado se plantea la posibilidad de fabricar distintos tipos de hormigones para bases de carreteras y pavimentos, atendiendo a los problemas de fraguado y endurecimiento del material, y desarrollo de las propiedades mecánicas a flexión y compresión de hormigones a distintas edades. Asimismo, se estudian las estructuras de los hormigones fabricados.

1. INTRODUCCIÓN

La depuración de aguas, tanto de origen urbano, industrial o mixto, tiene como una de sus consecuencias la generación de lodos, cuyo contenido en humedad puede variar en función del tratamiento de los mismos, desde el 80% en los lodos líquidos hasta menos del 55% en los lodos sólidos. Las características físicas de los fangos dependen en gran medida de la procedencia de los mismos dentro de una estación depuradora, (decantadores primarios, precipitaciones físico-químicas, fangos activados, lechos bacterianos, digestiones, etc...). La reutilización o destino final de los fangos en la actualidad está básicamente orientada hacia la aplicación agrícola directa, compostaje, vertido controlado, incineración y encapsulamiento.

La producción de lodos de depuradora va creciendo en los últimos años; en el año 1998 la producción de fangos de depuradora en la Unión Europea fue de más de 6.5 millones de toneladas de materia seca, mientras que en España estuvo alrededor de las 350 mil toneladas de materia seca. Se prevé un incremento importante en los próximos años, estimado para el año 2005 en un 70% respecto a 1998. Se considera que más del 80% de los lodos generados se podrían utilizar en la agricultura, pero por problemas fundamentalmente de tipo químico y de toxicidad, existe un 20% de fangos para los que esta gestión no estaría permitida. Asimismo, se debe considerar el factor económico del transporte en las aplicaciones agronómicas, por lo que finalmente, el porcentaje de lodos que dificilmente podría ser reutilizado en este área será sensiblemente menor al 80%.

En los últimos años existe un creciente interés por desarrollar nuevas vías de gestión de los residuos generados en la depuración de aguas residuales. Así, se han desarrollado con éxito varias reutilizaciones de las cenizas procedentes de la combustión de lodos de depuradora, tanto en la fabricación de morteros y hormigones de cemento Pórtland (Pinarli 2000; Batthy 1989; Monzó 1996; 1999; 2001), como en la fabricación de materiales cerámicos (Anderson 1996; Endo 1997). También se ha estabilizado el lodo húmedo en la preparación de hormigones (Chang 1999; Valls 2000 y 2001): en estos casos ha sido fundamental el análisis del comportamiento del sistema en el proceso de fraguado y endurecimiento del conglomerante hidráulico debido a la presencia de la materia orgánica que ralentiza o incluso inhibe dichos fenómenos.

Recientemente, con el objeto de reducir el contenido en agua del lodo a efectos de minimizar el coste económico que supone el transporte del residuo, se ha venido potenciando la construcción de plantas de secado térmico, procedimiento por el cual el fango húmedo se seca por medio de aire caliente (secado por convección) o por medio de superficies calientes (secado por contacto), dando lugar a un biosólido seco, en forma de gránulos (pellets), cuyas dimensiones suelen variar entre 1 y 10 milímetros. El uso final de los pellets podría ser también la agricultura, con grandes ventajas frente a los fangos estabilizados, puesto que los pellets son fácilmente transportables y manejables, son poco sensibles a la humedad y bastante estables mecánicamente. Sin embargo, cuando existen limitaciones a su uso agrícola, se tendrán que gestionar de formas alternativas, intentando la máxima valorización. Precisamente, en este trabajo se presentan resultados experimentales sobre la preparación y comportamiento de hormigones que contienen dichos pellets de secado térmico procedentes de lodos de depuradora (PLD). El objetivo fundamental del trabajo era estudiar la estabilidad de estos hormigones para la construcción de pavimentos de carreteras (bases y sub-bases), actividad que podría consumir cantidades importantes de este residuo y que pueden fijar los elementos potencialmente peligrosos, desde el punto de vista del fenómeno de la lixiviación.

2. EXPERIMENTAL

Se trabajó con el pellet PLD procedente de la planta de secado térmico construida en la planta depuradora de aguas residuales de Ibi (Alicante). Dicho material contenía alrededor del 15 % de humedad, mientras que el material seco presentó una mezcla de materia orgánica e inorgánica al 50% aproximadamente. En la figura 1 se muestra el aspecto macroscópico del PLD, donde aparecen junto a partículas alargadas de hasta 10 mm de longitud, otras más pequeñas e incluso polvo. A nivel microscópico, se observa la presencia de materiales bastante porosos, incluyendo gran cantidad de fibras (pelos y fibras celulósicas). En la tabla 1 se listan los valores de composición química del material respecto a la base calcinada.



Fig. 1 - a) Aspecto macroscópico de PLD; b) microfotografía de PLD (x300)

| Composición | (%) | Composición | (%) |
|--------------------------------|-------|-------------------|------|
| SiO ₂ | 9.36 | MgO | 2.54 |
| Al ₂ O ₃ | 15.72 | SO_3 | 4.70 |
| Fe ₂ O ₃ | 20.00 | Na ₂ O | 0.52 |
| CaO | 43.77 | K ₂ O | 0.30 |

Tabla 1 - Composición química de PLD (base calcinada)

En la preparación de los hormigones se utilizó cemento del tipo CEM I 52.5R (Cemex España), así como arena y gravas de origen calizo procedentes de machaqueo. Como aditivos al hormigón se utilizaron un aireante (Sika Aer), un acelerante exento de cloruros (Sika Oleoplast), cloruro cálcico y un superfluidificante (Sika Viscocrete 5-700). Las dosificaciones empleadas se indican en la sección de resultados y discusión. Se prepararon tres series de probetas, las dos primeras series de probetas cilíndricas (15x30 cm), para la fabricación de hormigón magro (series 1 y 2) y una tercera serie de probetas cilíndricas (15x30 cm) y probetas prismáticas (10x10x50 cm), para pavimento de hormigón (Serie 3).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Propiedades del hormigón magro

En general, podemos decir que las condiciones de dosificación básicas para el hormigón magro (según la D.G de Carreteras sobre secciones de firme en autovías, orden de 31 de Julio de 1986, anexo 2) residen en un contenido de cemento superior a 140Kg/m³, una relación agua cemento entre 0.75 y 1.5, y adición de aireante (aire ocluido entre 4 y 6%). De este modo los hormigones preparados deben cumplir el requisito de resistencia a compresión simple igual o superior a 8 MPa a 7 días, o bien igual o superior a 12MPa a 90 días. Por tanto vemos que las restricciones mecánicas no son excesivamente elevadas y que podría ser compatible la presencia de PLD en estos hormigones, aunque cabe esperar que disminuyan la resistencia mecánica de los mismos, fundamentalmente debido a la materia orgánica presente en dicho PLD. Se realizaron dos series, con diferentes contenidos en cemento y relación agua/cemento. En ambas series se utilizó agente acelerante, con el objeto de minimizar el efecto negativo de la presencia de materia orgánica en PLD. Los contenidos de PLD están referidos al contenido en arena (entre el 0 y el 10% de sustitución), si bien, en la tabla 2 se dan las relaciones cemento/PLD. En la tabla 3 se listan las propiedades de los hormigones magros: densidad, trabajabilidad (cono de Abrams), y resistencia a compresión Rc, a 7 y 90 días de edad.

| Darámatra | | Ser | rie 1 | | Serie 2 | | | |
|---------------------------------|------------------------------------------------------------------|-------|-------|------|---------|------|-------|-------|
| 1 al ameti o | C0% | C2.5% | C5% | C10% | C0%b | C5%b | C10%b | C5%br |
| % sustitución | 0 | 2.5 | 5 | 10 | 0 | 5 | 10 | 5 |
| Cemento (Kg/m ³) | 140 | 140 | 140 | 140 | 250 | 250 | 250 | 250 |
| Agua/cemento | 1.11 | 1.11 | 1.00 | 0.94 | 0.81 | 0.76 | 0.76 | 0.76 |
| PLD/cemento | 0.00 | 0.13 | 0.25 | 0.51 | 0 | 0.19 | 0.38 | 0.19 |
| Aireante | Si | Si | Si | Si | Si | Si | Si | Si |
| Acelerante | No | Si | Si | Si | No | Si | Si | Si * |
| * En ese caso, Ca | * En ese caso, CaCl ₂ , para el resto Sika Oleoplast. | | | | | | | |

Tabla 2 - Dosificaciones para hormigón magro (serie 1 y serie 2)

| Parámetro | | Ser | ie 1 | | Serie 2 | | | |
|----------------------------------|------|-------|------|------|---------|------|-------|-------|
| | C0% | C2.5% | C5% | C10% | C0%b | C5%b | C10%b | C5%br |
| Densidad (Kg/m ³) | 2.28 | 2.18 | 2.19 | 2.20 | 2.32 | 2.11 | 2.23 | 2.27 |
| Cono Abrams (cm) | 5 | 12 | 5 | 1 | 5.5 | 13 | 4 | 5 |
| Rc (MPa,7d) | 3.42 | 4.25 | 4.72 | 4.53 | 11.84 | 5.55 | 5.78 | 7.40 |
| Rc (MPa,90d) | 6.75 | 7.02 | 6.84 | 7.04 | 16.18 | 7.77 | 7.03 | 11.74 |

Tabla 3: Propiedades del hormigón magro (serie 1 y serie 2)

Por lo que respecta a la densidad de los hormigones, se puede afirmar en general, que la incorporación de pellet disminuye sensiblemente la densidad del producto final, lo que está de acuerdo con la diferencia de densidad entre el pellet y el árido al que sustituye. Por otra parte, se puede observar para la serie 1 que los valores de resistencia son muy bajos. Este comportamiento es debido a la baja dosificación de cemento y la elevada relación agua/cemento. Se produce un aumento notable en todos los casos de la resistencia a compresión con la edad de curado, alcanzándose los 6-7 MPa a los 90 días. A 7 días, los hormigones con pellet presentan una resistencia ligeramente mayor al control, lo que sugiere que la menor relación agua/cemento en estos materiales compensa con creces la posible incompatibilidad de presencia de materia orgánica sobre la hidratación del curado se igualan los valores de resistencia mecánica con el hormigón control, sugiriendo que el desarrollo de hidratación del cemento se ve a la larga afectado por la materia orgánica.

Para la Serie 2, el incremento en el contenido de cemento y la reducción de la relación agua/cemento ha permitido que el hormigón control cumpliera con los requisitos mecánicos para el hormigón magro. Sin embargo, la presencia de pellet en los hormigones con acelerante Oleoplast ha dado lugar a valores de resistencia a compresión muy bajos, del orden del 50% del control, demostrando que la presencia de materia orgánica en PLD afecta muy negativamente a estos hormigones. Se ha conseguido compensar parcialmente este efecto negativo cambiando el tipo de acelerante, ya que cuando se utilizó cloruro cálcico, los valores alcanzados fueron mayores, llegando casi a 12 MPa a los 90 días. Vemos por tanto, que en estos hormigones, donde la cantidad de agua es relativamente elevada para el cemento presente, se producen efectos adversos muy importantes debido a la presencia de pellet, lo que hace desaconsejable este tipo de práctica, a no ser que se pueda ver compensado con un acelerante a base de cloruros.

3.2 Propiedades del pavimento de hormigón

La otra posibilidad para la incorporación de pellets en hormigón para carreteras es el uso de pavimentos de hormigón (PG-3/75, art 550), en donde se mide la resistencia a flexotracción de probetas. En función del valor obtenido en Kg/cm², se obtienen hormigones *HP-45*, *HP-40* y *HP-35*, teniéndose que obtener un 80% de esta resistencia a los 7 días. En las dosificaciones, el contenido en cemento debe ser igual o superior a 300Kg/m³, la relación agua/cemento menor o igual a 0.55, el asiento de cono entre 2 y 6 cm y aire ocluido del 4-6% vol.

Para la serie 3, se dosificaron dos hormigones, ambos con un contenido de 350 Kg/m^3 de cemento y con relación agua/cemento de 0.5. Se dosificó un hormigón control y otro con sustitución del 6.1% de arena por pellet. Se confeccionaron probetas prismáticas (10x10x50 cm), de nomenclatura *C-0%p* y *C-6.1%p*, para rotura a 7, 28 y 90 días, y

también probetas cilíndricas (15x30 cm), de nomenclatura *C-0%c* y *C-6.1%c*, para rotura a 7 y 28 días. Las probetas prismáticas (dos para cada amasada y edad) se ensayaron a flexión, y las partes resultantes se ensayaron también a compresión, mientras que las probetas cilíndricas se ensayaron a compresión (tres para cada amasada y edad). En todos los casos fueron añadidos aireante y acelerante del fraguado, así como superfluidificante para poder alcanzar el cono solicitado (ver tabla 4). En la tabla 5 se resumen las propiedades de los hormigones preparados.

| Danámatua | Serie 3 | | | |
|-------------------------------|--------------|-----------------|--|--|
| rarametro | C-0%c, C-0%p | C-6.1%c,C-6.1%p | | |
| % sustitución | 0 | 6.1 | | |
| Cemento (Kg/m ³) | 350 | 350 | | |
| Agua/cemento | 0.50 | 0.51 | | |
| PLD/cemento | 0.00 | 0.14 | | |
| Aireante | Si | Si | | |
| Acelerante | Si | Si | | |
| Superfluidificante | Si | Si | | |
| Densidad (Kg/m ³) | 2.35 | 2.33 | | |
| Cono (cm) | 3 | 2 | | |

Tabla 4 - dosificaciones para pavimento de hormigón (Serie 3)

| Hormigón | Rf (7d) | | Rf (28d) | | Rf (90d) | |
|----------|--------------------|------|--------------------|------|--------------------|------|
| | Kg/cm ² | MPa | Kg/cm ² | MPa | Kg/cm ² | MPa |
| С-0%р | 49.5 | 4.85 | 55.2 | 5.41 | 63.37 | 6.21 |
| С-6.1%р | 37.5 | 3.68 | 47.1. | 4.62 | 55.9 | 5.48 |

 Tabla 5 - Propiedades de los hormigones para pavimentos (probetas prismáticas)

 resistencia a flexión

Se observa en estos casos que la densidad se ha incrementado respecto a los hormigones magros, no existiendo diferencias importantes entre los hormigones con pellet y el control. Se puede comprobar que aunque la presencia de pellet produce un descenso ligero en los valores de resistencia a flexión, ya a los 7 días el hormigón con pellet presenta una resistencia superior a los 35 Kg/m². También se observa que a los 7 días de curado se alcanza una resistencia a flexión, que es el 80% del valor al obtenido a 28 días, mientras que a 90 días se obtienen también resultados excelentes.

Por lo que respecta a la compresión, se han evaluado tanto los especímenes cilíndricos como los prismáticos, observándose (Tabla 6) que no existen diferencias muy notables

| Hormigón | Rc (7d, MPa) | Rc (28d, MPa) | Rc (90d, MPa) |
|----------|--------------|---------------|---------------|
| C-0%c | 28.39 | 30.52 | - |
| С-0%р | 29.91 | 33.52 | 32.76 |
| C-6.1%c | 23.21 | 25.52 | - |
| C-6.1%p | 26.89 | 28.10 | 31.65 |

entre unos valores y otros. Asimismo, también merece destacarse que los valores de los hormigones con pellets son significativamente más bajos que para el hormigón control, aunque con diferencias menores a 5 MPa, llegándose prácticamente a igualar a los 90 días.

Tabla 6. Datos de resistencia a compresión (Rc) para pavimentos de hormigón

3.3 Estructura interna de los hormigones

En todas las experiencias llevadas a cabo se ha observado que en el proceso de amasado el pellet se queda inalterado, y por lo tanto, a este nivel no es esperable que se produzca una perfecta dispersión del mismo en la matriz cementante, sino que actuará más como una macroinclusión en el material compuesto. Se realizaron diversas pruebas de preamasado, tanto del conjunto completo en seco (Figura 2a), como del material grueso (grava y pellet) en húmedo (Figura 2b). Dicha estabilidad mecánica del PLD en el amasado se refleja consecuentemente en la estructura final del material endurecido. Se ha observado en las probetas tras la rotura a compresión, el hecho de que la mayor parte de los pellets permanece en su forma, prácticamente inalterado, lo que significa que durante el proceso de amasado no se destruyen dichos pellets, quedando en el producto final a modo de macroinclusiones, que lógicamente a nivel mecánico se comportan como macroporos o como coqueras.



Fig. 2 - Estabilidad del PLD en el amasado: a) Preamasado en seco de los componentes del hormigón; b) preamasado en húmedo de los materiales gruesos.

En la Figura 3 se observa la no alteración de los pellets en el hormigón. Este hecho se

adivinaba (Figura 3a), antes de proceder a la rotura, por una serie de manchas que aparecían en la superficie de las probetas, debidas a la mayor capacidad de absorción de agua de los pellets respecto a la matriz conglomerante de cemento. Las partículas de PLD aparecen homogéneamente repartidas en el material compuesto final (Figura 3b).Por otra parte, a nivel de interfases, se ha observado que algunas partículas estaban rodeadas completamente de matriz cementante (cemento hidratado) (Figura 3c), mientras que en otros casos aparecían discontinuidades en forma de espacios huecos (Figura 3d), debido probablemente a la acumulación de una película de agua alrededor de la partícula de PLD.



Fig. 3 - Estructura interna de los hormigones: a) superficie de hormigón con PLD; b) interior de pavimento de hormigón con PLD; c) y d) interfases PLD/matriz cementante.

4. CONCLUSIONES

A la vista de los resultados experimentales y de su interpretación, podemos concluir que la fabricación de hormigones magros con pellets, con elevadas relaciones agua/sólido no es aconsejable, debido a que se facilita la disolución de la materia orgánica la cual impide el fraguado y endurecimiento correctos del conglomerante. Los hormigones para pavimentos de carreteras, con relaciones más bajas agua/cemento (0.5), contenidos considerables de cemento (350Kg/m³), y con sustituciones del 6.1% de arena por pellet, dan lugar a
materiales con resistencias más que aceptables, al menos a la edad de 90 días. Debe destacarse el hecho de que los pellets en el hormigón endurecido aparecen bastante inalterados desde el punto de vista morfológico, sugiriendo que podrían realizarse sustituciones de áridos más gruesos (gravillas) en vez de arenas. Asimismo, deberán plantearse, en el futuro, otros estudios complementarios para este tipo de aplicaciones como son ensayos de permeabilidad (penetración de agua bajo presión), resistencia a las heladas (ciclos hielo-deshielo), ensayos de erosión, etc.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido desarrollado dentro del convenio de investigación "Desarrollo de nuevos materiales de construcción a partir de cenizas procedentes de la incineración o de pellets procedentes del secado térmico de fangos de depuradoras de aguas residuales" financiado por la Entidad Pública de Saneamiento de Aguas de la Comunidad Valenciana.

REFERENCIAS

ANDERSON M., SKERRATT R.G., THOMAS J.P., CLAY S.D. (1996). Case study involving using fluidised bed incinerator sludge ash as a partial clay substitute in brick manufacture. *Water Science Technology*, 34, pp. 507-515.

BHATTY J.I., REID K.J. (1989). Compressive Strength of Municipal Sludge Ash Mortars, *ACI Materials Journal*, pp.394-400

CHANG J., LIN T., KO M., LIAW D. (1999). Stabilization/solidification of sludges containing heavy metals by using cement and waste pozzolans. *Journal Environmental Science Health* A34 (5), pp. 143-1160.

ENDO H., NAGAYOSHI Y., SUZUKI K. (1997). Production of glass ceramics from sewage sludge, *Water Science Technology*. 36, pp. 235-241.

MONZÓ J., PAYÁ J., BORRACHERO MV., CÓRCOLES A. (1996). Use of sewage sludge ash(SSA)-cement admixtures in mortars. *Cement and Concrete Research* 26(9), pp. 1389-1398

MONZÓ J., PAYÁ J., BORRACHERO MV., PERIS-MORA E. (1999). Mechanical behavior of mortars containing sewage sludge ash (SSA) and Portland cements with different tricalcium aluminate content. *Cement and Concrete Research* 29, pp. 87-94

MONZÓ J., PAYÁ J., BORRACHERO MV., GIRBÉS I. The reusing of sewage sludge ashes (SSA) in cement mixtures: The effect of SSA on the workability of cement mortars. *Waste Management,* in press.

PINARLI V. (2000). Sustainable Waste Management-Studies on the use of sewage sludge ash in the construction industry as concrete material. *Proceedings Sustainable construction. Use of incinerator ash. Eds.* R.K. Dhir, T.D. Dyer, K.A. Paine. Thomas Telford, pp . 415-425.

VALLS S., VÀZQUEZ E. (2000). Durability study of a sewage sludge-cement-sand system and its environmental impact. En G.R. Woolley, J.M. Goumans, P.J. Wainwright (Ed.)*Waste Materials in Construction*, Elsevier Science, pp. 151-161.

VALLS S., VÀZQUEZ E., KUCHINOW V. (2001). Stabilisation of wet sewage sludge in civil engineering. En R.K. Dhir, M.C. Limbachiya, M.J. McCarthy (Ed), *Recycling and reuse of sewage sludge*, Thomas Thelford, London, pp. 239-251.

O. Lacámara, J. Cuartero, L. Castejón Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza, España J. M. Mieres, I. Calvo Necso Entrecanales-Cubiertas, Departamento de I+D, Madrid, España

RESUMEN

Se estudia el comportamiento de las uniones de paneles tipo sándwich compuestos por pieles de tejido equilibrado 0°/90° de fibra de vidrio con núcleo de poliestireno expandido que sustituyen a los típicos y tradicionales paneles que forman el suelo en la estructura de un edificio. Se proponen distintas configuraciones para las uniones y se elige la más apropiada después de haber realizado un ensayo a flexión tres puntos que determina las propiedades a flexión de esta unión.

1. INTRODUCCIÓN

La introducción de los materiales compuestos en el sector de la construcción implica una convivencia de estos con otros materiales más tradicionales en este sector como es el caso del hormigón. En nuestro estudio tenemos paneles tipo sándwich construidos con pieles de fibra de vidrio y núcleo de EPS, y para unirlos se diseñan cinco tipos distintos de unión. Esta unión esta constituida por hormigón más algún tipo de refuerzo, como fibra de carbono o perfiles de fibra de vidrio. Mediante ensayos experimentales se quiere determinar cual de estas uniones tiene un mejor comportamiento frente a carga a flexión. Para ello se van a ensayar cinco tipos de uniones distintas entre dos paneles sándwich.

2. ENSAYO DE LAS UNIONES

2.1. Tipos de uniones

Hay cinco tipos de uniones:

- Tipo "A": Esta unión se realiza construyendo unos salientes de fibra de vidrio en forma de anilla por los cuales se introduce el hormigón y el armado de hierro.
- Tipo "B": Esta unión esta constituida por el hormigón que une los dos paneles y un refuerzo de fibra de carbono tanto en la parte superior como en la inferior.
- Tipo "C": Esta unión tiene un perfil construido de fibra de vidrio donde se deposita el hormigón, de esta manera no se encuentra en contacto directo con el núcleo del panel

sándwich como en el tipo "B". Aparte lleva dos tirantes de fibra de carbono en la parte superior para refuerzo de la unión.



Fig. 1 – Esquema de la unión tipo "A".



Fig. 2 – Esquema de la unión tipo "B".



Fig. 3 – Esquema de la unión tipo "C".

- Tipo "D": En esta unión los paneles sufren una pequeña modificación y es que las pieles están unidas entre sí, de tal manera que el núcleo de EPS no se encuentra en contacto directo con el hormigón. Aparte lleva un refuerzo de fibra de vidrio en la parte inferior de la unión.



Fig. 4 – Esquema de la unión tipo "D".

- Tipo "E": Esta unión tiene un refuerzo de fibra de carbono por dentro del hormigón tipo para armarlo. La parte inferior de la unión se refuerza con una placa de fibra de vidrio.



Fig. 5 – Esquema de la unión tipo "E".

2.2. Equipo utilizado

El test es un ensayo a flexión 3 puntos de las uniones, realizado por una máquina tipo INSTRON 8032 con una capacidad de carga de hasta 100 kN. Se ha utilizado de equipo auxiliar un utillaje para ensayos de flexión de tres puntos. Además dispone de un ordenador de control HP 9000/300 procesador MC86010, con disco duro de 40 Mb tarjetas HP 98624, HP 98644 e interfaces HPIB.

2.3. Condiciones del ensayo

Las condiciones ambientales son 55% de humedad y 22±2 °C.

2.4. Ensayo

El ensayo es de flexión 3 puntos como se muestra en el esquema siguiente.





Fig. 6 – Esquema del ensayo 3 puntos sobre las uniones

3. RESULTADOS

Los resultados según el tipo de unión "A" son los mostrados en la siguientes figuras, el modo de rotura más típico de este tipo de unión es por fallo de la unión entre el núcleo y las pieles de los paneles tipo sándwich.



Fig. 7 – Resultados del ensayo y modos de fallo de la unión "A".





Fig. 8 – Modos de rotura de la unión "A".

La unión "B" y "C" tienen modos de rotura tanto por fallo de núcleo como por fallo la cohesión entre el hormigón y el núcleo del sándwich.



Fig. 9 – Resultados del ensayo y modos de fallo de la unión "B" y "C".





Fig. 10 – Modos de rotura de la unión "B" y "C".

La manera más común de fallo de la unión "D" viene determinada por la cohesión entre el hormigón y los paneles. La adherencia del hormigón con las pieles falla.



Fig. 11 – Resultados del ensayo y modos de fallo de la unión "D".



Fig. 12 – Modos de rotura de la unión "D".

En la unión "E" el fallo más característico es por rotura del núcleo aunque viene precedida por una separación de los refuerzos de fibra de vidrio de la parte del hormigón.



Fig. 13 – Resultados del ensayo y modos de fallo de la unión "E".





Fig. 14 – Modos de rotura de la unión "E".

4. CONCLUSIONES

Después de haber realizado el ensayo a flexión de todas las uniones se pueden realizar conclusiones comparando los resultados que se han obtenido.

- El tipo "D" ha proporcionado los mejores resultados desde punto de vista estructural.
- Las uniones tipo "D" y "E" son las dos uniones que cumplen los requerimientos solicitados. Aunque la unión "D" resulta más fácil de fabricar que la "E".

REFERENCIAS

CALLISTER, W. D. Jr. (1997). *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 4th ed., John Wiley, New York.

DOWLING, N. E. (1998). *Mechanical behavior of materials*. Prentice Hall, London. MIRAVETE, A. (2000). *Materiales Compuestos Vol.I, Vol.II*. Ed. A. Miravete, Zaragoza. ORTIZ BERROCAL, L. (1991) Resistencia de Meteriales. McGraw-Hill, Madrid.

Empleo de polímeros tensoactivos naturales como aditivos inclusores de aire en hormigón celular

D. Revuelta, L. Fernández, M. J. Lana Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja – CSIC, España **J. Polo** ProtemCo, España

RESUMEN

El empleo de polímeros orgánicos tenso-activos como agentes espumantes durante el amasado de materiales de matriz cementítica permite la reducción de la densidad del hormigón o mortero resultantes. En el llamado hormigón celular, la fase gruesa (grava) desaparece, quedando constituido por tres fases: pasta de cemento, arena y aire. Esta incorporación de aire lleva sin embargo aparejada una bajada de resistencia significativa, que es necesario conocer de antemano. Este trabajo presenta los resultados obtenidos al incorporar un aditivo constituido por polímeros naturales estabilizados a un mortero durante el proceso de mezcla y amasado de los componentes

1. INTRODUCCIÓN

Los hormigones ligeros son aquellos cuya densidad aparente es inferior a 1850 kg/m³ (Comité A.C.I. 213). Dentro de esta clasificación general, se establecen tres subclases en función de la densidad del hormigón: estructural ($\rho > 1440 \text{ kg/m}^3$), semi- estructural (900 kg/m³ < $\rho < 1440 \text{ kg/m}^3$) y no estructural ($\rho < 900 \text{ kg/m}^3$).

Disminuir la densidad de un hormigón permite una reducción de los esfuerzos sobre los elementos portantes (vigas, columnas, bases), incrementar la sobrecarga útil, posibilita el montaje de elementos premoldeados con menos equipamiento, mejora las condiciones de habitabilidad (aislamiento térmico y absorción acústica) y facilita la refuncionalización de estructuras ya construidas.

Se puede conseguir la reducción de la densidad de un hormigón mediante el uso de áridos no convencionales (áridos ligeros), mediante la reducción de la fase de pasta (hormigón poroso), o mediante la incorporación de aire en la matriz (hormigón o mortero celulares). El hormigón celular se desarrolló primero en Suecia, a comienzos del siglo XX, y se conocía como "hormigón gaseoso", empleándose para elaborar paneles de aislamiento

térmico. Tras la II Guerra Mundial, esta tecnología se diseminó a diferentes partes del mundo, principalmente la Unión Soviética y Europa. Las principales aplicaciones se referían a grandes paneles estructurales. En los EE.UU., el hormigón celular fue introducido a fines de la década del 50, y sus principales aplicaciones se orientaron a solados, cubiertas y muros, con el propósito básico de proveer aislamiento térmico.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Este trabajo presenta los resultados obtenidos al incorporar una combinación de polímeros orgánicos / naturales estabilizados de nombre comercial AIRMORTAR, proporcionados por la empresa ProtemCo, a un mortero de cemento. La acción tenso-activa de estos polímeros, produce una reducción de la tensión superficial entre la fase líquida y el aire que se introduce en los morteros cuando éstos son amasados. Este hecho permite obtener una pasta de mortero con una considerable incorporación de microburbujas de aire muy estable.

El resto de materiales constituyentes del mortero eran un cemento CEM I 42,5R (UNE-EN 197-1:2000), arena silícea normalizada (UNE-EN 196-1:1996) y agua potable de la red de distribución de Madrid.

2.1 Determinación del contenido de aire y de la resistencia mecánica (28 días) para distintas dosificaciones de aditivo

Para la determinación de la resistencia mecánica de morteros no normalizados, el criterio usual establece determinar, para una cierta proporción cemento/arena, la cantidad de agua necesaria para conseguir una fluidez determinada. A tal efecto, se fijó una relación cemento/arena de 1/3, y se estableció un escurrimiento en mesa de sacudidas (flow-table) de $(8 \pm 0,3)$ cm (UNE 83811:1992 EX), variando la dosificación de aditivo. Las resistencias mecánicas se determinaron sobre prismas de mortero de 4x4x16 cm, tras 28 días en cámara húmeda con temperatura de 20 ± 2 °C y humedad relativa superior al 95 %. El contenido de aire se midió por técnicas gravimétricas, en estado fresco, para cada una de las mezclas.

2.2 Determinación del contenido de aire en función del tiempo de amasado

Para determinar la influencia del tiempo de amasado en la incorporación de aire en la mezcla, se fijó la relación cemento/arena (1/3), la dosificación de aditivo (0,2% en peso del cemento), y la cantidad de agua (205 g).

Se procedió a medir el escurrimiento y el contenido de aire en estado fresco, incrementando, cada vez, 2 minutos el tiempo normalizado de amasado.

2.3 Determinación del contenido de aire y de la resistencia mecánica (28 días) para distintas relaciones cemento/arena

Este ensayo se realizó para dos dosificaciones de aditivo distintas, 0,10% y 0,05%, estableciéndose en cada caso un escurrimiento en mesa de sacudidas (flow-table) de (8 ± 0,3) cm, y variando la relación cemento/arena (1/3,1/4 y 1/5).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Determinación del contenido de aire y de la resistencia mecánica (28 días) para distintas dosificaciones de aditivo

Se observó que la incorporación del aditivo dota a las mezclas de mayor docilidad por la presencia de aire incorporado en su masa. La reducción en la demanda de agua no es proporcional a la dosis de producto, decayendo el efecto para incrementos de la dosis.

En la Figura 1 se resumen los valores los contenidos de aire medidos en estado fresco. La Figura 2 muestra la disminución en el peso específico de la mezcla a medida que se incorpora aire. La línea discontinua muestra el peso específico que se obtendría al mezclar los mismos componentes sin ninguna incorporación de aire.

En la Figura 2 se resumen las resistencias obtenidas a la flexión y compresión.



Fig. 1 - Contenido de aire de las mezclas para las distintas dosificaciones de aditivo



Fig. 2 - Peso específico (kg/m³) para las distintas dosificaciones de aditivo



Fig. 3 - Resistencia a flexión y compresión, en MPa, a la edad de 28 días, para las distintas dosificaciones de aditivo

Del análisis de las Figuras 1, 2 y 3 puede deducirse que el incremento en la dosis de aditivo provoca un aumento considerable del contenido de aire que lleva aparejado una disminución del peso específico. El efecto es lineal, y a un aumento de aditivo corresponde una reducción directamente proporcional en el peso total de la mezcla. Esta linealidad es un indicio de la estabilidad de la acción del aditivo.

Así mismo, se observa que el aumento en aire provoca una reducción de la resistencia mecánica. Esta caída de resistencia es normal, y está obviamente asociada a la incorporación de burbujas de aire (defectos) a la matriz de cemento. Sin embargo, se observa que para dosis elevadas de aire, la caída en resistencia se estabiliza tanto a flexión como a compresión.

3.2 Determinación del contenido de aire en función del tiempo de amasado

En la Tabla 1 se resumen los valores de escurrimiento alcanzados y el porcentaje de aire incorporado a la mezcla en cada caso.

| | t° inicial | t +2 min | t +4 min | t +6 min |
|--------------------|------------|----------|----------|----------|
| Escurrimiento (cm) | 8,1 | 8,0 | 7,8 | 7,6 |
| % Aire incorporado | 28,05 | 30,79 | 34,63 | 38,3 |

Tabla 1 - Escurrimiento y aire incorporado en función del tiempo de amasado

Con los valores obtenidos se observa que el incremento del tiempo de amasado produce una aumento del porcentaje de aire incorporado. De la Figura 4 se deduce que el efecto es lineal, alcanzándose niveles de aire muy elevados con tan sólo aumentar el tiempo de batido de la mezcla.



Fig. 4 - Influencia del tiempo de amasado en el aire incorporado

3.3 Determinación del contenido de aire y de la resistencia mecánica (28 días) para distintas relaciones cemento/arena

En las Tablas 2 y 5 se resumen los valores de escurrimiento alcanzados y la demanda de agua en cada caso, en las Tablas 3 y 6 los contenidos de aire medidos en estado fresco por técnicas gravimétricas, mientras que en las Tablas 4 y 7 se resumen las resistencias obtenidas a la flexión y compresión, después de 28 días de curado en cámara húmeda con temperatura de 20 ± 2 °C y humedad relativa superior al 95 %.

3.3.1 Dosificación de aditivo de 0,10%

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|-----|-----|-----|
| Demanda de agua (ml) | 200 | 180 | 180 |
| Escurrimiento (cm) | 8,0 | 7,9 | 8,1 |

Tabla 5 - Escurrimiento y demanda de agua

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|-------|-------|-------|
| % aire incorporado | 21,54 | 25,05 | 29,62 |

Tabla 6 - Contenido de aire

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|------|------|-----|
| Flexión (MPa) | 6,2 | 4,7 | 3,5 |
| Compresión (MPa) | 19,9 | 13,4 | 8,0 |

Tabla 7 - Resistencia a la flexión y compresión de los morteros

3.3.2 Dosificación de aditivo de 0,05%

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|-----|-----|-----|
| Demanda de agua (ml) | 195 | 195 | 205 |
| Escurrimiento (cm) | 8,0 | 8,3 | 8,1 |

Tabla 8 - Escurrimiento y demanda de agua

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|-------|-------|-------|
| % aire incorporado | 14,81 | 18,85 | 17,04 |

Tabla 9 - Contenido de aire

| Relación cemento/arena | 1/3 | 1/4 | 1/5 |
|------------------------|------|------|------|
| Flexión (MPa) | 9,3 | 6,0 | 5,5 |
| Compresión (MPa) | 33,0 | 19,5 | 17,2 |

Tabla 10 - Resistencia a la flexión y compresión de los morteros



Fig. 5 - Efecto de la relación cemento/arena en la incorporación de aire, con una dosis del 0,1% de aditivo



Fig. 6 - Efecto de la relación cemento/arena en la incorporación de aire, con una dosis del 0,05% de aditivo



Fig. 7 - Resistencia a flexión y compresión, en MPa, a la edad de 28 días, para las distintas relaciones cemento/arena, y una dosis de aditivo del 0,10%



Fig. 8 - Resistencia a flexión y compresión, en MPa, a la edad de 28 días, para las distintas relaciones cemento/arena, y una dosis de aditivo del 0,05%

El análisis de los datos obtenidos muestra cómo, para dosis bajas de aditivos, la relación cemento/arena óptima se encuentra en torno a 1:4. En cambio, para dosis de aditivo más elevadas, el aumento del contenido de arena (y la disminución por consiguiente de la cantidad de pasta) sí colabora en la incorporación de aire. Por otro lado, y como era de prever, la caída de resistencias es menor para bajas dosis de aditivo y un aumento de la cantidad de arena. Este resultado es el esperado del examen de la cantidad de aire incorporado. Como la mezcla ya no incorpora más aire, la caída de resistencias se atenúa. En cambio, en el caso en el que la reducción de cemento contribuye a la incorporación de aire (dosis de aditivo del 0,1%), se sigue incrementando la pérdida de resistencia.

Estos datos confirman que la resistencia de los morteros ensayados a 28 días está ligada únicamente a la cantidad de aire incorporada, sin que por tanto parezca haberse producido reacciones indeseables en el cemento debido a la incorporación de estos productos.

4. CONCLUSIONES

- La incorporación de polímeros orgánicos tensoactivos permite la reducción de la densidad de los morteros de cemento. Con dosis entre el 0,05% y el 0,30% en peso de cemento se ha conseguido bajar la densidad hasta un rango entre 1.500 y 2.000 kg/m³, logrando por tanto un hormigón ligero estructural según la clasificación de la A.C.I.

- El aumento de aire en la matriz es proporcional a la dosis de aditivo

- La incorporación de aire lleva aparejada una caída en la resistencia por la presencia de huecos en la matriz, que sin embargo se estabilizan para dosis altas de aditivo

- Un aumento en el tiempo de amasado produce un aumento proporcional en el contenido de aire

- La relación cemento/arena tiene importancia, y su influencia depende de la cantidad de aditivo. Para dosis bajas, un aumento de la arena no contribuye a incorporar más aire. Para dosis más elevadas, un aumento de la arena sí que contribuye al aumento del aire contenido en el mortero

REFERENCIAS

213R-87: Guide for Structural Lightweight Aggregate Concrete, American Concrete Institute, 1987

HAQUE, M. N.; KAYALI, O. AND AL-KHAIAT, H.(2002) Structural lightweight concrete – an environmentally responsible material of construction, *Sustainable Concrete Construction, Proceedings of the International Conference*, University of Dundee, Scotland, UK, September 2002. Editado por Dhir, R. K, Dyer, T. D. and Halliday, J.E. . Printed by Tomas Telford. pp. 305-312

KARADE, S. R., IRLE, M., MAHER, K. AND CALDIERA, F. (2002) Cork granules as lightweight aggregate, *Sustainable Concrete Construction, Proceedings of the International Coonference*, University of Dundee, Scotland, UK, September 2002. Editado por Dhir, R. K, Dyer, T. D. and Halliday, J.E. . Printed by Tomas Telford. pp. 253-262.

ÍNDICE ALFABÉTICO DE AUTORES

С

Α

Abad, J. 597 Calderón, P. 929 Akasaki, J. L. 921 Callejas, M. A. 199, 237 Alarcón, E. 839 Calvo, I. 79, 675, 939 Alcocel, E. G^a 857 Camanho, P. 515 Alonso, A. 43, 153, 165, 315, Campo, M. 279 405, 627, 709 Cañas, J. 305 Amigo, V. 33 Cardín, P. 103 Amigó, V. 261 Carrascal, I. 543 857 Andión, L. G^a Carrera, M. 153, 315, 405, 627, Arbelaiz, A. 95, 123 635, 719 643 Casado, J. A. Aretxaga, G. 543 53, 87, 495, 501 Argüelles, A. Castejón, L. 43, 131, 415, 583, Asp, L. 563 597, 635, 939 Aulí, J. M. 773 Castillo, G. 643 Aurrekoetxea, J. 343 Castrillo, M. A. 495 Chacón, L. 87, 501 В Chiminelli, A. 131, 153, 353, 405, 709, 719 Balankin, A. 553 Chinesta, F. 323, 333 Barrena, M. I. 191 Comino, P. 653, 873, 885, 893 Barreto, C. I. 375 Corbellá, B. 23,523 Barroso, A. 819 Correa, A. M. 375 Benito, A. M. 199 Correa, E. 743 Benito, A. M. 237 Cortés, F. 643 Bernal, E. 165, 415, 433, 441, Costa, J. 23, 515, 563, 811 719 Cruz, J. 113, 353, 375 Berrueco, V. 405 Cuartero, J. 43, 79, 165, 315, Bielsa, J. M. 131, 153, 405, 415, 433,441, 583, 939 627, 635, 709, 719 Blanch, F. 773 D Blanco, J. M. 79 Blanco, N. 515 De Benito, A. 397 De Diego, A. Blanco, N. 563 829, 849 Blázquez, A. 753 De la Fuente, G. 237 865 Del Campo, J. 103 Bonilla, M. Borrachero, M. V. 857 Diez, S. 397 Borrachero, M. V. 865, 911, 929 Brandt, J. 709, 719 Е Busquets, D. 261

Escalera, M. D. 251

F

| Fermández, J. O. | 103 | Jaramillo, M. | 113 |
|-------------------------|---------------------|-----------------|----------------------|
| Fernández Luco, L. | 945 | Jareño, I. | 685 |
| Fernández-Canteli, A. | 501 | Jiménez, C. | 113 |
| Ferreira, A. J. M. | 573, 791 | | |
| Flores, M. | 145 | К | |
| C | | Kargualan H | 100 |
| 0 | | Kerguelen, n. | 123 |
| Cabilanda N | 102 | Kulabellia, G. | 205 |
| Gabilonuo, N. | 001 | Riuls, w. | 305 |
| Galan, C. | 901 507 | | |
| Galleyo, R. | 507 | L | |
| Gamsleul, K. | 000 110 100 | Labradar I | 207 |
| Ganan, F. | 113, 123 | | 201 12 70 215 675 |
| Garces, P. | 007 | Lacamara, O. | 43, 79, 315, 675, |
| García, J. A. | 323 | | 939 |
| Garcia, M. A | | | 940 |
| Garcia, M. A. | 53, 495, 501 | Larranaga, M. | 183 |
| Garcia, P. | 103 | Lee, S. Y. | 507 |
| Garcia-Rodriguez, M. | 433 | Leon, C. | 865 |
| Gascons, N. | 515 | Leon, J. L. | 691 |
| Gessler, A. | 709, 719 | Lizaranzu, M. | 463, 605, 615 |
| Giraido, I. | 113 | Liano-Ponte, R. | 95 |
| Gobernado, I. | 215 | Liorca, J. | 271 |
| Gomez de Salazar, J. M. | 191, 207, 215 | Lopez, C. | 829, 849 |
| Gomez-del Río, T. | 61 | Lundstrom, R. | 627, 635 |
| Goncalves, A. | 363 | • | |
| González, C. | 103, 271 | M | |
| Graciani, E. | 145, 295 | | |
| Guedes, R. M. | 573 | Madronero, A. | 225 |
| Güemes, A. | 453 | Maimí, P. | 23, 533, 811 |
| Gutiérrez, J. P. | 849 | Mantic, V. | 295, 743, 753, 819 |
| Gutiérrez, M. | 375 | Marieta, C. | 113 |
| Gutiérrez-Solana, F. | 543 | Marín, J. C. | 305 |
| Guzman de Villoria, R. | 131, 243, 415, 583, | Marques, A. T. | 573 |
| | 675 | Márquez, I. | 405, 415 |
| | | Martín, E. M. | 207 |
| Н | | Martín, J. M. | 405, 415 |
| | | Martínez, J. J. | 857 |
| Harper, A. R. | 383, 391 | Martínez, J. M. | 397 |
| Hauke, G. | 433, 441 | Martínez, M. A. | 243, 583, 597, 719 |
| Hernández, L. H. | 553 | Martínez, M. T. | 175, 199, 237 |
| Hurtado, J. E. | 811 | Martínez, N. | 261 |
| | | Martínez, V. | 453 |
| I | | Maser, W. K. | 199, 237 |
| | | Masó, M. | 533 |
| Iragi, M. | 643 | Mateos, M. | 643 |
| Isaza, L. C. | 375 | Mayugo, J. A. | 523, 533 |

J

| McCartney, N. L. | 753 | | |
|---------------------------------------|--------------------------------|-------------------|---------------------|
| Melgar, A. | 207, 215 | R | |
| Méndez, C. A. | 305 | | |
| Merino, C. | 207, 215 | Ramírez | 123 |
| Merino, M. C. | 279 | Ranz, D. | 165, 597, 627, 635, |
| Merino, S. | 279 | | 675 |
| Merodio, J. | 701, 761, 767 | Rastellini, F. | 729 |
| Mieres, J. | 79, 473, 675, 939 | Recuero, A. | 829, 849 |
| Miravete, A. | 43, 243, 315, 353, | Reis, J. | 573 |
| | 433, 441 | Renart, J. | 523, 533 |
| Molina, G. | 397 | Retegi, A. | 95 |
| Mondragón, I. | 95, 113, 123, 183, | Revuelta, D. | 945 |
| | 343, 781 | Reyes, B. | 921 |
| Monteiro, A. | 363 | Righi, A. | 237 |
| Monzó, J. | 865, 911, 929 | Ríos, A. | 123 |
| Morenilla, J. J. | 857, 929 | Ripoll, L. | 69, 801 |
| Mujika, F. | 781 | Roa, J. | 901 |
| Murciego, A. | 287 | Roca, C. | 583 |
| | | Rodríguez, A. | 701 |
| Ν | | Rodríguez, M. A. | 287 |
| | | Román, J. C. | 441 |
| Navarro, C. | 61 | Romeo, E. | 583 |
| Nuez, C. | 165, 243, 415, 441, | Rosado, J. | 287 |
| | 597 | Rubio, F. | 287, 425 |
| | | Rubio, J. | 287, 425 |
| 0 | | Ruiz, G. | 207, 215 |
| | | Ruiz, M. | 191 |
| Ogden, R. W. | 767 | Rus, G. | 507 |
| Olivares, M. | 901 | _ | |
| Oller, S. | 523, 729 | S | |
| Onate, E. | 729 | | |
| Oteo, J. L. | 425 | Sahuquillo, O. | 33 |
| _ | | Salomon, O. | 729 |
| Р | | Salvador, M. D. | 33, 261 |
| | 044 | Sanchez, F. | 323 |
| Pallares, E. | 911 | Sanchez, M. | 251 |
| Pardo, A. | 279 | Sanchez, R. | 653, 885, 893 |
| Paris, F. | 145, 295, 305, 743, | Santolaya, P. | 583 |
| Dové I | 703, 019 057, 065, 011, 001 | Sanz, C. | 33 |
| Paya, J. | 007,000,911,921, | | 343 227 |
| Dedroro S | 929 | Sauvajoi, J. L. | 237 |
| Pedielo, S. | 191 | Seeger, I. | 231 |
| Pereira, L. M. | 303 | Segura, F. | აა 001 |
| Pérez Aporioio | 029, 039, 049 | Seria A | 921 |
| n enez Apanolo, J. L. Darie-Mara E | 03, 001 Q11 | Soriano I | 865 011 |
| Polanco F | 5/3 | Soto P | 207 215 |
| | 9 <u>4</u> 5 | Suárez M | 201, 213 |
| 1.010, J. | 0-tU | Sugarrov H \cap | 201 553 |
| | | Susancy II, U. | 000 |

| | | Vargas, G. | 353 |
|-------------------|----------------------------|---------------|------------------|
| т | | Varna, J. | 295 |
| | | Vicens, J. | 23 |
| Tolosana, N. | 131, 153, 463, 605, | Vicente, A. | 33 |
| | 615, 635, 709 | Vieira, A. | 573 |
| Toro, L. | 113 | Viejo, F. | 279 |
| Torres, A. | 363 | Villar, J. C. | 103 |
| Torres, R. | 323, 333 | Villareal, N. | 215 |
| Trias, D. | 523, 811 | Viña, I. | 495 |
| Tsai, S. W. | 1 | Viña, J. | 53, 87, 495, 501 |
| Turón, A. | 23, 515, 533, 563 | | |
| | | W | |
| U | | | |
| | | Weck, A. | 271 |
| Ureña. A. | 251, 279 | | |
| Urriolagoitia, G. | 553 | Z | |
| Urrutibeascoa, I. | 643 | | |
| | | Zaera, R. | 61 |
| V | | Zalamea, F. | 811 |
| | | Zenasni, R. | 53, 87 |
| Van Rijn, M. | 165, 243, 583, 627, 709 | Zuluaga, R. | 123 |