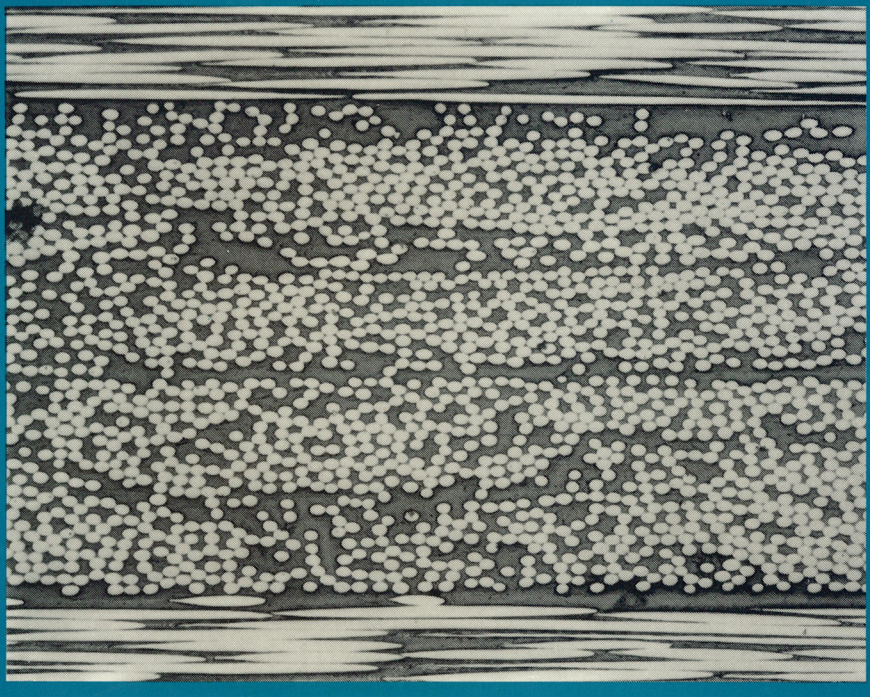
AEMAC

ASOCIACIÓN ESPAÑOLA DE MATERIALES COMPUESTOS

MATERIALES COMPUESTOS 95



Editores: F. París
J. Cañas

MATERIALES COMPUESTOS 95.

Editores:
Federico París Carballo
José Cañas Delgado

Depósito Legal: SE-1.887-95
I.S.B.N.: 84 - 88783 - 16 - 7
Imprime: SAND. Camas (Sevilla)

© 1995

Esta publicación sólo puede ser reproducida en parte o en su totalidad, fotocopiada, transmitida de cualquier manera o mediante cualquier medio electrónico o mecánico, con permiso previo de AEMAC y de los editores. La reproducción de los artículos individuales en ella contenidos exige el permiso previo de sus autores.

AEMAC

ASOCIACIÓN ESPAÑOLA DE MATERIALES COMPUESTOS

ACTAS DEL I CONGRESO NACIONAL DE MATERIALES COMPUESTOS

Sevilla, 29, 30 de Noviembre y 1 de Diciembre de 1995

Organizado por:

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales.
Escuela Superior de Ingenieros Industriales de Sevilla.
Universidad de Sevilla.

PATROCINADORES:

Vicerrectorado de Extensión Universitaria. Universidad de Sevilla
Vicerrectorado de Investigación. Universidad de Sevilla
Fundación EL MONTE
Consejería de Educación y Ciencia. Junta de Andalucía
Consejería de Industria Comercio y Turismo. Junta de Andalucía
Colegio Oficial de Ingenieros Industriales de Andalucía Occidental
Asociación de Investigación y Cooperación Industrial de Andalucía

Presidente de Honor:

S.A.R. El Príncipe de Asturias

Comité de Honor:

Ecmo. Sr. Presidente de la Junta de Andalucía
Excma. Sra. Alcaldesa de Sevilla
Excmo. Sr. Consejero de Industria, Comercio y Turismo
Excma. Sra. Consejera de Educación y Ciencia
Excmo. Sr. Rector Magnífico de la Universidad de Sevilla
Ilmo. Sr. Director de la Escuela de Ingenieros de Sevilla

Comité Organizador

Presidente: D. Federico París Carballo
Secretario: D. José Cañas Delgado
Vocales:

D. Ramón Candelas Pérez (INASMET)
D. José Domínguez Abascal (ETSII de Sevilla)
D. Jaime Domínguez Abascal (ETSII de Sevilla)
D. Arturo Domínguez Rodríguez (Facultad de Física de Sevilla)
D. Francisco García Benítez (ETSII de Sevilla)
D. Daniel García Folqués (Vetrotex España)
D. Javier García-Lomas Jung (ETSII de Sevilla)
D. Alfredo Güemes Gordo (ETSIA de Madrid)
D. Enrique Herrera Luque (ETSII de Sevilla)
D. Emilio Larrodé Pellicer (C.P.S. de Zaragoza)
D. Antonio Martín Navarro (ETSII de Sevilla)
D. Antonio Miravete de Marco (C.P.S. de Zaragoza)
D. José Luis Pérez Aparicio (ICAI)
D. Rafael Picón Carrizosa (ETSII de Sevilla)
D. Publio Pintado Sanjuán (ETSII de Sevilla)
D. Evencio Souto Rodríguez (NORPOST)

PRESENTACIÓN

El creciente desarrollo de los Materiales Compuestos ha impulsado, por iniciativa de diferentes personas vinculadas al mundo de estos materiales (productores y transformadores de materia prima, docentes, investigadores, usuarios, etc...), la reciente creación de la Asociación Española de Materiales Compuestos (AEMAC).

Este libro es el resultado de una de las primeras actividades que la Asociación se planteó, la organización de un Congreso Nacional que, por ser el primero, debía satisfacer un doble objetivo:

* Servir de foro adecuado para la presentación de todos aquellos trabajos de Investigación y Desarrollo relacionados con el área de los Materiales Compuestos, que se estén llevando a cabo en la actualidad en las Universidades, Centros de Investigación e Industrias.

* Servir de vía para la difusión de AEMAC y favorecer un conocimiento mutuo entre los ingenieros, investigadores, científicos o estudiosos que desde los sectores antes mencionados se encuentran interesados, bajo diferentes pero complementarias perspectivas, en el mundo de los Materiales Compuestos. Sólo de este conocimiento se podrá conseguir la necesaria interacción, hoy casi inexistente, entre los diferentes sectores involucrados.

La consecución de este doble objetivo exigía la convocatoria de un Congreso de carácter abierto, representando las 90 ponencias recogidas en este libro la respuesta obtenida por la convocatoria de AEMAC a participar en su Primer Congreso Nacional de Materiales Compuestos, MATCOMP 95, a celebrar en Sevilla los días 29 y 30 de noviembre y 1 de diciembre de 1995.

Estas 90 ponencias se han agrupado, atendiendo a las características consideradas más relevantes de cada ponencia, en las diez sesiones siguientes: Fibra, Matriz, Interfase, Estructura interna; Micromecánica; Fabricación; Comportamiento; Uniones; Técnicas Experimentales; Técnicas Numéricas; Aplicaciones en la Industria Aeronáutica; Aplicaciones en la Construcción; Otras Aplicaciones.

Los editores quieren expresar su agradecimiento a los miembros del Comité Organizador por su colaboración durante la gestación del Congreso; a las personas que han revisado las versiones originales de las ponencias por la mejora que gracias a ellos la presente versión de este libro ha experimentado; a los miembros del Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales de la Escuela de Ingenieros de Sevilla por su dedicación a la preparación del Congreso; a los Patrocinadores por facilitar los medios materiales para la realización del mismo; a los conferenciantes extranjeros que aceptaron nuestra invitación para participar en el Congreso; y, naturalmente, a los autores que decidieron presentar el resultado de sus trabajos.

Una mención especial en nuestro agradecimiento, que presentamos en nombre de toda la Asociación, para S.A.R. Felipe de Borbón, por haber aceptado la Presidencia de Honor de nuestro Primer Congreso, así como para el resto de personalidades que aceptaron ser miembros del Comité de Honor.

En Sevilla, a 29 de Noviembre de 1995.

Los editores.

INDICE

I.- FIBRA, MATRIZ, INTERFASE. ESTRUCTURA INTERNA 1

Influencia de la composición de la atmósfera en la fabricación de fibras cortas de carbono crecidas en fase vapor. ***Ariza E., Madroñero A.*** 3

Influencia de las características superficiales de fibras de silice-alúmina en las propiedades mecánicas de composites. ***Bautista M.C., Rubio J., Oteo J.L.*** 13

Cinética de curado de poliésteres insaturados con diversas composiciones modificados con polímeros líquidos. ***Caba K. de la, Franco M., Martín M.D., Andrés M.A., Mondragón I.*** 17

Matrices epoxi de altas prestaciones curadas con anhídridos. ***Corcuera, M.A., Balmont V., Eceiza A., Andrés M.A., Mondragón I.*** 23

Mejora de las propiedades de las breas como precursores de matrices de materiales compuestos mediante tratamientos previos. ***Menéndez R., Fernández J.J., Figueiras A., Granda M., Bermejo J., Bonhomme J., Belzunce J.*** 29

Flexibilizantes elastoméricos en materiales compuestos de matriz termoestable. Importancia del curado. ***Morancho J.M., Salla J.M., Marroyo M., Ramis X., Martín J.L., Cadenato A.*** 35

Caracterización energética de fibras. ***Rubio F., Rubio J., Oteo J.L.*** 41

II.- MICROMECÁNICA 47

Comportamiento mecánico a altas temperaturas de compuestos multicapas de Al_2O_3 y Al_2O_3/Y-TZP. ***Andrades L., Bravo-León A., Jiménez-Melendo M., Domínguez A.*** 49

Mecanismos de fractura en materiales de alúmina reforzados con plaquetas. ***Belmonte M., Miranzo P.*** 55

Comportamiento mecánico en altas temperaturas de un compuesto Al_2O_3-SiC (plaquetas). ***Calderón J.M., Ramírez A.*** 61

Micromecánica de materiales compuestos aplicada a aceros eutectoides. ***Campos J.M., Valiente A., Elices M.*** 67

Efecto de la mesofase fibra-matriz en el comportamiento elástico a cortadura de los materiales compuestos unidireccionales. *Corz A., García F., Pascual J., Gutiérrez J.M.* 73

Efecto de las tensiones residuales de curado en los despegues entre fibra y matriz. *Del Caño J.C., París F.* 83

Relaciones entre la conducta mecánica y la estructura de matrices epoxi bromadas. *Fdez. de Nograro F., Ormaetxea M., Astarloa G., Eceiza A., Mondragón I.* 89

Evolución de los mecanismos de deformación plástica a alta temperatura en cerámicos compuestos de una fase plástica y una fase rígida: el compuesto SiC (whiskers)/Al_2O_3. *Ramírez A., Bravo A., Domínguez A.* 95

III.- FABRICACIÓN 101

Monitorización del curado de materiales compuestos carbono/epoxi. *Arribas C., Güemes A.* 103

Estudio y control del proceso de preparación de materiales compuestos C/C unidireccionales. *Casal E., Menéndez R., Blanco C., Fernández J.J., Bermejo J.* 109

Procesado por compocasting de un material compuesto de matriz metálica ZA 27 reforzado con partículas carbonosas. *Cruz L.J., Madroñero A.* 115

Chemo-reología de resinas epoxi modificadas. *Franco M., Caba K. de la, Sanz G., Corcuera M.A., Riccardi C.C., Mondragón I.* 127

Consolidación de polvo composite Al-5% NAI por un ciclo doble de prensado y sinterización. *Gallardo J.M., Rodríguez J.A., Herrera E.J.* 133

Modificaciones interfaciales desde el lado de la matriz en materiales compuestos de matriz termoplástica. Sistemas PP/Talco y PP/Mica. *García Martínez J.M., Laguna O., Collar E.P.* 139

Composites de matriz cobre con refuerzo cerámico. *García Romero A., Goñi J.* 145

Preparación de materiales compuestos C/C a partir de breas. Efecto de los insolubles en quinoleína de las breas en las propiedades de los materiales. *Granda M., Walker A., Patrick J.W., Bermejo J., Menéndez R.* 153

Materiales compuestos Carbono/Carbono. *Jurado M.J., Martínez de la Hidalga E.* 159

Miscibilidad parcial en compuestos de polímero con una fase elastomérica: aplicación al PS/SBS. *Pagés P., Carrasco F.* 167

Obtención de un polvo composite de Al-5%NAI por aleado mecánico. *Rodríguez J.A., Gallardo J.M., Herrera E.J.* 173

Composites de poliéster reforzados con pizarras. *Rodríguez M.A., Rubio F., Rubio J., Liso M., J. Oteo J.L.* 181

Obtención de perfiles de pultrusión. Optimización del proceso-prestaciones-coste. *Sarriondia M.A., Etxebarria J., Castillo G.* 187

IV.- COMPORTAMIENTO 195

Caracterización a fractura del PEI reforzado con fibra de vidrio unidireccional envejecido en cámara de niebla salina. *Argüelles A., Viña J.A., Viña I., Fernández A.* 197

Propiedades mecánicas de materiales compuestos de polietileno/celulosa sometidos a condiciones climáticas drásticas. *Carrasco F., Pagés P.* 203

Efecto de la velocidad de solicitación en el comportamiento de poliamidas reforzadas y de acetales. *Casado J.A., Polanco J.A., Gutiérrez-Solana F., de la Guerra R., Ruiz J.* 209

Efecto del tipo de onda en el comportamiento en fatiga de poliamidas reforzadas y acetales. *Casado J.A., Gutiérrez-Solana F., Polanco J.A., Kerkhofs F.* 215

Simulación numérica de los ensayos de tracción de materiales compuestos en barra Hopkinson. *Chocron I.S., Martínez M.A., Rodríguez J., Sánchez V.* 221

Estudio del comportamiento mecánico a tracción de un material compuesto de matriz cerámica tipo CAS/SiC con estructura laminada. *García-Alonso S., Puente I., Elizalde M.R., Daniel A.M., Sánchez J.M., Martín A., Martínez J.M., Fuentes M.* 227

Absorción de energía en vehículos mediante materiales compuestos de matriz orgánica. *Larrodé E., Jiménez M.A., Baselga S.* 233

Conducta mecánica y a impacto de paneles sandwich con núcleos de PVC. *Llano-Ponte R., Miner R., Tellería S., Mugika F., Mondragón I.* 239

Tenacidad de diversas matrices epoxi medida por ensayos de flexión y de impacto. *Miner R., Harysmendi I., Andrés M.A., Valea A., Mondragón I.* 245

Comportamiento del hormigón normal y reforzado con fibras metálicas bajo el impacto de pequeños proyectiles. ***Moreno E., Fernández M.*** 251

Comportamiento de laminados sometidos a cargas de impacto. ***Navarro C.*** 257

Mecanismos de rotura en una aleación Al-Li-Cu-Mg-Zr reforzada con partículas de SiC. ***Poza P., Llorca J.*** 263

Modelo analítico de blindajes de material compusto sometidos a impacto balístico. ***Zaera R., Martínez M.A., Sánchez-Gálvez V., Cortés R., Chocron I.S.*** 269

V. UNIONES 275

Influencia de los agentes ambientales sobre las propiedades mecánicas de uniones adhesivas solapadas simples. ***Bonhomme J., Manrique F., Belzunce J.*** 277

Comportamiento de uniones mixtas adhesivas-soldadura por puntos. ***López F., Suárez J.C., Molleda F., Güemes A.*** 283

Análisis de efectos ambientales sobre uniones mecánicas en laminados vidrio-vinilester. ***Serrano M.A., Güemes A.*** 289

Soldadura blanda a alta temperatura de aleaciones de aluminio-cobre (serie 2XXX) reforzadas con partículas de SiC. ***Ureña A., Gómez de Salazar J.M., Escalera M.D., Escriche E., Fernández M.I.*** 295

Soldadura fuerte de materiales compuestos de matriz de aluminio (series 6XXX y 7XXX) con refuerzos de Al_2O_3 en forma de partículas. ***Ureña A., Gómez de Salazar J.M., Escalera M.D., Fernández M.I., Escriche E.*** 301

Soldadura por difusión de aleaciones de Al-Mg-Si de la serie 6XXX reforzadas con partículas de alúmina. ***Ureña A., Gómez de Salazar J.M., Escalera M.D.*** 307

VI.- TÉCNICAS EXPERIMENTALES 313

Estudio experimental mediante interferometría Moiré del efecto de las mordazas en el ensayo off-axis. ***Cañas J., Marín J.C., París F., Blázquez A.*** 315

Caracterización mecánica de la intercara en composites de matriz cerámica mediante técnicas de manoindentación. ***Elizalde M.R., Sánchez J.M., Daniel A.M., Puente I., Martínez J.M., Martín A., Fuentes M.*** 323

Equipo experimental para el estudio de la fractura dinámica en laminado grafito-epoxi. ***Hognestad G., Pintado P., Benítez F.G.*** 329

Análisis experimental y estadístico del comportamiento a flexión dinámica de laminados de fibra de carbono y resina epoxi. ***Lamela M.J., Fernández A., Reiter, H., Viña, J.*** 335

Influencia de la temperatura en las propiedades tribológicas de materiales compuestos carbono/carbono. ***Martínez M.A., Martín A., Llorca, J.*** 341

Caracterización de defectos en materiales compuestos mediante ultrasonidos y radiografía con agente de contraste. ***Peñaranda J.A., Álvarez J.M., Delojo G.*** 347

Inspección por ultrasonidos de materiales compuestos. Técnica de pulso-eco. ***Valdecantos C.*** 353

VII.- MODELIZACIÓN Y TÉCNICAS NUMÉRICAS 363

El método de los elementos de contorno aplicado a materiales compuestos de comportamiento ortótropo. Una nueva formulación en variable compleja. ***Ávila R., Mantic V., París F.*** 365

Análisis de la delaminación en vigas de espesor variable y su importancia en el diseño de estructuras de transporte. ***Baselga S., Miravete A., Jiménez M.A.*** 371

Análisis del ensayo Iosipescu para la determinación del G_{12} con el método de los elementos de contorno. ***Blázquez A., París F., Cañas J.*** 377

SimRTM. Simulación del modelo por transferencia de resina para el diseño de componentes en materiales compuestos. ***Candelas R., Manzano A., Mendizábal M.A., Fernández A.*** 383

Modelo numérico para un material compuesto ortótropo no lineal. ***Castro F., Muñoz J.A., Junquera A., Beltrán F., González G.*** 389

Orientación de las fibras en flujos recirculantes. ***Chinesta F., Poitou A., Olmos F., Torres R.*** 395

Determinación de los factores de intensidad de tensiones en problemas con cierre de grieta en materiales ortótropos mediante el MEC. ***Gracia L., Doblaré M.*** 403

Algoritmos genéticos en la optimización de laminados. ***Isasi P., Sanchís A., Güemes A.*** 409

Análisis de estructuras de materiales compuestos mediante la técnica de subestructuración. ***Larrodé E., Alba J.J., Castejón L.*** 415

Análisis del campo singular de tensiones en esquinas de materiales ortótropos. ***Mantic V., París F., Cañas J.*** 421

Influencia en la determinación del G_{12} de las imprecisiones de los parámetros involucrados en el ensayo off-axis. ***Marín J.C., Cañas J. y París F.*** 427

Una generalización de la teoría de mezclas clásica: tratamiento de compuestos en serie/paralelo. ***Oller S., Neamtu L., Oñate E.*** 433

Análisis micro-mecánico de daño progresivo en laminados cruzados. ***Pérez J.L.*** 439

Formulación integral del análisis dinámico de materiales transversalmente isótropos. ***Sáez A., Gallego R., Domínguez J.*** 445

Difracción de ondas por cavidades en materiales transversalmente isótropos. ***Sáez A., Gallego R., Domínguez J.*** 453

Predicción en teoría de 2º orden de la carga última de estructuras de barras de materiales compuestos. ***Sánchez F.J., Cañas J., París F.*** 459

Estudio del inicio de delaminación en materiales compuestos. ***Sancho J.*** 465

Numerical analysis of composite laminated plates using the boundary element method. ***Wideberg J., Benítez F.G.*** 471

VIII.- APLICACIONES EN AERONÁUTICA 477

Diseño y análisis de la estructura soporte de un elemento o manipulador espacial mediante devanado de filamentos. ***Cabrerizo F., De la Torre M.A., Gómez-Elvira F.J.*** .. 479

Fabricación mediante devanado de filamentos y ensayo de la estructura soporte de un elemento manipulador espacial. ***Cabrerizo F., De la Torre M.A., Gómez-Elvira F.J.*** . 485

Efecto de la porosidad en los materiales compuestos avanzados. ***Güemes A.*** 491

Presente y futuro de los composites en la industria deronáutica. La empresa frente a la tecnología. ***Muñoz Esquer P.*** 497

Tecnología de fabricación para composites, en la construcción de estructuras primarias de avión: Centro de Composites de Illescas (CASA). ***Muñoz Esquer P.*** 507

IX.- APLICACIONES EN CONSTRUCCIÓN 515

Tecnologías compartidas entre náutica y arquitectura textil: proyecto y ejecución de estructura textil en "Quinta da Ribeira" (Portugal). ***Campos P.*** 517

La fibra de vídrio AR en la construcción. ***Comino P.*** 523

Realizaciones de fibra de vidrio con cemento en la construcción. ***Comino P.*** 533

Los materiales composites y la posibilidad de su aplicación en la ejecución de construcciones arquitectónicas. ***Laffarga J., Olivares M.*** 539

Los composites en la resolución de problemas acústicos y estructurales. ***Manso J.*** 543

Los materiales compuestos en la construcción: estado del arte. ***Martineau P.*** 549

La fiabilidad de las maquetas en el diseño de estructuras textiles. ***Monjo J., Gámez J.R.*** 553

Utilización de cenizas procedentes de la incineración de lodos de depuradora (CLD) en la construcción. ***Monzó J., Payá J., Borrachero M.V., Córcoles A.*** 559

Modificación de las características de las cenizas volantes para mejorar las propiedades del hormigón. ***Payá J., Monzó J., Borrachero M.V., Peris-Mora E., González-López, E.*** 565

X.- OTRAS APLICACIONES 571

Fabricación de contenedores en material composite mediante compresión a baja presión. ***Arrazola P.J., Aretxaga G., Guisasola, J.R.*** 573

Diseño, cálculo asistido por ordenador y fabricación de prototipo de trainera en material compuesto. ***Madariaga L., Vilas J.L.*** 583

Nuevas tipologías de fibra de vidrio en el sector de los transportes.***Miravete A., Castejón L., Alba J.J.*** 589

Apoyos de fibra de vidrio para líneas de transporte de energía eléctrica. ***Olaizola V.*** .. 591

LISTA DE AUTORES 601

I.- FIBRA, MATRIZ, INTERFASE, ESTRUCTURA INTERNA

INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN DE LA ATMÓSFERA EN LA FABRICACIÓN DE FIBRAS CORTAS DE CARBONO CRECIDAS EN FASE VAPOR

Ariza Avila E[1]; Madroñero de la Cal[2]
[1] Universidad Industrial de Santander, COLOMBIA; COLCIENCIAS. Actualmente en el CENIM.
[2] CENIM-CSIC. Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid. Tfno 91553 89 00. Fax 91- 534 74 25.

Resumen: Se han producido fibras de carbono crecidas en fase vapor (VGCF) mediante la adición de diferentes proporciones de C_2H_2 a la mezcla habitual CH_4-H_2, utilizada en la producción de VGCF. Las fibras obtenidas muestran propiedades mecánicas superiores a las obtenidas a partir de CH_4. Esto se debe a que el C_3H_6 adicionado, cuya descomposición es exotérmica, suaviza el carácter endotérmico de la descomposición del CH_4, proporcionando una tenue y regular deposición del carbono. El balance energético de CH_4-H_2-C_2H_2, cercano al equilibrio termodinámico por el lado endotérmico, evita la deposición pirolítica masiva de carbono. Gracias a la calidad cristalina de estas nuevas fibras, resultan mejoradas sus propiedades mecánicas.

Abstract: Vapour Grown Carbon Fibres (VGCF) were made through the addition of different percentages of C_2H_2 to the current mixture CH_4-H_2, commonly used in the production of VGCF. Obtained fibres exhibit better mechanical properties to those obtained from CH_4 as only carbon supplier. It is due to the C_2H_2 effect having an exothermic decomposition, in the way that this addition softens endothermic nature of CH_4 decomposition, procuring a steady carbon deposition. The energy balance of CH_4-H_2-C_2H_2, near to thermodynamic equilibrium in a approach from endothermic compositions, avoids the massive pyrolytic deposition of carbon. As a consequence of the crystalline quality of these new sort of fibres, their mechanical properties are improved.

1.- INTRODUCCIÓN

La tecnología de fabricación de fibras de carbono crecidas en fase vapor, VGCF (Vapor Grown Carbon Fibres) aprovecha la descomposición de un hidrocarburo en fase gaseosa, catalizada por una partícula metálica activa. El carbono obtenido a partir de la descomposición catalitica de los hidrocarburos, da lugar a la formación de un filamento carbonoso primario, el cual es posteriormente engrosado por el aporte de una deposición adicional de carbono piroltico.

En el proceso de formación, la composición de la atmósfera juega un papel esencial. En principio estas fibras podrían producirse sin la presencia del hidrógeno mediante la descomposición del hidrocarburo. Sin embargo existe la evidencia de que el hidrógeno

no solo actúa manteniendo activa la partícula catalizadora, si no que además modera la descomposición térmica del hidrocarburo. Al impedir la formación de masivos depósitos carbonosos, evita que éstos determinen el cese del crecimiento fibra, conseguiéndose así que los filamentos tengan mayor longitud y mayor perfección cristalina.

El proceso esta controlado por el balance energético de la descomposición del hidrocarburo. Ello justifica que no se haya observado aun crecimiento de fibras en sistemas marcadamente endotérmicos, como el que supondría la utilización de parafinas como fuente de carbono. Sin embargo, cuando se producen VGCF a partir de la descomposición de metano, cuya reacción es endotérmica, se obtienen fibras con buenas características físicas y mecánicas. A pesar de esto, no todas ellas poseen igual morfología, lo cual muestra que han crecido bajo condiciones de inestabilidad. Esto afecta directamente las propiedades mecánicas impidiendo que se obtengan los valores óptimos deseados.

En el presente trabajo, se desarrolla la idea de adicionar al metano un hidrocarburo que posea descomposición exotérmica, como el acetileno, con el fin de mejorar la regularidad del proceso de crecimiento, a fin de conseguir VGCF con propiedades mecánicas superiores a las que se obtienen con la descomposición de metano únicamente. Se intenta determinar la influencia de la composición de la atmósfera sobre el proceso de crecimiento de VGCF. Para esto se hace un análisis morfológico y estructural de las fibras producidas, mediante microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X, determinándose además sus propiedades mecánicas.

1.1.- Mecanismos de crecimiento de las VGCF

La formación de VGCF está basada en un proceso vapor-sólido (VS) de absorción de carbono [1], el cual es producido por la descomposición térmica de un hidrocarburo en fase gaseosa. La reacción de descomposición de hidrocarburo está catalizada por una partícula activa, la cual está siempre constituida por una diminuta viruta de un metal del grupo VIII: Fe, Ni, Co, etc. El carbono absorbido es empleado en la formación de carburos, los cuales una vez saturados eliminan el exceso de carbono por su parte inferior en forma de filamento de carbono. De esta forma, el filamento crece portando la semilla activa en su punta.

Simultáneamente con el proceso catalítico, tiene lugar el proceso de engrosamiento de la fibra a través de una lenta deposición no catalitica de carbono pirolítico. En este proceso la atmósfera utilizada suele ser rica en hidrógeno para evitar que una presencia mayoritaria de hidrocarburo produzca una capa de carbono lo suficientemente gruesa como para sepultar las partículas catalizadoras activas, provocando así el cese del proceso de alargamiento de la fibra. Si esto llega a suceder, se dice que el proceso de crecimiento ha resultado detenido por que la semilla activa ha sido "envenenada". La figura 1 muestra el modelo de crecimiento de este tipo de fibras, en el cual se describe la formación de una fibra de unos pocos micrómetros de diámetro, con canal hueco en su centro

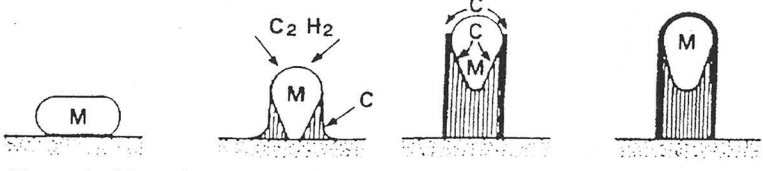


Figura 1.- Mecanismo de crecimiento de VGCF mediante el proceso VS [1].

Si el tiempo de engrosamiento se prolonga excesivamente, la resistencia mecánica de las fibras disminuye, ya que el carbono pirolítico que pasa a ser la fase más abundante, posee unas características mecánicas inferiores a las del grafito catalitico del cual está formada la parte central de las fibras.

No es recomendable la utilización del mecanismo VS para la producción de fibras VGCF ya que su longitud es insuficiente (cerca de 1 mm) [1], para que las piezas de composites fabricadas mediante los procesos convencionales de fabricación industrial (RTM 6 Resing Transfer Moulding, SMC 6 Sheet Moulding Compounds, etc.) tengan la fibra con buen grado de alineación. En consecuencia, la resistencia mecánica de las piezas suele resultar insuficiente.

Un estudio posterior [2] realizado en nuestro laboratorio, describe una rutina de trabajo diferente a la descrita por Tibbets [1] , mejorando la limitación de la escasa longitud de las VGCF. Con ella se producen VGCF por medio de un proceso Vapor-Líquido-S6lido (VLS), a través de un mecanismo similar al del modelo VLS, descrito por Portnoi [3] para el crecimiento de whiskers de SiC.

Para que el mecanismo VLS se ponga en marcha, las partículas catalizadoras son sembradas sobre un substrato que está cubierto por una fina capa de carbono. Posteriormente el conjunto es expuesto a una atmósfera mas rica en hidrógeno que en hidrocarburo, con el fin de formar una segunda capa de material carbonoso sobreenriquecido en hidrógeno, que recubre la semilla y que da lugar a la formación de una gota líquida de un hidrocarburo del tipo $C_{12}H_{24}$, denominado coroneno que funde a una temperatura de 435 °C [18], permitiendo que se de el proceso de crecimiento por gota a nuestra temperatura de trabajo de 1,060 °C. De esta manera se forman fibras de carbono de longitud apreciable y a una estimable velocidad de crecimiento, ya que la captación de carbono se da a través de un mecanismo VL y no de un mecanismo VS como sucede con el proceso VS. La figura 2 muestra el proceso de crecimiento de VGCF por medio del mecanismo VLS.

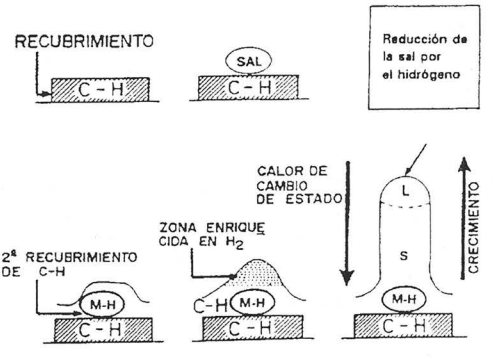


Figura 2.- Proceso VLS de formación de VGCF [4].

A diferencia de las VGCF obtenidas mediante el mecanismo VS, las fibras que crecen mediante el mecanismo VLS, no presentan un canal hueco en su centro, sino que poseen un núcleo macizo. A pesar de esto las propiedades mecánicas de ambas son similares ya que la estructura de su parte central, y de su zona cortical, son similares.

Normalmente a la fase grafítica del núcleo de las fibras se la denomina fase IT (trunk tree) por su disposición en forma de capas concéntricas, o fase catalitica, por formarse mediante una descomposición catalizada. A la zona carbonosa cortical se la designa como fase pirolítica, por su proceso de deposición no catalítico.

3.- ASPECTOS EXPERIMENTALES

3.1.- Producción de las fibras de carbono

El procedimiento seguido en este trabajo para la producción de VGCF a partir de metano, es el descrito en [2]. La composición de la mezcla de gases en las etapas de crecimiento y engrosamiento de las fibras era habitualmente descrita en la bibliografía [5].

Para la producción de las VGCF a partir de mezclas CH_4-H_2- C_2H_2, el procedimiento seguido es similar al utilizado en la producción de VGCF a partir de solamente CH_4-H_2. Las proporciones de C_2H_2 escogidas en el presente trabajo son de 3%, 5%, 7%, 10% y 15% molar. La elección de estas composiciones se hizo tiendo en cuenta el cálculo de la entalpía de reacción que controla el proceso. Con estas composiciones nos varnos aproximando a la situación de entalpía de reacción nula, lo que tiene lugar aproximadamente para una atmósfera 30%CH_4-55%H_2-15%C_2H_2. De este modo suavizamos la endotermicidad de la reacción, con la regularidad de una deposición casi reversible. Nos mantenemos así mismo fuera de las condiciones exotérmicas que estimulan una deposición pirolítica masiva, que supondría la producción de fibras de poca calidad cristalina, y por tanto, modestas propiedades mecánicas. Se consigue asimismo que un fuerte calentamiento puntual en la punta de la fibra creciente produzca un excesivo aporte de carbono pirolítico, que detenga el crecimiento de las fibras.

3.2.- Materiales

Los gases utilizados en la fabricación de VGCF son: H_2, CH_4 y C_2H_2. El substrato sobre el cual crecen las fibras esta constituido por un bastidor de alambre de unos 3 mm de diámetro de acero al carbono, sobre el que se devana un hilo fino de una aleación de las habitualmente utilizadas en la fabricación de resistencias eléctricas (Fe-Cr).

El sembrado del substrato se hace impregnándole con una solución alcohólica de $Fe(NO_3)_3.9H_2O$ a saturación. De este modo, después de la primera etapa de reducción en H_2, el hilo queda tapizado con minúscula virutas de hierro.

3.3.- Ensayos mecánicos de las fibras de carbono

Los ensayos mecánicos de las fibras fueron realizados siguiendo la norma ASTM D3379-75. Salvo que, debido a la finura de las fibras, la medición de su diámetro debía ser según la técnica de difracción de un haz LASER He-Ne, tal como lo describió Koedam [6].

3.4.- Análisis morfológico

El análisis morfológico de las VGCF se realizó en un Microscopio Electrónico de Barrido JEOL JXA 840. Las observaciones fueron hechas normalmente en la sección

transversal de la fibra después de haber sido sometida a tracción. Algunas veces se examinaba también su área lateral.

3.5.- Análisis por difracción de rayos-X

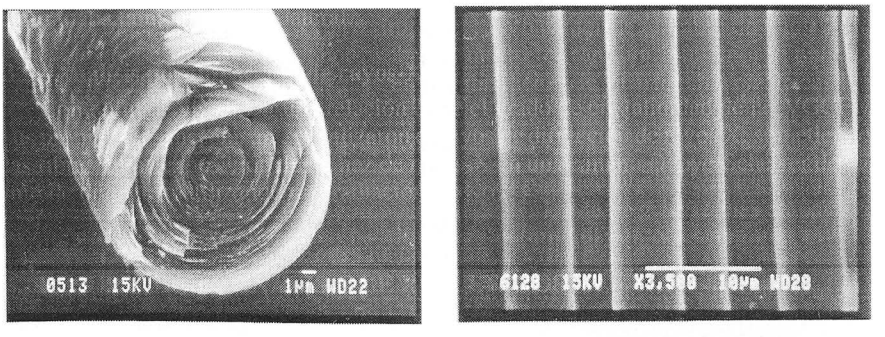
Con el fin de visualizar una relación entre el grado de cristalinidad de las VGCF y sus propiedades mecánicas, se realizaron ensayos de difracción de rayos X; sometiendo las fibras a una exposición de un haz de rayos-X en una cámara Debye-Scherrer de 57 mm de diámetro, utilizando una radiación Cr Kα.

4.- RESULTADOS Y ANALISIS DE RESULTADOS

4.1.- VGCF Producidas a partir de mezclas metano-hidrógeno

4.1.1.- Análisis morfológico a través del SEM

El análisis de la sección transversal, muestra que la fibra esta constituida por un núcleo que posee una estructura 1. Esta parte de la fibra posee buenas características mecánicas, gracias a su buena cristalinidad puesta de manifiesto en los difractogramas que mas tarde se muestran. Rodeando a ese núcleo se observa una capa cortical, la cual está constituida por carbono pirolítico que posee unas características mecánicas inferiores a las del núcleo; su difractograma muestra anillos de difracción en forma de halos vitreos. La superficie de fractura y el área lateral de una VGCF producida a partir mezclas CH_4-H_2, son mostradas en la figuras 3a y 3b respectivamente. El área lateral revela una supefficie cilindrica extremadamente regular.



(a) Superficie de fractura (b) . Area lateral

Figura 3.-Superficie de fractura y área lateral de VGCF producidas a partir de CH_4

4.1.2.- Ensayos Mecánicos

La resistencia mecánica de las fibras sometidas a tracción depende claramente de su diámetro. La capa cortical de carbono pirolítico, rebaja el valor de la resistencia del conjunto TT-cortical, según la regla de las mezclas. Es por ello por lo que en

la figura 4 las fibras delgadas, sin apenas fase cortical, presentan mejores características.

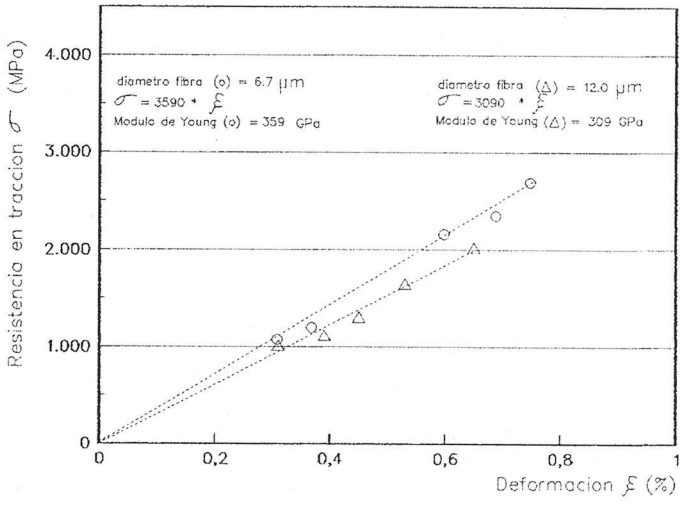
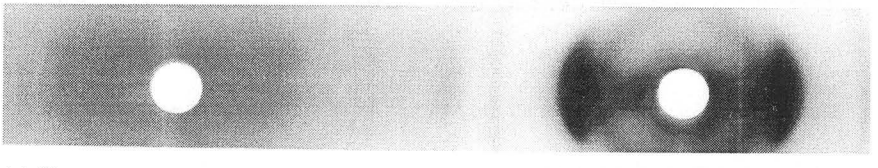


Figura 4.- Curva esfuerzo-deformación de VGCF delgadas y gruesas, producidas a partir de mezclas CH_4-H_2.

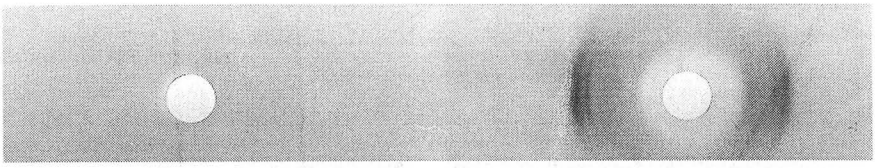
4.1.3.- Ensayos de Difracción de Rayos-X

La interpretación de los difractogramas expuestos en la figura 5 explica la diferencia los dispares valores de la resistencia mecánica de las fases catalítica y pirolítica. La fibra gruesa de la figura 5a muestra anillos propios del estado semivitreo, exentos del aspecto semilunar fino de los materiales con textura. Por otra parte la figura 5b muestra que las fibras delgadas (recuérdese que están compuestas por coroneno) presentan textura en sus dos planos (104) y (102). En esto se diferencian de las fibras de carbono ex-PAN comerciales.

De esta forma, el módulo de Young de la fase catalítica es mucho mayor que el la fase pirolítica, debiéndose esta diferencia, sobre todo a la cristalinidad.



(a) fibras gruesas



(b) delgadas

Figura 5.- Difractogramas de VGCF producidas a partir de CH4-H2 (a) gruesas, (b) delgadas

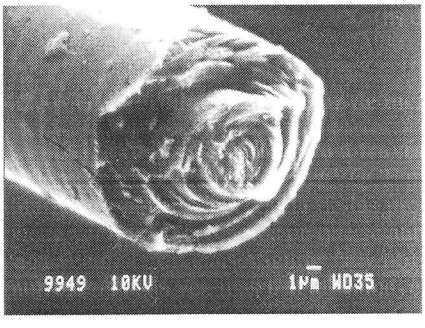
4.2.- VGCF Producidas a partir de mezclas CH_4-H_2-C_2H_2

4.2.1.- Análisis morfológico a través del SEM

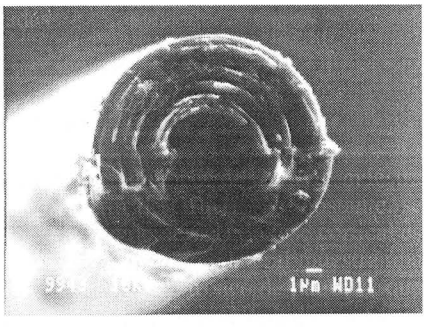
La superficie de fractura de VGCF producidas con adiciones de C_2H_2 no muestra diferencias apreciables con la de las producidas a partir de CH_4-H_2. No obstante, se puede ver que en la medida en que se aumenta el contenido de C_2H_2 la fase cortical es cada vez menor (véanse figuras 6a y 6b). Asimismo, la superficie lateral muestra una morfología cada vez más lisa, disminuyendo así el aspecto de tronco de palmera, que presentaba para atmósferas con poco C_2H_2 (Véanse figuras 7c y 7d). Indica esto sin duda que el crecimiento de la fibra se va haciendo más regular y continuo, por irnos aproximando al crecimiento casi reversible propio de un salto nulo de entalpía.

No ocurre lo mismo para fibras crecidas con 15% de C_2H_2, en las que por haberse reducido el porcentaje de hidrógeno se ha pasado a una situación muy cercana a la exotermicidad. De nuevo el fenómeno de morfología en tronco de palmera vuelve a ser más marcado (figura 7a). Así mismo, su sección transversal muestra un aumento del grosor de la capa cortical (figura 7b).

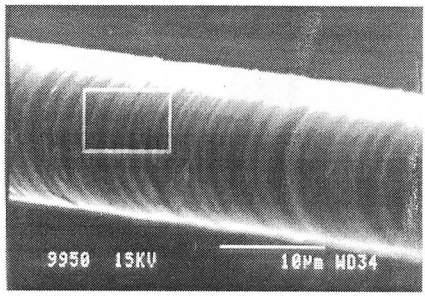
Como breve resumen final podría decirse que en la fabricación de fibras VGCF conviene escoger las atmósferas procurando aproximarnos a reacciones con descomposición casi en equilibrio por la vertiente endotérmica. De otro modo, las atmósferas con descomposición claramente exotérmica producirían fibras, con mucha fase cortical pirolítica y con morfología externa en forma de palmera, lo que contribuye a aminorar su calidad como elemento de refuerzo para piezas de composites.



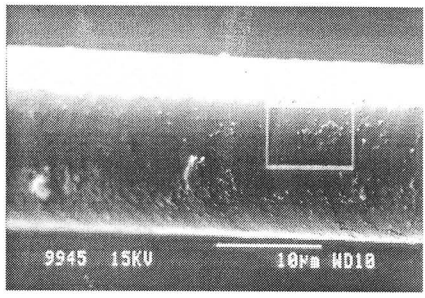
a. Sección transversal VGCF 3%-C_2H_2



b. Sección transversal VGCF 10%-C_2H_2

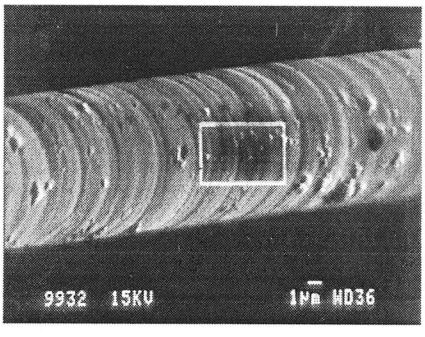


c. Area lateral VGCF 3%-C_2H_2

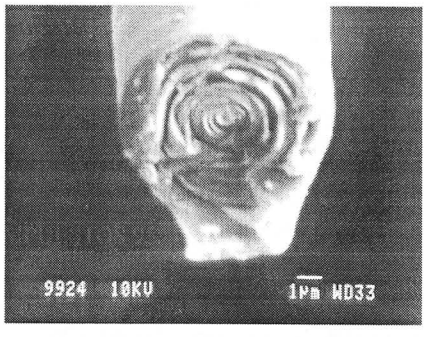


d. Area lateral VGCF 10% C_2H_2

Figura 6.- Secciones transversales y áreas laterales de VGCF crecidas con adiciones de C_2H_2



a. Area lateral VGCF 15%-C_2H_2



b. Sección transversal VGCF 15%-C_2H_2

Figura 7.- Area lateral (a) y sección transversal de VGCF crecidas con adiciones de 15% C_2H_2

4.2.2.- Ensayos de resistencia a la tracción

La resistencia mecánica de las VGCF con adiciones del 3 al 10% de C_2H_2 es superior a la de VGCF producidas a partir de CH_4-H_2. La Figura 8 muestra las curvas de esfuerzo-deformación para VGCF con diferentes adiciones de C_2H_2. Sin embargo, la adición de excesiva cantidad de C_2H_2 (15%) nos aproxima a la resistencia mecánica de las fibras sin C_2H_2 (Fig. 4). No obstante, aunque para este caso la adición de C_2H_2 no suponga una excesiva ganancia en cuanto a propiedades mecánicas, si representa una ventaja tecnológica, desde el punto de vista que reduce los tiempos de proceso.

4.2.3.- Ensayos de Difracción de Rayos-X de VGCF producidas con adiciones de C_2H_2

El examen de los difractogramas de la figura 9 muestra como el arco del plano (104) se va acortando a medida que crece el contenido en acetileno, lo que significa un aumento del grado de orientación preferente, esto justifica el incremento del módulo de Young. El anillo interior, en cambio varia poco y no muestra apenas textura. Sin embargo, cuando el contenido de C_2H_2 adicionado hace que se supere el valor de entalpía de

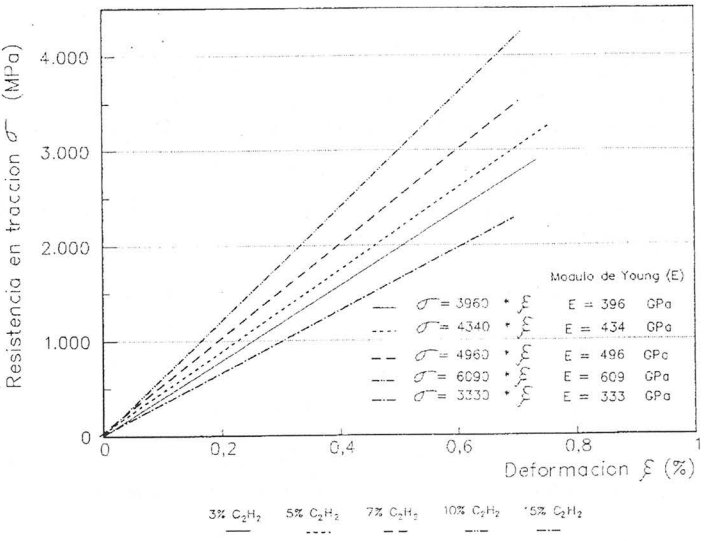


Figura 8.- Curvas esfuerzo deformación para VGCF producidas con acetileno

reacción nula hacia el lado exotérmico (15% C_2H_2), se vuelve a una situación similar a la de fibra delgada de CH_4-H_2, de la Fig. 5., con orientación preferente en dos planos. El que tengan un grado de textura similar, justifica el que presenten características mecánicas similares.

a.

b.

Figura 9.- Difractogramas Debye. a. VGCF (3% C_2H_2). b. VGCF (10% C_2H_2)

5.- CONCLUSIONES

1. Las mejores fibras se producen con reacciones suavemente endotérmicas. Al referirnos a fibras producidas a partir de CH_4-H_2, una adición del 3 al 10% de C_2H_2, mejora la cristalinidad de las fibras. En consecuencia, sin variar su morfología o grosor, mejora su resistencia mecánica.

2. El alejamiento de las condiciones de reversibilidad se traduce en un incremento de la morfología en palmera.

3. Un excesivo contenido en acetileno no supone una excesiva mejora en cuanto a propiedades mecánicas, pero en cambio hace posible la producción de VGCF en el mínimo tiempo de fabricación.

4. El análisis morfológico de las fibras a través de microscopía electrónica de barrido, válido para establecer las diferencias entre las relaciones de fases catalítica/pirolítica para cualquier VGCF, no explica las diferencias en propiedades mecánicas entre las fibras ex-Metano y ex-(Metano+Acetileno) como una consecuencia de la relación de fases.

5. La difracción de rayos X explica las diferencias mecánicas entre las ex-Metano y las ex-(Metano+Acetileno) en términos del diferente grado de textura en sus respectivas fases pirolíticas.

6.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido realizado gracias al apoyo financiero de COLCIENCAS y del Programa Europeo "Human Capital and Mobility Program".

7.- REFERENCIAS

1.- G. G. Tibbets, J. Crystal Growth 73 (1985).
2.- A. Madroñero, *Possibilities for the vapour-liquid-solid model in the vapour grown carbon fibre growth process.* Journal of Materials Science, 30 (1995).
3.- K. Y. Portnoi, A. A. Mukaseev, V. N. Gribkov, Sov. Phys. Crystal. 19 (1974).
4.- A. Madroñero, *Growing mechanisms and mechanical behaviour of carbon fibres produced from hydrocarbon precursors.* The Second International Symposium on Composite Materials and Structures (Beijing (China), August 1992).
5.- G. G. Tibbets, *Vapor-Grown Carbon Fibres.* Carbon Fibers Filaments and Composites. Edited J. L. Figueiredo, C. A. Bernardo, R.T. K Baker and K. J. Huttinger. NATO ASI Series. 1989.
6.- M. Koedam. *Determination of small dimensions by difraction of a LASER beam.* Phillips Technical Review, Vol 27 (1966).

INFLUENCIA DE LAS CARACTERÍSTICAS SUPERFICIALES DE FIBRAS DE SÍLICE-ALÚMINA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE COMPOSITES.

Bautista M.C., Rubio J., Oteo J.L
Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC.
Ctra. Valencia, km. 24,300. Arganda del Rey 28500. Madrid. Tfno: 91-8711800. Fax: 91-8700550.

Resumen: En este trabajo se ha tratado de obtener información sobre la influencia que tienen las propiedades fisicoquímicas de las superficies de fibras de vidrio de sílice-alúmina en las propiedades mecánicas de un composite de matriz de polipropileno.

Las propiedades superficiales medidas han sido las de la componente de London y la constante fractal. Las propiedades mecánicas han sido las de tracción e impacto.

Los resultados obtenidos indican que la componente de London y la constante fractal influyen en el módulo de Young del composite. Sin embargo cuanto mayor es la energía de la superficie mayor es la adhesión y menor la resistencia al impacto.

Abstract: In this worl we have tried to analyze the influence of the physicochemical surface properties of silicoaluminate glass fibres on the mechanical properties of a polypropilene reinforced composite.

The measured physicochemical surface properties have been the London component of the surface free energy and the surface fractal dimension. The measured mechanical properties have been the tensile strength and fracture test.

The results showed that the London component and the fractal constant have a lightly influence in the Young modulus of composite. On the other hand the higher surface energy, the greater fibre-matrix adhesion on the lower fracture strength.

1.- INTRODUCCIÓN.

Dentro del campo de los materiales compuestos o composites de matriz orgánica, existe un gran interés en conocer los mecanismos físicos y químicos del sistema fibra-matriz (Drzal et. al. 1993). Dependiendo del sistema fibra-matriz la adhesión está influida por procesos mecánicos, fisicos, químicos o por cualquier combinación de estos.

En composites de matriz orgánica reforzados por fibras de vidrio, la interfase juega un papel muy importante (Piggot, 1982). Por ello ultimamente se ha dedicado mucho esfuerzo de investigación científica para conocer estos fenómenos.

En este trabajo hemos tratado de obtener información sobre la influencia que tienen las propiedades superficiales de fibras de sílice-alúmina en la resistencia mecánica de un material compuesto de matriz de polipropileno. Para ello se modificaron superficial-

mente las fibras de vidrio mediante diferentes tratamientos los cuales producen cambios significativos en la energía superficial. Como matriz se eligió polipropileno, pues este no presenta ningún tipo de interacción específica con centros activos de las fibras.

2.- EXPERIMENTAL.

Las fibras de sílice-alúmina (50-50 % moles) fueron suministradas por Ferro-Enamel Espanola S.A. Su diámetro fue de 2 llm. Estas fibras fueron cortadas a una longitud de 0,16 mm y lavadas con una mezcla de agua-acetona.

Las fibras fueron posteriormente tratadas con -APS y y-MPS, lixiviadas y aminadas con NH_3, para conseguir un cambio en las propiedades superficiales (Bautista, 1994).

Como matriz orgánica se utilizó polipropileno PP-Isplen 0-34 suministrado por Repsol Química, S.A.

Los materiales compuestos se obtuvieron mezclando PP con 20% de fibras de sílicealúmina a 190°C. Las propiedades mecánicas medidas fueron la de tracción e impacto según las normas ASTMD-638 y ASTMD-256 respectivamente.

Las propiedades medidas de las superficies de las fibras fueron las de la componente de London y la constante fractal. Su obtención se desarrolla en otra comunicación de este mismo Congreso (Rubio et al. 1995).

3.- RESULTADOS.

En la Tabla 1 se dan las propiedades fisicoquímicas de las fibras utilizadas. También se recoge el valor de la superficie específica de las fibras ya que éste da una idea de la porosidad existente en las mismas.

Propiedad superficie	Tratamiento de las fibras de sílice-alúmina				
	----	γ-APS	γ-MPS	Lixiv.	NH_3
γ_S^D (mJ.m^{-2})	42,6	1,5	25,7	106,5	32,0
D_S	2,0	2,0	2,0	2,9	2,5
Se (m^2/g)	0,26	0,16	0,20	16,00	0,60

Tabla 1.- Propiedades fisicoquímicas de las fibras de sílice-alúmina.

La superficie con más energía corresponde a la de la fibra lixiviada (γ_S^D), la cual a su vez tiene una superficie muy rugosa a escala molecular (D_S=2,9). La energía de la fibra tratada con NH_3 es análoga a la de la fibra sin tratar, sin embargo, su constante fractal es mucho mayor pues el tratamiento con NH_3 fue realizado sobre la fibra lixiviada. Puede verse en esta Tabla 1 como la constante fractal está relacionada con la superficie específica. Por otro lado las fibras tratadas con γ-APS y γ-MPS son las que poseen menor energía superficial, ya que estos agentes de acoplamiento se unen

principalmente a los puntos activos de las fibras. El tratamiento con γ-MPS da una superficie con más energía que con γ-APS lo que es debido a la cadena orgánica del γ-MPS una vez hidrolizado.

En la Tabla 2 se dan los valores del módulo de Young (E) y la resistencia al impacto para los composites obtenidos.

Propiedad mecánica	Tratamiento de las fibras de sílice-alúmina				
	----	γ-APS	γ-MPS	Lixiv.	NH_3
E (MPa)	850 ± 60	770 ± 30	760 ± 20	850 ± 40	800 ± 10
Izod. (MPa)	35 ± 2	60 ± 7	40 ± 1	34 ± 5	31 ± 1

Tabla 2.- Valores de las propiedades mecánicas de los composites estudiados.

Dado que el polipropileno no posee grupos fimcionales no son posibles las interacciones químicas fibra-matriz. Solamente podrán, llevarse a cabo las correspondientes fisicas y/o mecánicas. Una fuerte interacción física debe ocurrir para altos valores de la componente de London, mientras que una mayor interacción mecánica tendrá lugar para valores altos de la constante fractal o rugosidad superficial. No obstante las fibras lixiviadas que poseen alto valor de D_S deben contener gran cantidad de poros ya que su diámetro no varía pero si su superficie específica. En este sentido la resistencia mecánica de una fibra porosa debe ser menor que la de una que no lo es y por lo tanto la comparación debe de realizarse de una forma solamente cuantitativa.

Para fibras con un mismo valor de D_S y similar superficie especifica, pero diferentes valores de γ_S^D (columnas 2, 3 y 4 de las Tablas 1 y 2), el valor de E depende ligeramente de la energía superficial, sin embargo la resistencia al impacto se ve mucho más influenciada. Podría, pues, decirse que al aumentar la energía de la superficie de las fibras mayor es la interacción física fibra-matriz y esto conlleva a que el material sea más frágil.

Comparando los resultados de las fibras sin tratar y las tratadas con NH_3, que poseen parecidos valores de γ_S^D pero distintos de D_S y de superficie específica, puede decirse que al aumentar la rugosidad superficial (interacción mecánica) el valor de E disminuye. Sin embargo, si esto fuera cierto, las fibras lixiviadas con D_S=2,9 (recuerdese que $2 \leq D_S \leq 3$), debería poseer los peores valores. Como esto no ocurre, y su valor de E es uno de los más altos debe deducirse que la componente fractal de la fibra influye favorablemente en la resistencia del composite. El hecho de que el composite con fibra lixiviada, que posee los mayores valores de D_S y γ_S^D y por lo tanto debe tener las mayores interacciones físicas y mecánicas fibra-matriz, no alcance valores altos de E y de la resistencia al impacto debe de estar originado por la alta porosidad de la fibra (Bautista, 1994).

4.- CONCLUSIONES.

En este trabajo se han hecho alguna aproximaciones sobre la influencia de las características fisicoquímicas de superficies de fibras de vidrio de sílice-alúmina en las

propiedades mecánica de un composite de matriz de polipropileno. Como era de esperar el aumento de la energía superficial o rugosidad se favorece las interacciones fisicas y mecánicas fibra-matriz. Los resultados obtenidos no han podido ser cuantificados pues algunas de las fibras tratadas poseían extremada porosidad y sus propiedades mecánicas no eran análogas a las de las fibras sin poros.

5.- REFERENCLAS.

1.- Bautista C. *Tesis Doc.* U Autónoma de Madrid. 1994.
2.- Drzal L.T. & Madhunkor M. J. Mat. ci. **28**, p 569. 1993.
3.- Piggot M.R. *Prog. In Science and Eng of Composites.* ICCM-IV. Tokyo p 193 (1982).
4.- Rubio F., Rubio J., Oteo J.L. *Materiales Compuestos 95.* pp 41-46. Sevilla 1995.

CINÉTICA DE CURADO DE POLIÉSTERES INSATURADOS CON DIVERSAS COMPOSICIONES MODIFICADOS CON POLÍMEROS LÍQUIDOS

De la Caba K.; Franco M.; Martín M.D; Andrés M.A.; Mondragon I.
Departamento Ingeniería Química y M. Ambiente. Escuela Universitaria Ingeniería Técnica Industrial de San Sebastián. Universidad del País Vasco / Euskal Herriko Unibertsitatea. Avda. Felipe IV, 1B. 20011 San Sebastián. Tfno: 943-455022. Fax: 943-471097

Resumen: Se ha estudiado el efecto de la composición de dos resinas poliéster insaturadas, Estratil 1.112 y G102, a la temperatura de 80°C, así como el efecto de la adición de distintos porcentajes de un polímero líquido reactivo en la cinética de curado.

Para el caso de las resinas sin modificar se ha observado que la diferente relación molar de dobles enlaces de estireno frente a los de poliéster influye tanto en la conversión del poliéster como en la de estireno. Por otra parte, la adición del polímero líquido no afecta a la conversión de poliéster, mientras que la de estireno disminuye considerablemente.

Abstract: The effect of composition on the curing kinetics of two unsaturated polyester resins, Estratil 1.112 and G102, and the addition of different amounts of a liquid polymer has been studied at 80°C.

For the unmodified system, the initial molar ratio of styrene to polyester C=C bonds affects the styrene and polyester C=C bonds conversion. On the other hand, the addition of the liquid polymer does not affect the polyester C=C bonds conversion but decreases the styrene conversion.

1.- INTRODUCCIÓN

Actualmente el procesado de resinas termoendurecibles está recibiendo una creciente atención por parte de la industria. Para mejorar el procesado o las propiedades finales se suelen añadir otros componentes que, por ejemplo, sirven para controlar la contracción de moldeo. El procesado de estas resinas requiere un buen conocimiento de la cinética de polimerización durante el curado.

La cinética de curado de las resinas de poliéster insaturado es bastante compleja debido a que tienen lugar varios tipos de reacciones simultáneamente. En la iniciación, el iniciador se descompone dando lugar a radicales libres, que durante la propagación reaccionan con el estireno o con el poliéster. Las posibles reacciones entre las cadenas de polímero son las siguientes: copolimerización estireno-poliéster, homopolimerización del estireno u homopolimerización del poliéster, dependiendo de las condiciones de

curado (Funke et al. 1962, Sakaguchi et al. 1974, Cook et al. 1978, Yang et al. 1988, Jacobs et al. 1992, Salla et al. 1994).

El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de la composición de la resina en la cinética de curado utilizando espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier. Para ello se utilizan dos resinas diferentes, Estratil 1.112 y G102, cuyas composiciones han sido analizadas por resonancia magnética nuclear. Ambas resinas difieren en la concentración de estireno y en la relación de dobles enlaces estireno-poliéster. Además del efecto de la composición, también se analizará el efecto de la adición de termoplástico en las conversiones, tanto de estireno como de poliéster.

Los tiempos de gelificación obtenidos por viscosimetría, así como los tiempos de vitrificación obtenidos por análisis dinámico-mecánico-térmico se relacionan con los resultados de conversión obtenidos por espectroscopía infrarroja.

2.- EXPERIMENTAL

Materiales

Se han utilizado dos resinas de poliéster insaturado de distinta composición. Dicha composición ha sido analizada por resonancia magnética nuclear Varian VXR 300 MHz NMR). La resina Estratil 1.112, suministrada por Plastiform, contiene anhídrido ftálico PA), propilenglicol (PG), dietilenglicol DEG) y anhídrido maleico. El pico correspondiente al anhídrido maleico es muy pequeño debido a que el maleato se isomeriza a fumarato durante la síntesis de la resina. La composición calculada para la resina Estratil 1.112 es la siguiente: PA: FA: PG: DEG = 1: 0.64: 1.02: 1.47. La relación molar de dobles enlaces d estireno frente a los de poliéster, S/E, es aproximadamente 2:1. La resina G102, suministrada por Cromogenia Units, tiene la siguiente composición: PA: FA: PG = 1: 0.50: 1.95, y la relación molar S/E es 3:1.

Como catalizador, se ha empleado una disolución al 50% de per6xido de metil etil cetona (Diprometil LA-50-R). La concentración empleada en todos los ensayos ha sido del 2% en peso.

Como polímero líquido se ha utilizado polióxido de propilentriamina, POPTA, de nombre comercial Jeffarnine T-5000, suministrado por Texaco. Las resinas se han mezclado con el modificador y posteriormente con el catalizador a temperatura ambiente.

Medidas cinéticas por espectroscopía infrarroja

El seguimiento del consumo de dobles enlaces de poliéster y estireno se ha realizado con un espectrofotómetro infrarrojo con transformada de Fourier, FTIR, (Perkin-Elmer 16 PC) con una resolución de 2 cm^{-1}. Una vez mezclados los reactantes, se coloca una gota de la muestra entre dos pastillas de KBr que se sitúan en la cámara de temperatura, que mantiene ésta constante. Se realizan diez barridos desde 4000 a 400 cm^{-1} cada tiempo de muestreo.

La conversión de dobles enlaces de estireno y poliéster se sigue por los cambios de los picos característicos. En este estudio, el pico a 1730 cm^{-1} se toma como referencia. El consumo de dobles enlaces de poliéster se determina por la variación del pico a 982 cm^{-1}, mientras que el de estireno, por el de 912 cm^{-1}.

Medidas reológicas en régimen estacionario

Las medidas del tiempo de gelificación se han realizado en un viscosímetro Haake,

modelo RV20. Se han empleado unos 60 g de muestra que se colocan en un recipiente cilíndrico de aluminio. Un rotor de 16 mm de diámetro se sumerge en la muestra y se mide la viscosidad a una velocidad de 1.03 s^{-1}. Se toma como tiempo de gel aquél en el que la viscoidad alcanza un valor de 1000 Pa.s.

Medidas reológicas en régimen oscilatorio

Para la medida de los tiempos de vitrificación se ha empleado el viscoanalizador Metravib. En este caso se introducen unos 4 g de muestra en un cilindro de acero de 10 mm de diámetro en el que se sumerge un vástago de 1 mm de diámetro. La frecuencia empleada en los ensayos es de 10 Hz. Durante la reacción se miden los valores de los módulos de almacenamiento (G') y disipación (G"), así como el factor de pérdidas (tan δ). Se considera tiempo de vitrificación aquél en el que el valor de G" se hace máximo.

3.- RESULTADOS

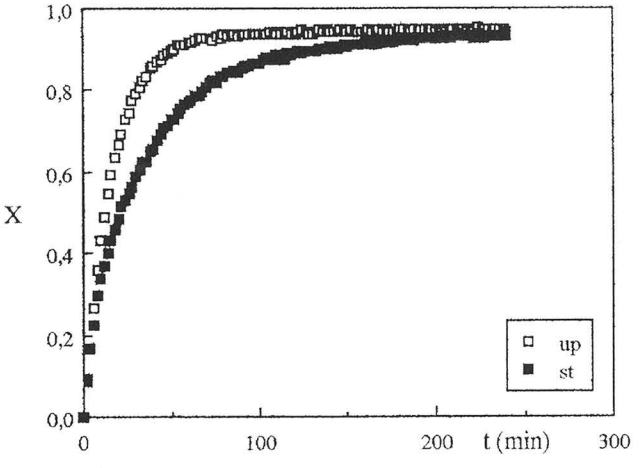


Figura 1.- Conversiones de poliéster y estireno vs tiempo para Estratil 1.112.

La figura 1 muestra la conversión de dobles enlaces de poliéster y estireno obtenidas por FTIR a 80°C para el sistema con Estratil 1.112. Las conversiones de los grupos vinilenos de poliéster y estireno son similares al comienzo de la reacción. Este primer estadio tiene lugar antes de alcanzarse el punto de gel 8 min.) a una conversión aproximada del 20%, como se indica en la bibliografía (Lee et al. 1987). Este hecho se debe a que a bajas conversiones, la densidad de reticulación no es lo suficientemente alta como para influir los mecanismos de propagación de los grupos vinilenos. Después del 20% de conversión, el cambio en la conversión de dobles enlaces del estireno disminuye, mientras que la debida a los del poliéster aumenta rápidamente. La diferencia entre ambas conversiones disminuye al continuar la reacción y en los últimos estadios, la conversión de dobles enlaces del estireno aumenta considerablemente. Este hecho se debe a la alta reticulación de la red formada. Una vez que la vitrificación tiene lugar (98 min.), las reacciones de propagación se ven controladas difusionalmente y la movilidad

de los grupos vinilenos en las moléculas de estireno se ve menos afectada, debido a su menor tamaño, que en las moléculas de poliéster.

En el caso del sistema con la resina G102, la diferencia entre las conversiones finales de dobles enlaces de estireno y poliéster es mayor. Hay que tener en cuenta que en este caso la conversión final de dobles enlaces de poliéster es mayor que para los sistemas con Estratil 1.112. Este hecho se puede deber a la rnayor relación molae S/E para el caso de la resina C102, lo que aumentaria el efecto de hinchamiento del estireno, de forma que la estructura de los microgeles sería menos compacta, la difusión más fácil y permanecerían menos dobles enlaces atrapados en la estructura del microgel.

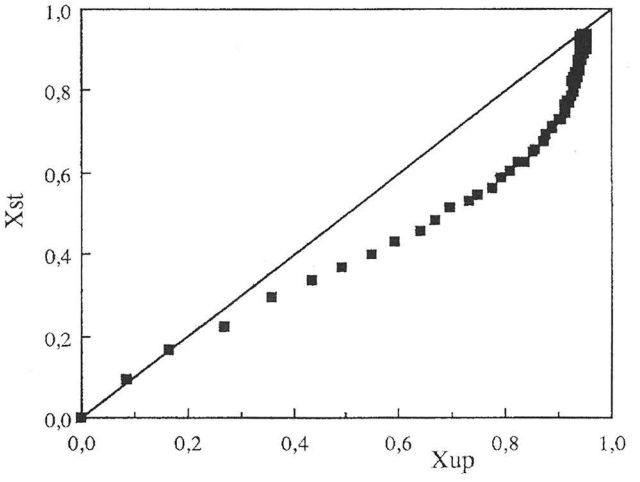


Figura 2.- Conversión de estireno vs a la de poliéster para Estratil 1.112.

La figura 2 muestra los perfiles de conversión de estireno frente a poliéster para el sistema con Estratil 1.112. A bajas conversiones, las conversiones de dobles enlaces de poliéster y estireno son aproximadamente iguales, lo que es característico de la copolimerización azeotrópica representada por la línea de 45°. A conversiones mayores, los puntos aparecen por debajo de esta línea indicando una mayor conversión de dobles enlaces de poliéster que de estireno. Finalmente, en el último estadio de la reacción, una línea casi vertical indica que la conversión de dobles enlaces de estireno es mayor que la de los del poliéster.

Para el caso de los sistemas con G102, como ocurre para el Estratil 1.112, al principio de la reacción tiene lugar la copolimerización azeotrópica hasta el momento de la gelificación. Este hecho no se ve en la representación de los perfiles relativos de conversión tan claramente como para el Estratil 1.112, ya que la conversión en el punto de gel es menor del 5% en este caso. Valores similares se pueden encontrar en la bibliografía (Kenny et al. 1990, Hsu et al.l993). Teniendo en cuenta la diferencia en la relación molar S/E de ambas resinas, se podría explicar la menor velocidad inicial de reacción del sistema con G102 debido al efecto de dilución del estireno (Yang et al. 1987), de forma que la concentración relativa de dobles enlaces de poliéster sería menor, lo que

también explicaría los mayores tiempos de gelificación y vitrificación (14 y 190 min. respectivamente).

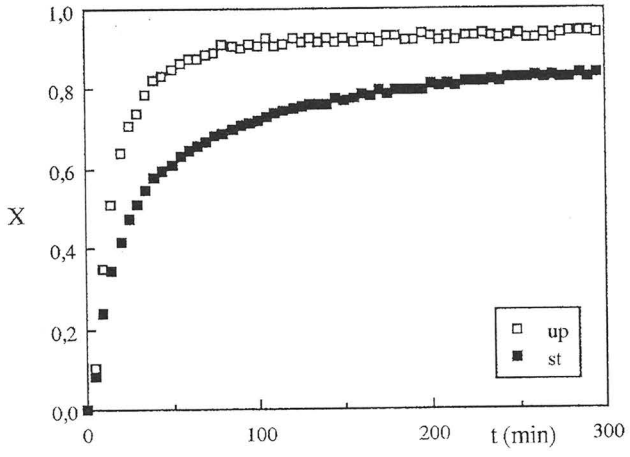


Figura 3.- Conversiones de poliéster y estireno vs tiempo para Estratil 1.112 modificado con el 10% de POPTA.

La figura 3 muestra las conversiones de dobles enlaces de poliéster y estireno para el sistema con Estratil 1.112 modificado con un 10% de polióxido de propilentriamina, POPTA. Comparando esta figura con la figura 1, se puede observar que la conversión de dobles enlaces de poliéster es similar a la del sistema sin modificar. Sin embargo, la conversión de grupos vinilenos del estireno disminuye. Este mismo hecho se ha encontrado para el sistema con G102 modificado, aunque en este último caso la conversión de dobles enlaces de poliéster también sufre una ligera disminución, aunque algo menor que para el caso del estireno.

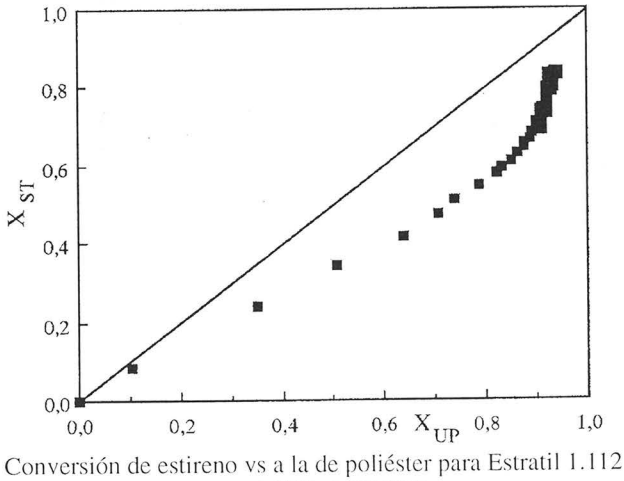


Figura 4.- Conversión de estireno vs a la de poliéster para Estratil 1.112 modificado con el 10% de POPTA.

La figura 4 muestra la conversión relativa de dobles enlaces de estireno frente a los de poliéster para el sistema con Estratil 1.112 modificado con un 10% de POPTA. Se puede observar, comparando con la figura 2, que la curva aparece por debajo de la obtenida para el sistema sin modificar ya que, como se ha dicho anteriormente, la conversión de grupos vinilenos de poliéster se mantiene constante, pero la de estireno disminuye. Para el caso del sistema con G102 modificado, esta diferencia es mucho menor, ya que la conversión de dobles enlaces de poliéster también disminuye con la adición de POPTA.

Estos resultados son similares a los obtenidos con sistemas modificados con distintos porcentajes de POPTA (5 y 20%).

4.- CONCLUSIONES

En este estudio se han empleado dos resinas de distinta composición a las que se han adicionado distintos porcentajes de polióxido de propilentriamina, POPTA. Ambas variables se han tenido en cuenta: el efecto de la composición, fundamentalmente la distinta relación molar S/E, y el efecto de la adición del POPTA.

Por una parte, el aumento en la relación molar provoca un aumento de la conversión final de dobles enlaces de poliéster debido al mayor efecto de hinchamiento provocado por un mayor contenido de estireno, lo que reduciría los dobles enlaces que quedan atrapados en la estructura del microgel.

Por otra parte, la adición de POPTA produce una disminución de la conversión de dobles enlaces del estireno. En el caso del sistema con G102 modificado, la adición de POPTA también provoca una disminución en la conversión de dobles enlaces de poliéster.

5.- REFERENCIAS

1.- Cook W. D. & Delatycki O., J. Macromol. Sci., Chem., **A12**, pp 769, 1978.
2.- Funke W. & Hamann K., Mod Plast., **39**, pp 147, 1962.
3.- Hsu C. P. & Lee J. L., Polymer, **34**, pp 4517, 1993.
4.- Jacobs P. M. & Jones F. R., Polymer, **33**, pp 1418, 1992.
5.- Kenny J. M., Maffezzoli A. & Nicolais L., Compos. Sci. Tech., **38**, pp 339, 1990.
6.- Lee S. D. & Han C. D., Polym. Eng. Sci., **27**, pp 955, 1987.
7.- Sakaguchi K., J. Macromol. Sci., Chem., **A8**, pp 477, 1974.
8.- Salla J. M. & Ramis X., J. Appl. Polym. Sci., **51**, pp 453, 1994.
9.- Yang Y. S. & Lee L. J., Polym. Proc. Eng., **5**, pp 327, 1987.
10.- Yang Y. S. & Lee L. J., Polymer, **29**, pp 1793, 1988.

MATRICES EPOXI DE ALTAS PRESTACIONES CURADAS CON ANHÍDRIDOS

Corcuera, M.A., Balmont, V., Eceiza, A., Andrés, M.A. y Mondragon, I.
Dpto. Ingeniería Química y Medio Ambiente. Escuela Universitaria de Ingeniería Técnica Industrial (Universidad del País Vasco / Euskal Herriko Universitatea). Avda. Felipe IV, 1B. 2011 San Sebastián. Tfno: 943-455022. Fa: 943-471097

Resumen: Este trabajo estudia la chemo-reología y la conducta viscoelástica y mecánica de sistemas epoxi de altas prestaciones basados en resinas de tipo tetraglicidil éter de diamino difenil metano (TGDDM) curadas con anhídridos cicloalifáticos empleando un extenso rango de relaciones estequiométricas.

Abstract: The chemo-rheological and viscoelastic and mechanical behaviour of high performance epoxy systems based on tetraglycidyl ether of diamine diphenyl methane (TGDDM) cured with cycloaliphatic anhydrides has been studied. A wide range of stoichiometric relation has been analyzed.

1.- INTRODUCCIÓN

Las resinas epoxi han sido ampliamente usadas en muchas aplicaciones, tales como para encapsulaciones, adhesivos, recubrimientos y composites de altas prestaciones. Las propiedades de los sistemas curados con resinas epoxi están determinadas por la formulación y el grado de curado alcanzado (May, 1988).

Existe un gran número de agentes de curado para las resinas epoxi, dando lugar a diferentes propiedades. Estos agentes se pueden clasificar en dos grupos principales, las aminas y amidas y los anhídridos de ácido.

En este trabajo se han elegido como agentes de curado anhídridos de ácido. Estos permiten obtener una elevada estabilidad térmica en los sistemas curados y por ello se utilizan en aplicaciones eléctricas (Lee, 1960).

El objeto de este trabajo es el estudio chemo-reológico, el análisis cinético y el comportamiento dinámico-mecánico de una resina epoxi tetrafuncional curada con anhídridos cíclicos para diferentes estequiometrías y varias temperaturas de curado.

2.- EXPERIMENTAL

La resina epoxi empleada es el 4,4'-tetraglicidil diamino difenil metano (TGDDM), distribuida por Ciba-Geigy y denominada comercialmente como MY-9512.

Los agentes de curado son: el anhídrido cis-1,2,3,6-tetrahidroftálico (THPA) y el anhídrido cis-hexahidroftálico (HHPA), de la marca comercial Fluka.

La relación estequiométrica de la mezcla se define teniendo en cuenta que cada grupo epoxi, en este caso, reacciona con un grupo anhídrido.

Las muestras fueron preparadas mezclando la resina con el endurecedor para relaciones estequiométricas comprendidas entre 1:0.4 a 1:1.0 equiv. epoxi/equiv. anhídrido. La resina fue mantenida durante unos minutos en un baño de aceite a 50°C para el caso del HHPA y a 100°C para el THPA, antes de la adición del anhídrido. Posteriormente se adicionó el anhídrido en pequeñas cantidades y con agitación hasta que se obtuvo una mezcla homogénea, aproximadamente 10 min en ambos casos. Estas mezclas así obtenidas se utilizaron para los diferentes ensayos.

Para la preparación de probetas de cara al estudio del comportamiento dinámico: mecánico y la conducta mecánica, la mezcla se introduce en un molde y se somete a un proceso de curado y posterior post-curado. Las probetas fueron mecanizadas a partir de las placas así obtenidas para los diferentes ensayos.

Para las medidas de viscosidad en régimen permanente se ha utilizado un rotovisco RV20 Haake, a velocidad de giro del rotor constante de 1,035 s^{-1}, variando la temperatura. La viscosidad dinámica se ha medido en un viscoanalizador Metravib a frecuencia costante de 10 Hz para diferentes temperaturas.

El análisis cinético se ha llevado a cabo usando un espectrofotómetro infrarrojo con transformada de Fourier (FT-IR), Perkin Elmer, 16PC acoplado a una cámara de temperatura, donde la muestra se coloca entre dos pastillas de KBr, así como análisis calorimétrico usando un calorímetro diferencial de barrido DSC-7, Perkin Elmer; en este caso la muestra se coloca en cápsulas de aluminio empleando de 7 a 9 mg de muestra.

El análisis dinámico-mecánico-térmico fué realizado en un viscoanalizador Metravib a frecuencia constante de 10 Hz y una velocidad de calentamiento de 3°C/min sobre probetas de dimensiones 60x12x10 mm de dimensiones.

Las propiedades mecánicas se han determinado a temperatura constante en una máquina universal de ensayos Instron, modelo 4206, utilizando ensayos de flexión a tres puntos.

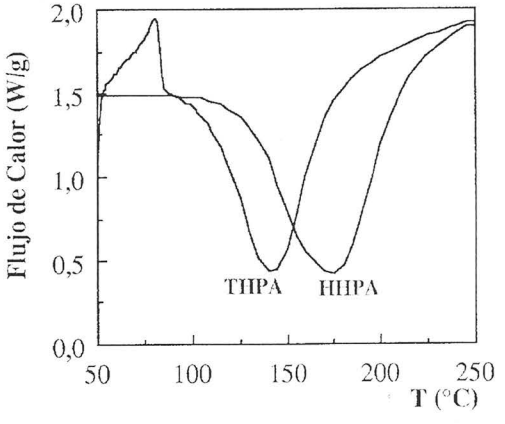


Fig. 1.: Varación del flujo de calor para los sistemas TGDDM/anhídrido

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra la variación del flujo de calor con respecto a la temperatura realizado para ambos sistemas TGDDM/THPA y TGDDD/HHPA a 10°C/min.

En el caso del sistema TGDDM/THPA se obtuvieron dos picos, el que aparece a menor temperatura (endotérmico) es el correspondiente a la fusión del THPA y el segundo (exotérmico) a la reacción que tiene lugar. Si se comparan ambos sistemas, se puede observar que la matriz que contiene THPA reacciona más rapidamente que la curada con HHPA. Las entalpías de reacción para ambos sistemas son similares para cada relación estequiométrica.

El estudio cinético llevado a cabo con DSC se ha realizado isotérmicamente a distintos tiempos, efectuándose seguidamente un barrido dinámico para calcular la entalpía residual (Hr) a cada tiempo de curado y calculando el grado de conversión de la reacción mediante la ecuación:

$$x = (\Delta H - \Delta H_r)/ H$$

donde ΔH es la entalpía obtenida de un barrido dinámico sobre la mezcla inicial.

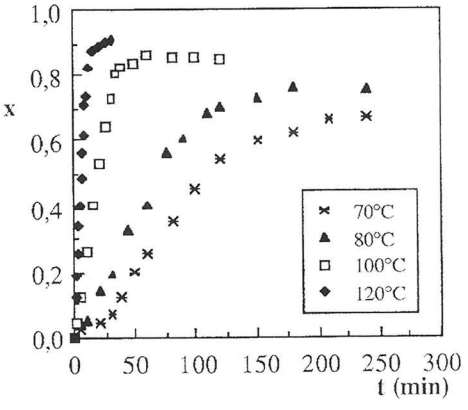


Fig 2.: Grado de conversión para el sistema TGDDM/l'HPA a diferentes temperaturas

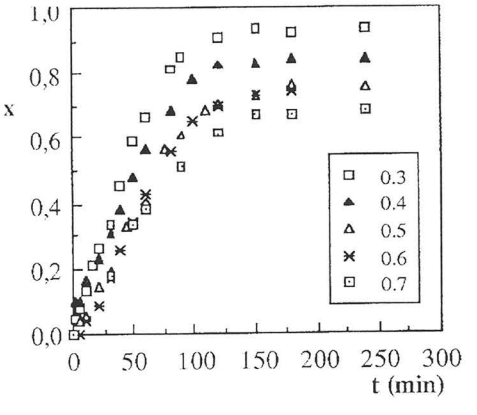


Fig 3.: Grado de conversión del sistema TGDDM/IHPA para diferentes composiciones a 80°C

La figura 2 refleja como para una determinada composición, el sistema reacciona más rápidamente cuanto mayor es la temperatura. Mientras que en la figura 3 se puede observar como manteniendo la temperatura constante se alcanza para un mismo tiempo mayores conversiones globales cuanto menor es la composición, a pesar de que la conversión del grupo epoxi es menor.

Por otra parte, la figura 4 muestra las curvas reológicas (variaciones del módulo de almacenamiento (G') y módulo de disipación (G") y de la tangente de pérdidas (tan δ) en función del tiempo de curado para una mezcla a temperatura constante. Se pueden definir dos puntos característicos: 1) gelificación que se produce en la zona entre t_1 y t_2, que corresponde al primer plató de la curva G' (t_2), aunque otros autores definen el punto de gelificación como el tiempo al cual G' = G" ($t_{g''}$) (Winter, 1987) y 2) vitrificación, que corresponde con el máximo valor de G" (t_3).

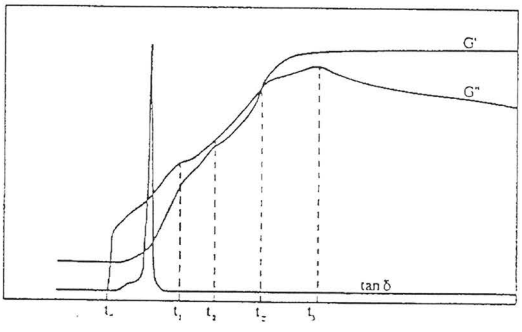


Fig 4.: Variación de las propiedades dinámico-mecánicas durante el proceso de curado

Los tiempos de gel así obtenidos, con el criterio G' = G", son ligeramente superiores a los obtenidos mediante medidas de viscosidad en régimen estático (μ = 1000 Pa.s) (Apicella, 1984). Las energías de activación obtenidas a partir de los tiempos de gel se muestran en la tabla I.

Tabla I.- Energías de activación (kJ/mol) para el sistema TGDDM/THPA

	Estática	Dinámica
E_a (kJ/mol)	75.00	71.74

A través del análisis dinámico-mecánico-térmico (DMTA) se han relacionado las propiedades dinámicas con variables tales como:

- Relación estequiométrica del sistema resina/endurecedor comprendidas entre 1:0.3 y 1:1.0
- Proceso de post-curado realizado sobre la mezcla.

En todas las muestras se ha partido de probetas mecanizadas procedentes de placa curada en un molde isotérmicamente a 120°C durante 2 h. Las condiciones de post-curado han sido un primer curado de 2 h a 170°C y un segundo post-curado de 2 h a 200°C. En el rango de temperatura que se ha realizado el DMTA, sólo se observa la relajación α, que se asocia habitualmente a la temperatura de transición vítrea del material (Tg).

En la figura 5 se puede apreciar la relajación a, para la matriz TGDDM/THPA, como varía en función del porcentaje de endurecedor. Se puede observar que al aumentar la cantidad de endurecedor la curva de tan δ se hace cada vez más pequeña y ancha. Esto es debido a que el aumento del porcentaje de endurecedor conlleva una mayor reticulación del sistema y en consecuencia una mayor tempetura de transición vítrea, ya que la red obtenida es más perfecta.

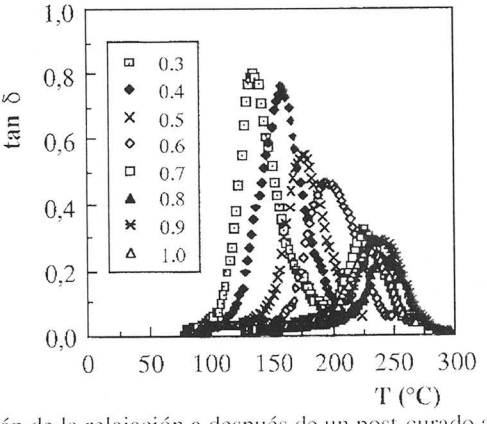


Fig. 5: Variación de la relajación a después de un post-curado adicional a 200°C

Es bien conocido que las propiedades mecánicas dependen de la estructura química y de la arquitectura molecular por un lado, y del volumen libre, densidad de reticulación y de su distribución por otro lado (Nielsen,1974). Se han medido las propiedades mecánicas de las probetas obtenidas de los moldes tras varios ciclos de curado.

La variación del módulo elástico (E) en función del contenido del agente de curado para mezclas, TGDDM/HHPA con r<0.9 para diferentes ciclos de curado se muestra en la figura 6. Las muestras con elevada Tg presentan un menor módulo y ésto puede ser debido a que el espacio intermolecular es mayor en estas mezclas. Además, se hace claramente evidente una disminución de la rigidez de estos materiales para r>0.4 a medida que el ciclo de curado es más completo. Ello, sin duda, se debe a que a medida que r incrementa se consigue aumentar la conversión del grupo epoxi al realizar sucesivas etapas de curado.

Aunque no mostrado, la resistencia de estas mezclas frágiles sigue un comportamiento similar al del módulo elástico.

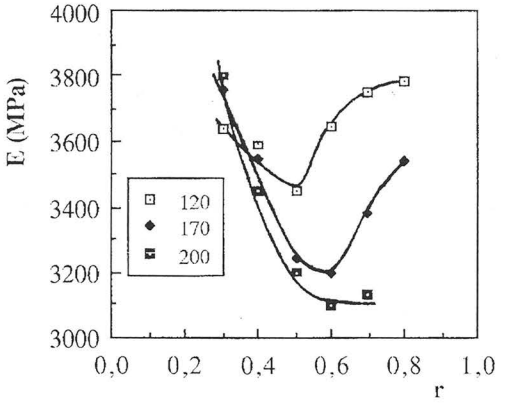


Fig.6.: Variación del módulo elástico con la composición para el sistema TGDDM/HPA

4.- REFERENCIAS

1.- Apicella A., Masi P. and Nicolais, L.; Rheol. Acta, 23, 291, 1984.
2.- Lee H.; Mat. Res. Std., 3, 1592, 1960.
3.- Nielsen L.E., Mechanical Properties of Polymer and Composite, Vol. 2, Marcel Dekker, Inc. New York 1974.
4.- May C. A; Epoxy Resins. Chemistry and Tecnology, Marcel Dekker, New York,
5.- Winter H. H.; Polym. Eng. and Sci., 27, 22, 1987.

MEJORA DE LAS PROPIEDADES DE LAS BREAS COMO PRECURSORES DE MATRICES DE MATERIALES COMPUESTOS MEDIANTE TRATAMIENTOS PREVIOS

Menéndez R.[1]; Fernández J.J.[1]; Figueiras A.[1]; Granda M.[1]; Bermejo J.[1]; Bonhomme J.[2]; Belzunce J.[2]

[1] Instituto Nacional del Carbón, CSIC.
La Corredoria s/n, Apto. 73, Oviedo 33080-Asturias. Tfno: 98 5280800. Fax: 98 5297662

[2] Instituto Tecnológico de Materiales de Asturias.
Parque Tecnológico de Asturias, Coruño (Llanera) 33428-Asturias. Tfno: 98 5265307. Fax: 98 5265574.

Resumen: El presente trabajo se centra en la optimización de las breas mediante tratamientos previos de polimerización que permitan mejorar el rendimiento en carbono y densidad de los materiales compuestos resultantes. Materiales compuestos unidireccionales obtenidos por el procedimiento de impregnación líquida a partir de dos breas comerciales y las mismas tratadas con aire y negro de humo se caracterizaron por microscopía óptica y SEM. El comportamiento mecánico de los materiales a cortadura interlaminar y flexión se discute en términos de sus características estructurales (porosidad, textura óptica e interacción fibra/matriz) y composición química de las breas.

Abstract: This work is concerned with the optimization of pitch utilization by subjecting the pitches to different pre-treatments in order to promote the polymerization of the components of pitch which could improve carbon yield and density of the subsequent carbon materials. This paper reports on the effects of air-blowing and carbon black additions on the properties of resultant composites. The composites are characterized using SEM and optical microscopy in terms of fibre/matrix interactions, porosities and optical textures of the matrices. Mechanical properties of the uni-directional composites are discussed in terms of composite structure and chemical composition of pitch precursors.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos C/C fibro-reforzados poseen una extensa gama de aplicaciones industriales, debido al amplio espectro de propiedades que presentan, las cuales dependen no sólo de la fibra sino también de las características de la matriz. La matriz carbonosa juega un papel muy importante en las propiedades finales de los materiales. Teniendo en cuenta que su microestructura viene determinada por las propiedades físico-químicas del precursor, es evidente la importancia que adquiere la adecuada elección y/o preparación del mismo.

En los últimos años, las breas han demostrado ser precursores adecuados para la preparación de matrices de materiales compuestos debido a su relativo bajo coste y su excelente grafitizabilidad. Sin embargo, para su aplicación en la obtención de matrices de alta densidad, las breas comerciales presentan el inconveniente de que desarrollan una elevada porosidad durante su carbonización lo que hace necesario una posterior densificación con el consiguiente encarecimiento del producto final.

Las propiedades de las breas se pueden mejorar sustancialmente sometiéndolas a diferentes tratamientos previos que promuevan la polimerización de sus componentes, aumentando así el rendimiento en carbono y la densidad de los materiales resultantes. En este sentido, el tratamiento oxidativo de la brea ha demostrado ser muy efectivo, ya que promueve una polimerización a bajas temperaturas (Barr y Lewis 1978, Hein 1990 y Yanagisawa y Suzuki 1993), la cual aumenta el peso molecular promedio de sus componentes, evitando su destilación y eliminación durante el proceso de carbonización. La adición de negro de humo (Kanno y col. 1994) seguida de tratamiento térmico es también beneficiosa, ya que provoca una reducción en la expansión volumétrica de las breas y la retención de los componentes más ligeros con el consiguiente aumento del rendimiento en carbono.

Los resultados presentados en este trabajo están en relación con el empleo de tratamiento oxidativo y adición de negro de humo en la modificación de breas comerciales, para mejorar sus propiedades como precursores de matriz de materiales compuestos. La estructura y propiedades de los materiales resultantes son comparadas con aquellas de los materiales obtenidos a partir de las breas sin modificar en términos de su microstructura (textura óptica y porosidad) y comportamiento mecánico.

2. EXPERIMENTAL

Dos breas de alquitrán de hulla comerciales (CTP-A, brea ligante y CTP-B, brea de impregnación) se sometieron a un tratamiento oxidativo y otro térmico con adición de negro de humo.

El procedimiento seguido en el tratamiento oxidativo fue similar al descrito previamente en la literatura por Barr y col. 1978. 1000 g de brea tamizada a un tamaño ≤ 6 mm se precalentaron a 175°C durante 30 min en un sistema de agitación continua bajo atmósfera de nitrógeno. A continuación se incrementó la temperatura hasta 250, 275 y 300°C a 3°C min^{-1} bajo un flujo de 80 l h^{-1} de aire, manteniendo estas condiciones durante 14 h para la brea CTP-A y 18 h para la brea CTP-B. Las propiedades de las breas originales y tratadas se muestran en la Tabla 1.

El tratamiento térmico con adición de negro de humo se realizó sobre una brea de impregnación, cuyas características se resumen en la Tabla 2. Para ello, 300 g de esta brea se mezclaron con 9 g de negro de humo (Ketchem Black, 30 nm diámetro de partícula, 800 m^2 g^{-1} de superficie especMca BET, 360 ml/100 g de DBP y pH=9). A continuación, se dispuso la mezcla en un reactor de 500 ml de capacidad y se calentó a 400, 425, 430 y 450°C a 5°C min^{-1} durante 5 h, excepto en el caso de 430°C, en el que el calentamiento se prolongó hasta las 10 h. El tratamiento térmico se realizó bajo atmósfera de nitrógeno a reflujo, con una agitación de 600 rpm, que se mantuvo durante el enfriamiento de la brea para evitar la posible segregación del negro de humo. Se aplicó el mismo tratamiento a la brea sin agregar el negro de humo, para estudiar el efecto del propio tratamiento térmico.

Las breas resultantes de ambos tratamientos fueron caracterizadas mediante extracción selectiva con disolventes, análisis elemental, punto de reblandecimiento,

Tabla 1. Propiedades de las breas obtenidas por traamiento oxidativo.

Brea	Tratamiento	Análisis Elemental (daf, %)					C/H[2]	PR[3]	RC[4]	IT[5]	IQ[6]
		C	H	N	S	O[1]					
CTP-A	--	93,7	4,1	1,1	1,1[7]	-	1,9	72	48,4	35,7	13,0
CTP-A1	250°C/Aire	93,8	3,5	1,1	0,3	1,3	2,2	151	70,8	59,8	39,3
CTP-A2	275°C/Aire	94,0	3,5	1,1	0,4	1,0	2,2	171	72,1	62,6	49,2
CTP-A3	300°C/Aire	93,2	3,4	1,0	0,5	1,9	2,3	223	79,4	70,0	53,5
CTP-B	--	92,0	4,5	1,1	0,5	1,9	1,7	54	35,2	20,8	3,0
CTP-B1	250°C/Aire	92,7	4,0	1,1	0,4	1,8	1,9	148	62,4	52,7	39,2
CTP-B2	275°C/Aire	93,1	4,1	1,2	0,4	1,2	1,9	164	64,4	53,8	42,9
CTP-B3	300°C/Aire	92,7	4,0	1,1	0,6	1,6	1,9	219	67,9	60,5	45,9

[1] determinado por diferencia
[2] relación atómica C/H
[3] punto de reblandecimiento (TMA), °C
[4] rendimiento en carbono, %
[5] insolubles en tolueno, %
[6] insolubles en quinoleina, %
[7] determinado como S+O

Tabla 2. Propiedades de las breas tratadas con negro de humo (NH).

Tratamiento	Análisis Elemental (%)				PR[2]	RC[3]	RC[4]
	C	H	N	S+O[1]			
-----	92,4	4,5	1,0	2,1	50	35,2	35,2
400°C-5h							
Sólo Brea	93,1	4,4	1,0	1,5	70	43,7	42,4
3 % NH	93,0	4,5	1,0	1,5	58	46,1	44,0
425°C-5h							
Sólo Brea	93,3	4,3	1,1	1,3	80	53,3	48,5
3 % NH	93,3	4,3	0,9	1,5	67	54,3	51,2
430°C-10h							
Sólo Brea	94,0	3,9	0,9	1,2	92	66,3	57,0
3 % NH	94,0	4,0	1,0	1,0	100	71,1	64,4
450°C-5h							
Sólo Brea	94,1	3,9	0,9	1,1	108	67,4	56,6
3 % NH	94,0	3,8	0,9	1,3	167	72,3	64,8

rendimiento en carbono e insolubles en tolueno y quinoleina (Fernández y col. 1995).

Los materiales compuestos unidireccionales C/C se prepararon a partir de cada de una de las breas originales y tratadas, empleando las mismas condiciones y el mismo tipo de fibra. El esquema de preparación de los materiales se resume en la Figura 1. La caracterización de los mismos se llevó a cabo mediante microscopía óptica (porosidad y textura óptica de la matriz) y SEM. Las propiedades mecánicas se determinaron me-

diante evalución de la resistencia a cortadura interlaminar y resistencia a flexión, de acuerdo con las normas ISO 4585 y ASTM D2344-84.

3. DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

3.1. Influencia del Tratamiento Oxidativo de las Breas en la Estructura y Propiedades de los Materiales

El alto grado de polimerización alcanzado por los componentes de la brea ligante (CTP-A) en las condiciones más severas, 275 y 300°C, dificultó la preparación de los correspondientes materiales compuestos, debido a su escasa y heterogénea mojabilidad con las fibras de carbono. Por ello, en el presente estudio los resultados que se exponen a continuación corresponden mayoritariamente a los materiales obtenidos a partir de las breas de la serie de oxidación CTP-B.

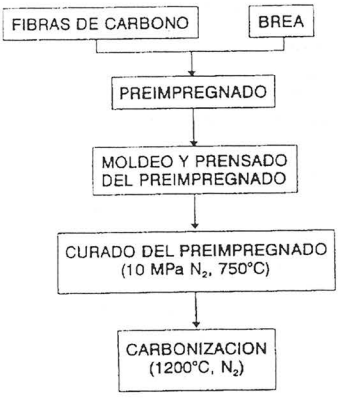


Figura 1. Esquema del proceso de preparación de materiales compuestos unidireccionales.

El tratamiento oxidativo de las breas produjo distinto efecto en la microstructura de la matriz carbonosa de los materiales dependiendo de la brea de partida. La serie de oxidación CTP-A dio lugar a materiales compuestos con matrices en las que se promovió el desarrollo de estructuras cristalinas de mayor tamaño que en la brea original (dominios, > 10 μm). En cambio, en los materiales obtenidos a partir de la serie de oxidación CTP-B, el tratamiento oxidativo trajo consigo el desarrollo de estructuras cristalinas de menor tamaño (mosaicos, < 10 μm), localizadas dentro de la matriz, junto con dominios orientados entorno a las fibras. La cantidad de mosaicos aumentó ligeramente con la severidad del tratamiento de la brea. En cuanto a la porosidad del material (determinada por microscopía óptica), el tratamiento oxidativo produjo un ligero aumento en la serie CTP-B donde los valores variaron de 13 a 18 vol%. No obstante, el desarrollo de grietas y fisuras, localizados en posiciones intramatriciales y en la interfase fibra/matriz, sufrieron un sustancial descenso con el tratamiento oxidativo de la brea.

El tratamiento oxidativo también afectó a las propiedades de los materiales compuestos. La Tabla 3 muestra los resultados de las propiedades mecánicas y contenido en fibra de los materiales. A pesar de que la densidad y resistencia mecánica de los coques procedentes de la serie de oxidación CTP-A experimentaron un incremento con el tratamiento, la resistencia a flexión en los materiales descendió sustancialmente desde 820 MPa, para el obtenido a partir de la brea original, a 624 y 618 MPa para los obtenidos a partir de las breas tratadas a 250 y 275°C, respectivamente. Este descenso puede estar relacionado con la viscosidad de las breas, la cual contribuye a un incremento en el contenido de matriz en los materiales. Finalmente, como ya se ha comentado, la mojabilidad de la brea respecto a las fibras disminuyó considerablemente con el tratamiento, lo cual empeoró la unión fibra/matriz.

Respecto a los materiales obtenidos con las breas de oxidación de la serie CTP-B, el tratamiento a 250°C produjo un importante aumento en el valor de la resistencia a flexión del material, Tabla 3. Este aumento está relacionado con la ausencia de grietas

y fisuras en la interfase y el incremento en el seno de la matriz de la estructuras tipo mosaico que supuso el tratamiento oxidativo de las breas. Sin embargo, en los materiales obtenidos con breas tratadas a 275 y 300°C, la resistencia a flexión descendió a valores de 609 y 432 MPa, respectivamente. Este último valor se puede explicar por la alta viscosidad desarrollada por la brea durante su carbonización, que trae consigo una baja mojabilidad y un más alto contenido en matriz.

Tabla 3. Propiedades de los materiales obtenidos con las breas oxidadas.

Material	CF[1]	ρ[2]	S_H[3]	S[4]
MC-CTP-A	55	1,66	27	820
MC-CTP-A1	43	1,70	34	624
MC-CTP-A2	36	1,73	37	618
MC-CTP-B	54	1,53	19	486
MC-CTP-B1	57	1,59	36	644
MC-CTP-B2	56	1,58	21	609
MC-CTP-B3	42	1,57	32	432

[1] contenido en fibra, vol %
[2] densidad, g cm^{-3}
[3] resistencia a la cortadura interlaminar, MPa
[4] resistencia a la flexión, MPa

La densidad volumétrica de los materiales también se vio afectada por el tratamiento, aumentando de 1,66 g cm^{-3} a 1,73 g cm^{-3} en la serie CTP-A y de 1,53 g cm^{-3} a 1,59 g cm^{-3} en la serie CTP-B con la oxidación, Tabla 3. La mejora producida por el tratamiento oxidativo en la unión fibra/matriz se confirma con el aumento en los valores de la resistencia a cortadura interlaminar para ambas series, Tabla 3. En la serie CTP-A, la resistencia a cortadura interlaminar aumentó de 27 MPa a 37 MPa, mientras que en la serie CTP-B los valores se incrementaron de 19 MPa a 32-36 MPa para los materiales obtenidos a partir de las breas más tratadas.

3.2. Influencia del Tratamiento de las Breas con Adición de Negro de Humo en la Estructura y Propiedades de los Materiales

El alto grado de polimerización sufrido por las breas tratadas térmicamente a 450°C con y sin adición de negro de humo dio lugar a sistemas tan viscosos, que la preparación de los materiales a partir de estas dos breas no fue posible.

El tratamiento térmico de las breas con adición de negro de humo produjo una disminución el tamaño de las estructuras cristalinas de las matrices de los materiales resultantes, siendo esta disminución tanto más significativa cuando mayor fue la severidad del tratamiento.

Las propiedades mecánicas de los materiales se vieron considerablemente reforzadas por el tratamiento, Tabla 4. La resistencia a cortadura interlaminar aumentó con la severidad del tratamiento, con y sin adición de negro de humo, debido a la mejor unión fibra/matriz y a la práctica desaparición de las grietas y fisuras en el material.

En cuanto a la resistencia a flexión, el tratamiento térmico no produjo el mismo efecto con y sin adición de negro de humo. Así, en ausencia de negro de humo, alcanzó su máximo valor en el matrial obtenido a partir de la brea tratada a 425°C-5 h (783 MPa), para disminuir con el obtenido por tratamiento a 430° C-10 h (583 MPa). Sin embargo, la adición de un 3% de negro de humo a las breas tratadas térmicamente hizo que el máximo valor de la resistencia a flexión lo alcanzase el material obtenido a partir de la brea tratada a 400°C-5 h (736 MPa). La mayor severidad del tratamiento supuso una disminución en los valores de la resistencia a flexión descendiendo a 676 MPa en el

material obtenido con la brea tratada a 425°C-5 h y a 484 MPa para el de 430°C-10 h. Estos resultados se pueden interpretar en términos de mojabilidad y un aumento en el contenido de matriz, derivados ambos de una mayor viscosidad del sistema.

Tabla 4. Propiedades de los materiales obtenidos con las breas tratadas con negro de humo (NH).

Tratamiento	S_H[1]	S[2]	ρ[3]	CF[4]
----	14	486	1,53	57
400°C-5h				
Sólo Brea	19	674	1,54	57
3 % NH	20	736	1,52	53
425°C-5h				
Sólo Brea	25	783	---	---
3 % NH	26	676	1,59	50
430°C-10h				
Sólo Brea	28	583	---	44
3 % NH	33	484	---	41

[1] resistencia a la cortadura interlaminar, MPa
[2] resistencia a la flexión, MPa
[3] densidad volumétrica, g cm^{-3}
[4] contenido en fibra, vol %

4. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen a la CICYT (Proyecto MAT94-0715) y FICYT por la financiación del mismo.

5. REFERENCIAS

1.- Barr S.B. and Lewis I.C. *Carbon* **16**, 439-444, 1978.
2.- Fernández J.J., Figueiras A., Granda M., Bermejo J. and Menéndez R. *Carbon* **33**, 295-307, 1995.
3.- Hein M. *Erdöl und Kohle Erdgas-Petrochimie-Hydrocarbon Technology* **43**, 354-358, 1990.
4.- Kanno K., Yoon K.E., Fernández J.J., Mochida I., Fortin F. and Korai Y. *Carbon* **32**, 801-807, 1994.
5.- Yanagisawa K. and Suzuki T. *Fuel* **72**, 25-30, 1993.

FLEXIBILIZANTES ELASTOMÉRICOS EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ TERMOESTABLE. IMPORTANCIA DEL CURADO

Morancho J.M., Salla J.M., Marroyo M., Ramis X., Martín J.L., Cadenato A.
Laboratorio de Termodinámica y Fisicoquímica. E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona. Universidad Politécnica de Cataluña. Diagonal 647. 08028 Barcelona. Tfno.: 93-4016531. Fax: 93-4016600.

Resumen: En este trabajo se comparan los diagramas TTT de una resina epoxi y los de esta misma resina modificada con diferentes flexibilizantes elastoméricos (CTBN y VTBNX). Se explica cómo se construyen estos diagramas a partir de información experimental calorimétrica y el interés que tienen al relacionar fenómenos de curado básicos con el comportamiento durante la fabricación y procesado de estos compuestos. Se muestran también resultados concretos que evidencian la influencia de los flexibilizantes sobre el curado de la resina epoxi.

Abstract: In this paper, we compare the TTT diagrams of an epoxy resin and the same resin modified with different rubber elastomers (CTBN and VTBNX). We explain how to make these diagrams with the calorimetric experimental information and the interest they have, because they relate the curing process with the behavior during rthe manufacrturing and processing of these compounds. In these diagrams we can see the influence of these compounds in the curing of the epoxy resin.

1.- INTRODUCCIÓN.

Se sabe que la adición de partículas elastoméricas o la inclusión de elastómeros líquidos tipo CTBN o VTBNX a materiales compuestos basados en resinas termoestables tipo epoxi o poliéster insaturado, mejora la resistencia al impacto, el comportamiento a fatiga y la resistencia térmica del material compuesto resultante. (Maazous et. al. 1992)(Romano et. al. 1994). La inclusión del flexibilizante se realiza antes que el prepolímero o la resina empiece a reticular en el proceso químico conocido como curado. El resultado final al que se llega, es el de un compuesto bifásico donde el retículo epoxídico actúa como fase continua y el elastómero como fase dispersa.

El proceso químico de transformación de una resina líquida a un sólido vítreo es complejo tanto desde el punto de vista de la cinética química como por la transformación física que se produce durante la gelificación y la vitrificación. La inclusión de partículas elastoméricas o de otro tipo modifica de hecho tanto las transformaciones qumicas como los procesos físicos que se producen en la resina sola al solidificar. Los diagramas de transformación tiempo-temperatura (TTT), aplicados originalmen-

te por Gillham (Gillham 1986) a polímeros, se utilizan cada vez más para caracterizar el proceso de curado de termoestables y sus compuestos. Un diagrama TTT es básicamente una representación del tiempo de gel (t_{gel}) y del tiempo de vitrificación (t_{vit}) en curados isotérmicos entre un amplio intervalo de temperaturas, que van desde la temperatura de transición vítrea (T_g) del prepolímero o monómeros antes de curar (T_{go}) y la T_g del material completamente curado (T_{goo}).

En este trabajo se comparan los diagramas TTT de una resina epoxi y los de esta misma resina modificada con diferentes flexibilizantes elastoméricos (CTBN y VTBNX). Se explica cómo se construyen estos diagramas a partir de información experimental calorimétrica y el interés que tienen al relacionar fenómenos de curado básicos con el comportamiento durante la fabricación y procesado de estos compuestos. Se llega también a resultados concretos que evidencian la influencia de los flexibilizantes sobre el curado de la resina epoxi.

2.- MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

La formulación epoxi experimentada es del tipo DGEBA (CIBA-GEIGY GY250), el endurecedor es amínico (CIBA-GEIGY HY830) y los flexibilizanes, son copolímeros de butadieno y acrilonitrilo, uno de ellos con grupos terminales carboxílicos (BF Goodrich HYCAR CTBN1300X31) y el otro con grupos terminales vinílicos (BF Goodrich HYCAR VTBNX1300X33).

Se ha utilizado básicamente la calorimetría diferencial de barrido (DSC Mettler TA4000) como técnica experimental. La forma de proceder para la confección de las muestras y la realización de los experimentos se describe con detalle en otra parte (Morancho et. al. 1994). Todo ello ha permitido obtener los grados de conversión y la T_g de muestras curadas total o parcialmente, la T_{go} y la T_{gco}.

3.- OBTENCIÓN DEL DIAGRAMA TTT. RESULTADOS.

3.1.- Relación entre el grado de conversión y la T_g.

Es comúnmente aceptado que existe una relación única entre la T_g y el grado de conversión asociado al curado de un sistema epoxídico independiente de la temperatura de curado (Mijovic et. al. 1990). De los resultados obtenidos en este trabajo, se puede constatar que tal afirmación también es cierta en relación a la T_g de la fase epoxi en el curado de los sistemas compuestos por epoxi y los flexibilizantes elastoméricos estudiados. En la Fig.1 se muestra esta relación para el compuesto epoxi-VTBNX. Resultados similares se han obtenido en los otros sistemas investigados. Estos resultados evidencian también una íntima relación entre el grado de curado (α), la T_g y la densidad de entrecruzamiento, lo que ha llevado a proponer modelos analíticos que describen esta relación. La línea continua de la Fig. 1 se ha obtenido con la ecuación de DiBenedetto $[(T_g-T_{go})/T_{go}=(A-B)\alpha/(1-B)\alpha)]$, (Nielsen 1969) en la que T_{go} es la T_g del material sin curar y A y B son constantes relacionadas con las características del retículo.

3.2.- Superposición tiempo temperatura de los resultados calorimétricos.

Si se acepta que existe una relación única entre el grado de conversión y la T_g y que existe una única energía de activación que controla cinéticamente el proceso de curado, se puede deducir que es posible desplazar las T_g obtenidas a diferentes temperaturas a través del eje de tiempos para obtener una curva maestra referida a una única temperatura de referencia (Wisanrakkit et. al. 1990).

En realidad, ni siquiera es necesario establecer un modelo concreto para la cinética de reacción, $f(\alpha)$. La velocidad de conversión se puede relacionar con la energía de activación mediante la expresión:

$$\frac{d\alpha}{dt} = k\, f(\alpha) = A \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) f(\alpha)$$

en donde α, es el grado de conversión, k es la constante de velocidad que a la vez se

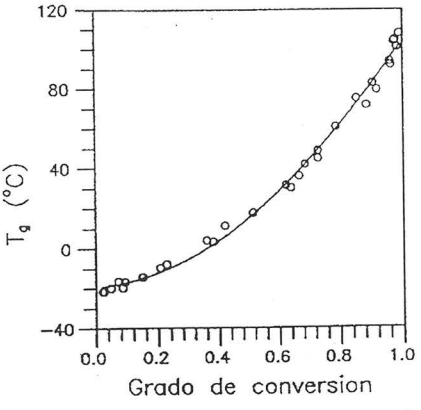


Figura 1.- Dependencia de T_g respecto el grado de conversión.

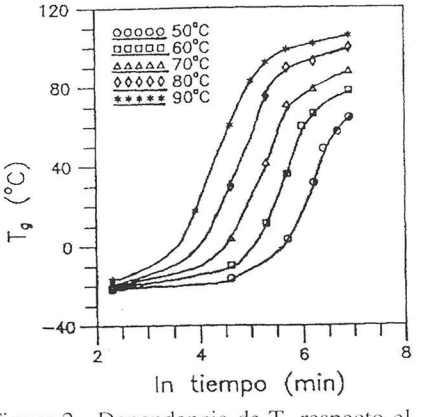


Figura 2.- Dependencia de T_g respecto el Ln (tiempo).

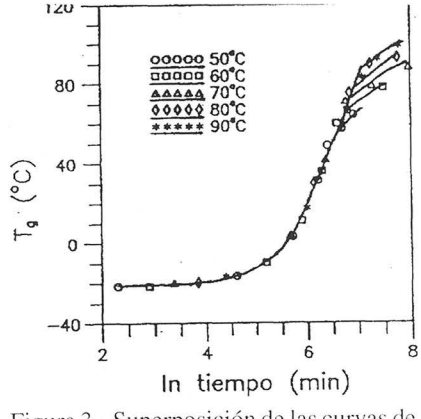


Figura 3.- Superposición de las curvas de la Fig. 2 sobre la isoterma de 50°C.

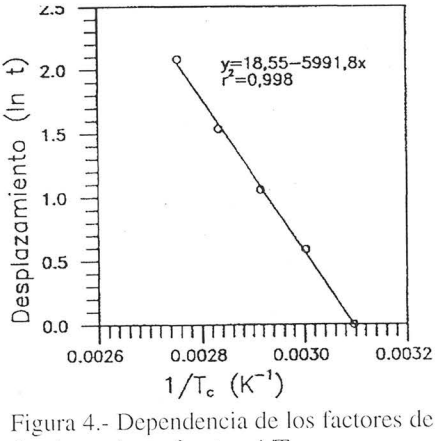


Figura 4.- Dependencia de los factores de desplazamiento frente a $1/T_c$.

relaciona con E_a (energía de activación) por la ecuación de Arrhenius. Reordenando la Ec. (1) e integrando, se obtiene:

$$\ln t_\alpha = \frac{E_a}{RT} + \left[\ln\left(\int_0^\alpha \frac{d\alpha}{f(\alpha)}\right) - \ln(A)\right]$$

que indica que dada una conversión, lo que está dentro de los corchetes cuadrados es constante. Si $t_{\alpha 1}$ y $t_{\alpha 2}$ son los tiempos para llegar a la misma conversión a dos temperaturas de curado T_1 y T_2, se cumplirá:

$$\ln t_{\alpha 1} - \ln t_{\alpha 2} = \frac{E_a}{R}\left[\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right]$$

Si se acepta la relación única entre α y T_g, igualmente será cierta la ecuación siguiente:

$$\ln t_{T_{g,1}} - \ln t_{T_{g,2}} = \frac{E_a}{R}\left[\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right]$$

En este caso $t_{Tg,1}$ y $t_{Tg,2}$ se refieren a los tiempos en los que se alcanzará la misma T_g a las temperaturas T_1 y T_2.

3.3.- Relación entre el factor de desplazamiento F(T) de la curvas T_g-tiempo y la energía de activación E_a.

Si se define el factor de desplazamiento como:

$$F(T) = \ln t_r - \ln t = \frac{E_a}{R}\left[\frac{1}{T_c} - \frac{1}{T_r}\right]$$

en la que T_r es una temperatura de referencia, la representación lineal de F(T) frente a $(1/T_c)$ permite obtener la E_a.

3.4. Determinación de los diagramas TTT.

La forma de proceder explicada más arriba es la que se ha seguido con los diferentes compuestos estudiados a partir de los resultados experimentales calorimétricos. A título de ejemplo se muestran los diferentes cálculos realizados con el compuesto epoxi-VTBNX. La Fig. 2 muestra para cada temperatura de curado, la relación existente entre la T_g y el ln t. La Fig. 3 muestra el resultado de la traslación de los valores experimentales y su superposición en una única curva maestra a una temperatura de referencia de 50°C. Para hallar la energía de activación aparente, los factores de desplazamiento [ln (tiempo)] utilizados al superponer las curvas se han representado frente a los inversos de la temperaturas de curado [$1/T_c$] (Fig. 4), obteniéndose una excelente correlación lineal y un valor de la pendiente del que se deduce una energía de activación aparente de E_a=49,8 kJ/mol.

A partir de aquí, las isolíneas de conversión constante (T_g también constante) se pueden obtener a partir de E_a las relaciones T_g-tiempo y la ecuación 4. Los tiempos de vitrificación se han obtenido imponiendo la condición T_c=T_g. El resultado de todo ello es el diagrama TTT de la Fig. 6. De igual forma se ha procedido para obtener los diagramas TTT de la resina epoxi sola (Fig. 5) y la del sistema epoxi-CTBN (Fig. 7).

Como se puede observar en las Fig. 5, 6 y 7, los diagramas TTT dan una información amplia de cómo va a evolucionar el compuesto en el proceso de curado en función de la temperatura y del tiempo. Especialmente de un gran interés es conocer si las condiciones de procesado son las adecuadas para un curado correcto o por el contrario, no será posible por culpa del proceso de vitrificación. Ponen también de manifiesto que la inclusión de aditivos (en este caso los flexibilizantes) varían sustancialmente el proceso de transformación, por lo que difícilmente la experiencia acumulada en una formulación puede ser totalmente aplicable a otra.

En los compuestos estudiados, los copolímeros CTBN modifican sustancialmente el diagrama TTT de la resina epoxi base. La adición del flexibilizante provoca la disminución de los tiempos de vitrificación, debido al efecto acelerante de sus grupos carboxílico terminales. Menor efecto tiene la adición del copolímero VTBNX, provocando una ligera disminución de los tiempos de vitrificación y un aumento de la T_g de la fase epoxídica. Este aumento lo atribuimos a que este copolímero disuelve parte del plastificante que lleva la resina epoxi, con el consiguiente aumento de la T_g. Este fenómeno también aparece cuando se añade el flexibilizante CTBN a la resina epoxi, pero en este caso es más importante el efecto de los grupos carboxílicos en la disminución de los tiempos de vitrificación.

4.- CONCLUSIONES.

Los diagramas TTT son una herramienta útil para el seguimiento del proceso de curado o transformación de materiales termoestables y sus compuestos. A partir de poca información experimental calorimétrica e hipótesis razonables sobre su cinética, es fácil su construcción para cada sistema particular. La inclusión de aditivos modifica los diagramas TTT de manera que el comportamaiento del sistema epoxídico base no es extrapolable a sus compuestos.

La adición del flexibilizante a la resina epoxi provoca que, para la misma temperatura, el compuesto presente menores tiempos de vitrificación. Este efecto es mucho menos acusado cuando se adiciona el flexibilizante VTBNX.

5.- REFERENCIAS.

1.- Gillham J.K., *Polym. Eng. Sci.*, **26** (20), p.1429, 1986.
2.- Maazous A., Sautereau H. & Gerard F., *Polymer Networks Blends*, **2**, p.65, 1992.
3.- Mijovic J. & Wijaya J., *Macromolecules*, **23**, p.3671, 1990.
4.- Morancho J.M. & Salla J.M., *J. of Non-Crystalline Solids*,**172-174**, p.656, 1994.
5.- Nielsen I.E., *J. Macrom. Sci. Rev. Macro. Chem.*, **63**, p.69, 1969.
6.- Romano A.M., Garbassi F. & Braglia R., *J. Applied Polymer Sci.*, **52**, p. 1775, 1994.
7.- Wisanrakkit G. & Gillham J.K., *J. Applied Polymer Sci.*, **41**, p.2885, 1990.

Este trabajo forma parte del proyecto CICYT-MAT93-0343-C02-02.

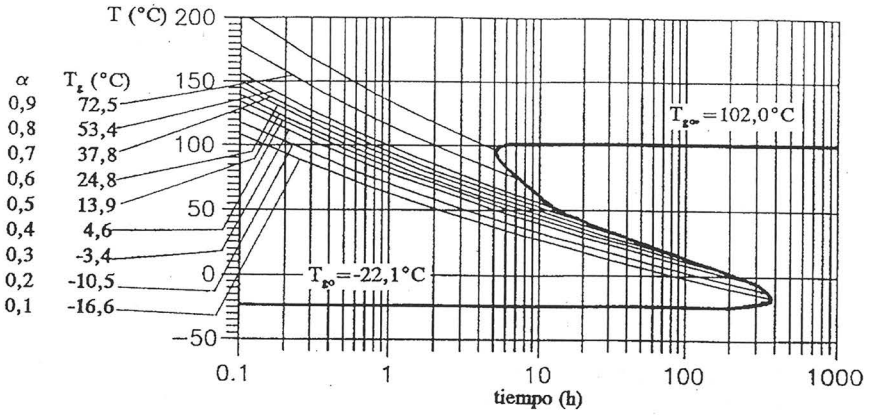


Figura 5.- Diagrama TTT resina epoxi.

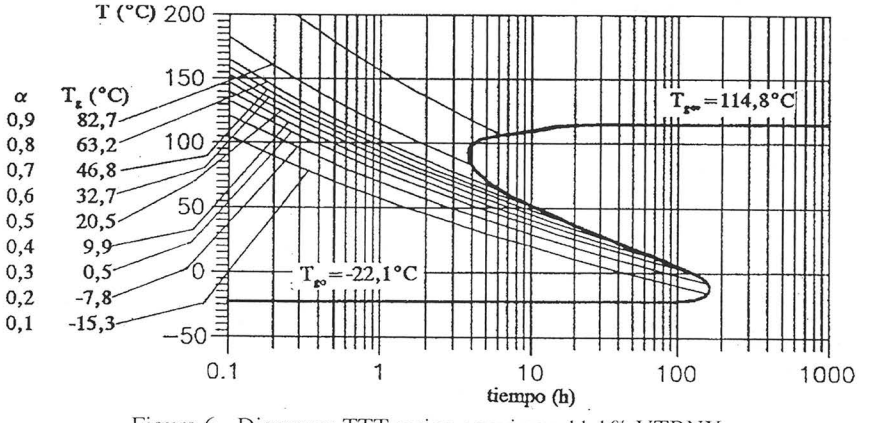


Figura 6.- Diagrama TTT resina epoxi con 11,1% VTBNX.

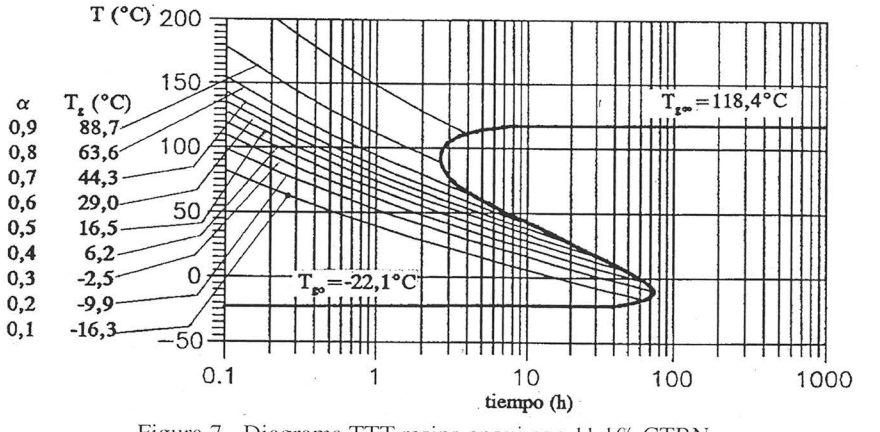


Figura 7.- Diagrama TTT resina epoxi con 11,1% CTBN.

CARACTERIZACIÓN ENERGÉTICA DE FIBRAS

Rubio F., Rubio J, Oteo J.L.
Dpto. Métodos Fisicoquímicos. Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC).
Ctra. Valencia km., 24,300. Arganda del Rey 28500. Madrid. Tfno: 91-8711800. Fax: 91-8700550.

Resumen: Las interacciones matriz-fibra en un material compuesto ocurren a traves de la interfase. Estas interacciones pueden clasificarse como mecánicas, físicas y químicas, según estén determinadas por contacto íntimo, bien por fuerzas de van der Waals, o bien por reacciones químicas entre dichos componentes, respectivamente. Dichas interacciones pueden cuantificarse mediante medidas de adsorción de gases, a partir de la constante fractal, o bien de la componente de London de la energía libre superficial, o a partir de las constantes ácido-base superficiales.

Otro aspecto importante es el número y energía de los centros activos de la superficie de las fibras o matrices. Esta distribución también se determina por métodos de adsorción. En este trabajo se muestran los resultados obtenidos para fibras de vidrio y partículas de SiC.

Abstract: Fibre-matrix interactions in composites occur througout the interface. These interactions are classified as: mechanical, physical or chemical, and they are determined by contact, or by van der Waals interactions or by chemical reactions, respectively. Quantification of fibre-matrix interactions can be carried out by means of gas-adsorption methos determining: the fractal constant, the London component of the surface free energy and by the acid-basic indexes.

The distribution of active sites and their energies on fibres or matrices is also an important factor in composites. Such distribution may also be determined by gas adsorption methods. In this work we show the results obtained for glass fibres and SiC particles used in composites.

1.- INTRODUCCIÓN

Desde hace bastante tiempo se están desarrollando los métodos para poder caracterizar la interfase existente entre reforzante y matriz dentro de un material compuesto (Piggot, 1991). Uno de ellos es el que se basa en suponer que las interacciones se pueden clasificar como: mecánicas, físicas y/o químicas. La cuantificación de estas interacciones se puede llevar a cabo hoy en día con bastante facilidad, rapidez y exactitud, a través de métodos de adsorción de gases (Pfeifer et al., 1994). En el apartado **3** se expondrán dichos métodos para fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2 y para partículas de SiC.

2.- EXPERIMENTAL

En este trabajo se han estudiado fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2 obtenidas en nuestro laboratorio por el método sol-gel y también para partículas de SiC suministradas comercialmente.

Las fibras de vidrio se obtuvieron a partir de tetraetilortosilicato (TEOS), tetrapropóxido de zirconio (TPOZ) y agua destilada. Cuando la solución adquirió la viscosidad adecuada se obtuvieron las fibras por estirado manual. Posteriormente fueron secadas entre 50 y 120°C y tratadas para su consolidación final a 700, 800, 900 y 1000°C. En todos los casos los difractogramas no mostraron cristalizaciones, por lo que es asumible una estructura vítrea. Las partículas de SiC fueron suministradas comercialmente y poseían diferentes tamaños dependiendo del método de obtención.

Las fibras o las partículas se utilizaron como fases estacionarias de las columnas cromatográficas. Su caracterización superficial se llevó a cabo por adsorción de nitrógeno a 77 K o bien por la adsorción de vapores orgánicos a 150°C. Las propiedades de estos vapores se encuentran tabuladas en la literatura (Rubio, 1994).

3.- RESULTADOS

3.1.- Interacciones mecánicas. Análisis fractal.

Las interacciones mecánicas fibra-matriz vienen caracterizadas por un contacto entre ambas. Este contacto será mayor cuanto más rugosas sean las superficies y mayor sea el mojado de una por la otra (Rubio et al. 1988).

La rugosidad superficial se puede cuantificar a partir del análisis fractal. Una superficie fractal se le denomina también "autosemejante" es decir su rugosidad (aspecto) no depende de la magnificación (Avnir et al. 1984).

Diversos métodos existen para calcular la constante fractal de superficie, Ds, (Pfeifer et al. 1994). Uno de ellos, el cual es bastante asequible a cualquier laboratorio, es el de adsorción isoterma de N_2. El exponente de la ecuación de adsorción de Frenkel-Halsey-Hill (FHH) está relacionado con la constante fractal D_s (Pfeifer y Cole 1994) según:

$$\left(\frac{V}{V_m}\right) = \left[Ln\left(\frac{P_0}{P}\right)\right]^m$$

donde $m = (D_s-3)/3$ si la adsorción es el régimen de van der Waals, ó $m=D-3$ si la adsorción tiene lugar mediante las fuerzas de tensión superficial (condensación capilar)

En la figura 1 se muestran las representaciones FHH para las fibras de vidrio. En la Tabla 1 se dan los valores de Ds para las fibras de SiO_2-ZrO_2.

3.2.- Interacciones físicas y/o químicas.

Las interacciones físicas tienen lugar por medio de la energía superficial o lo que es lo mismo, mediante las fuerzas de van der Waals. Cuanto mayores sean estas fuerzas mayor será la capacidad de atraer o repeler a la otra superficie. Dado que estas fuerzas son de corto alcance, para que se produzcan es necesario que tengan lugar primeramente las denominadas interacciones mecánicas (mojado).

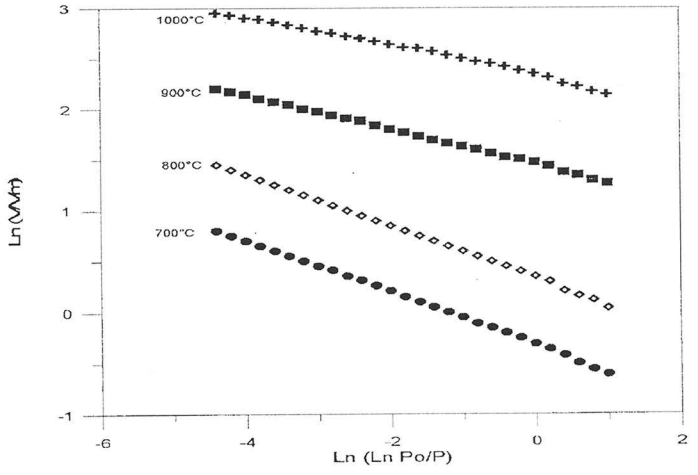


Figura 1.- Representación FHH para fibras de vidrio SiO_2-ZrO_2.

MUESTRA	D_S	γ^D_S (m.J.m^{-2})	K_A	K_B
F-SiZr 700°C	2,65	26,02	1,61	0,19
F-SiZr 800°C	2,63	9,49	1,27	0,20
F-SiZr 900°C	2,62	5,80	1,14	0,20
I-SiZr 1000°C	2,47	3,12	1,15	0,17
CSi 0,7 µn	---	60,33	7,5	1,4
CSi 1 µn	---	56,03	6,6	2,1
CSi 7 µn	---	32,94	7,0	3,4
CSi 10 µn	---	38,02	7,3	2,2

Tabla 1.- Propiedades fisicoquímicas superficiales de fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2 (f-SiZr) y de partículas de SiC.

Si las superficies tienen bastante energía o centros activos capaces de reaccionar con los de otra superficie pueden tener lugar, entonces, las interacciones químicas.

Las interacciones físicas (Doris y Gray, 1980) se determinan a partir de la adsorción de vapores orgánicos no específicos (alcanos) mediante la ecuación siguiente:

$$\gamma_S^D = \frac{(-\Delta G_{CH_2})^2}{4\,N^2\,a^2\gamma_{CH_2}} \qquad (2)$$

siendo N, α y γ_{CH2} el número de Avogadro, el área de una molécula de CH_2 y la tensión superficial de una cadena infinita de CH_2, respectivamente: A γ_S^D se conoce como componente dispersiva de la energía libre superficial o componente de London y es una medida cuantitativa de la energía de la superficie.

Las interacciones químicas se determinan a partir de la adsorción de gases polares, y hoy en día se les clasifica como interacciones ácidas y básicas, estando determinadas por las constantes K_A y K_B respectivamente. Para su cálculo se supone que la interacción específica, Isp, viene dada por la ecuación:

$$Isp = K_A\, DN + K_B\, AN \qquad (3)$$

ecuación de una recta donde se puede calcular K_A y K_B, ya que Isp es un resultado experimental y DN y AN están tabulados (Papirer, 1986).

En la figura 2 se muestra la adsorción de vapores orgánicos (no específicos y polares) para las fibras de vidrio de SiO_2-ZrO tratadas a 700°C. Los vapores no específicos están dentro de una línea recta a partir de la cual se calcula γ_S^D. Los vapores polares caen a diferentes distancias de la recta de los alcanos, siendo dichas distancias Isp. La ecuación (3) permite calcular KA Y KB a partir de Isp.

La Tabla I recoge también los valores de γ_S^D, K_A y K_B para las fibras de vidrio y las partículas de SiC estudiadas.

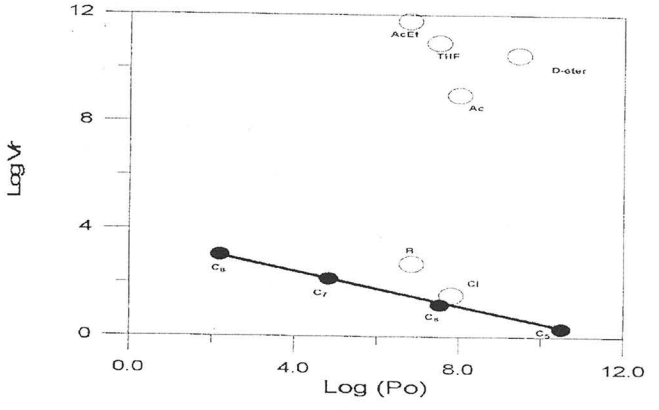


Figura 2.- Interacciones específicas y dispersivas de vapores sobre fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2.

3.3.- Distribución de centros activos.

La función de distribución de centros activos, X(E), de una superficie se puede determinar a partir de la isoterma de adsorción, N_i (p, T), de cualquier vapor orgánico, resolviendo la ecuación integral de adsorción:

$$N_i(p,T) = \int_\Omega N_i(p,T,E)\, X(E)\, dE \qquad (4)$$

donde N_i (p, T, E) es la isoterma local y E la energía de interacción. Esta ecuación es de

tipo Frendhold de primer orden y su resolución es bastante complicada, por lo que se han propuesto métodos: aproximados, analíticos y númericos. En la bibliografia se puede encontrar como resolver esta ecuación (Rubio et al. 1993). Dependiendo del vapor orgánico los centros activos determinados pueden ser distintos ya que si es ácido interaccionará con los centros básicos y viceversa.

La energía de los centros activos determinados por cualquier método depende también de la energía de interacción del vapor orgánico con la superficie del sólido, por ello hoy en día se están haciendo bastantes investigaciones científicas tratando de correlacionar las X(E) determinadas por absorción con las distribuciones químicas superficiales determinadas a partir de técnicas espectroscópicas tales como XPS o Auger.

En la figura 3 se muestran las X(E) obtenidas para las fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2 tratadas a diferentes temperaturas. Puede observarse como las fibras tratadas a menor temperatura poseen diferentes centros activos (máximos observados en la X(E)), siendo el mayor número de ellos el correspondiente a menores energías. A medida que aumenta la temperatura de tratamiento los centros activos van disminuyendo en proporción hasta prácticamente desaparecer a los 1000 °C.

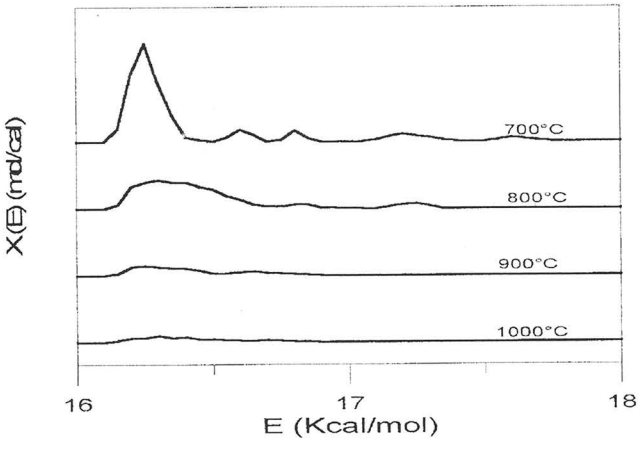


Figura 3.- Distribución de centros activos en fibras de vidrio de SiO_2-ZrO_2.

4.- CONCLUSIONES

Los métodos de adsorción de gases y los desarrollos fisicoquímicos de tratamiento de datos de adsorción hacen hoy en día posible la cuantificación de las propiedades fisicoquímicas de las superficies de fibras reforzantes y de partículas utilizadas en la obtención de composites. Estos métodos también pueden aplicarse a todo tipo de matrices. Este trabajo ha mostrado de una forma muy resumida la metodología para la obtención de dichas propiedades.

5.- REFERENCIAS

1.- Avnir, D., Farin, D., Pfeifer, P. *Nature*, **308**, p 261. 1984.
2.- Doris, G.M. & Gray, D.G. *J. Colloid Inferface Sci*, **77**, p. 353. 1980.
3.- Papirer, E. *Proc. lst Int. Conf. Composites Interface*. N.Y. p. 203. 1986.
4.- Pfeifer, P. & Cole, M.W. *Langmuir*. **10**, p. 1532. 1994.
5.- Piggot, M.R. *Int. SAMPE Symp. Exhib.* **36**, p. 1773. 1991.
6.- Rubio, F. *Tesis Doc.* U. Complutense de Madrid. 1994.
7.- Rubio, J., Rubio, F., Oteo, J.L. *Rev. Plásticos Mod.* **382**. p. 549. 1988.
8.- Rubio, J., Rubio, F., Oteo, J.L. *Bol. Soc. Esp. Cerám.* y Vidrio. **32**. p. 17. 1993.

II.- MICROMECÁNICA

COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTAS TEMPERATURAS DE COMPUESTOS MULTICAPAS DE Al_2O_3 - Al_2O_3/YTZP

Andrades, L.; Bravo León, A.; Jiménez Melendo, M.; Domínguez Rodríguez, A.
Departamento de Física de la Materia Condensada. Universidad de Sevilla
Aptdo. 1065. 41080 Sevilla. Tel: (5) 4552891. Fax: (5) 4612097

Resumen: Se han realizado ensayos de compresión a 1400°C en aire sobre el compuesto cerámico laminado multicapa formado por una secuencia de capas alternas de Al_2O_3 puro y 85%vol. Al_2O_3/YTZP (zirconia tetragonal estabilizada con Y_2O_3). Las capas del compuesto mixto Al_2O_3/YTZP presentan una microestructura bimodal, con granos pequeños de zirconia dispersa entre granos grandes de Al_2O_3. Los ensayos mecánicos se han realizado en direcciones tanto paralelas como perpendiculares a las intercaras de las capas. Se ha observado una mejora en el comportamiento mecánico del compuesto laminado respecto de los materiales monolíticos de partida, con la resistencia a la fluencia propia de la alúmina y con la ductilidad del compuesto mixto Al_2O_3/YTZP.

Abstract: Compression tests have been performed on Al_2O_3 - 85%vol. Al_2O_3/YTZP (tetragonal zirconia polycrystals stabilized with Y_2O_3) layered composites at 1400°C as a function of the stress direction (parallel and perpendicular to the interfaces). Al_2O_3/YTZP layers show a duplex microstructure, with small YTZP grains dispersed among the alumina grains. Initial deformation data indicate an improvement in the mechanical properties of the multilayer compound, keeping the high creep resistance of the alumina phase but with the ductility of the Al_2O_3/YTZP composite.

1. INTRODUCCIÓN.

Los compuestos laminados multicapas han aparecido en los últimos años como firmes candidatos para mejorar diversas propiedades de los materiales cerámicos, en particular su comportamiento mecánico en usos de larga duración a altas temperaturas (Harmer et al. 1992, Raj 1993, Niihara 1991). Las posibles aplicaciones estructurales de óxidos multicapas en atmósferas oxidantes a temperaturas elevadas son muy prometedoras, ya que los materiales clásicos que son mecánicamente resistentes a estas temperaturas (SiC, Si_3N_4) no pueden utilizarse debido a su oxidación.

En este trabajo presentamos los primeros resultados de deformación plástica a altas temperaturas obtenidos en un óxido cerámico multicapa. En concreto, hemos estudiado un laminado formado por capas alternas de Al_2O_3 puro y de un compuesto con 85%vol. Al_2O_3 y 15%vol. YTZP (policristales tetragonales de ZrO_2 estabilizados

con Y_2O_3). Se han utilizado los óxidos Al_2O_3 y Al_2O_3/YTZP (ATZ) para formar el compuesto multicapa porque, aparte de que se han estudiado exhaustivamente dada su importancia tecnológica (Kingery 1984, Andrades et al. 1995), la alúmina tiene una gran resistencia a la fluencia y el compuesto mixto ATZ presenta muy buena tenacidad a la fractura y gran ductilidad a altas temperaturas. Estas condiciones, imposibles de encontrar en un solo cerámico monolítico, se han señalado como indispensables para el diseño de materiales cerámicos estructurales de alta temperatura (Raj 1993, Moya 1993). Los resultados de deformación plástica se comparan con los obtenidos en los materiales monolíticos.

2. MATERIALES.

Los materiales de partida usados son: Al_2O_3 con d_{50} = 0.5 μm y 99.99% de pureza, y ZrO_2 tetragonal estabilizado con 3 mol% Y_2O_3 con d_{50} = 0.4 μm. Los compuestos multicapas se han obtenido por "sequential slip casting" (Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Arganda del Rey, Madrid), que se ha revelado como un método muy potente para la obtención de este tipo de compuestos con densidades muy próximas a la teórica, permitiendo al mismo tiempo un gran control sobre la composición y espesor de las capas, así como de la secuencia de capas en el compuesto final (Requena et al. 1989, Moya et al. 1992).

Con la secuencia ABABA..., donde A se refiere a las capas de Al_2O_3 puro y B a las capas del compuesto 85%Al_2O_3/15%YTZP (% en volumen), se han fabricado materiales multicapas con dos microarquitecturas distintas: una con capas B de un espesor de 175 μm (muestras F) y otra con un espesor de 400 μm (muestras G). En ambos casos se ha mantenido constante el espesor de las capas A de Al_2O_3 puro en 125 μm. Tras un presinterizado en aire a 1100°C, los compuestos se han tratado en vacío a dos temperaturas diferentes, 1550 y 1700°C, para disponer de diferentes tamaños de grano. Los mismos tratamientos se han dado a los óxidos monolíticos Al_2O_3 y Al_2O_3/YTZP fabricados a partir de los mismos polvos de partida, con objeto de tener una referencia adecuada en el estudio de los multicapas.

Las características microestructurales de los materiales resultantes se han estudiado mediante microscopía electrónica de barrido (Servicio de Microscopía, Universidad de Sevilla) sobre secciones de las muestras pulidas y atacadas térmicamente. Los tamaños de grano medios d (definido como el diámetro plano equivalente) de las diferentes fases en las capas A y B se muestran en la tabla 1 en función de la temperatura de sinterización. Estos valores son prácticamente idénticos a los medidos en los materiales monolíticos correspondientes.

	T = 1550°C	T = 1700°C
Capas A (Al_2O_3)	3 μm	40 μm
Capas B (Al_2O_3/YTZP)	Granos Al_2O_3: 1 μm Granos YTZP: 0.3 μm	Granos Al_2O_3: 4 μm Granos YTZP: 1 μm

Tabla 1. Valores del tamaño de grano medio de las distintas fases en las capas del compuesto laminado en función de la temperatura de sinterización.

La morfología de los granos de Al_2O_3 es muy diferente en las capas A y B. Mientras que en las primeras los granos muestran su característica forma exagonal alargada, debido a la alta pureza, en las capas mixtas B los granos son equiaxiados, sin orientaciones privilegiadas, debido a la presencia de la segunda fase dispersa compatible YTZP. Este hecho se corresponde bien con el gran crecimiento de grano (más de un factor 10) observado en la fase de alúmina en las capas A al aumentar la temperatura de sinterización de 1550 a 1700°C, que es mucho más reducido (un factor 4) en las capas B (tabla 1).

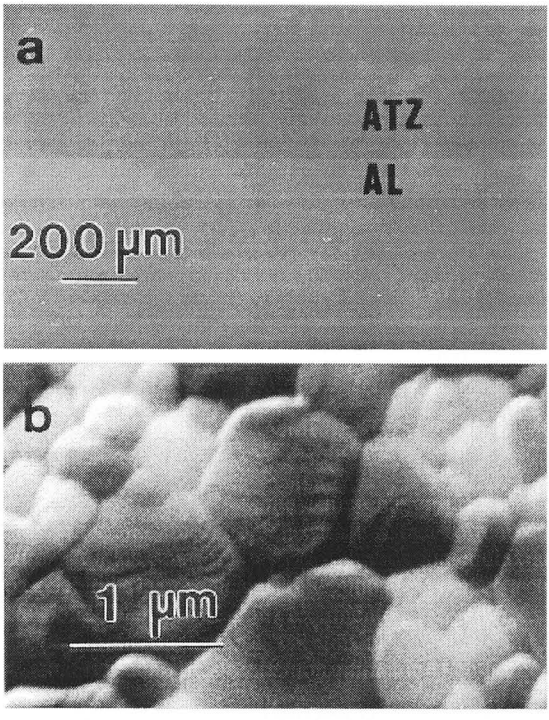


Figura 1. Micrografías del compuesto laminado Al_2O_3 - Al_2O_3/YTZP sinterizado a 1550°C: (a) se observa la alta definición de las intercaras entre la alúmina (AL) y ATZ, (b) microestructura dual de la capa de ATZ, con pequeños granos de YTZP (blancos) dispersos entre los de Al_2O_3.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN.

Los ensayos de deformación se han realizado a 1400°C en compresión, al aire, en una máquina Instron a velocidades constantes de traviesa de 1 y 5 µm/min, que corresponden a velocidades de deformación iniciales de $4x10^{-6}$ y $2x10^{-5}$ s^{-1}, respectivamente. Ensayos del mismo tipo se han realizados sobre los óxidos Al_2O_3 y ATZ monolíticos. Las muestras, en forma de paralelepípedos de 4x2x2 mm, se han cortado de los com-

puestos laminados con la dimensión mayor (la dirección de aplicación de la tensión) orientada paralela (muestras PAR) y perpendicularmente (muestras PER) a las intercaras de las capas, para poder estudiar este efecto anisotrópico sobre el comportamiento mecánico. Disponemos así de muestras con diferente número de capas (9 y 17) y orientadas paralela y perpendicularmente al eje de tensión.

Los resultados obtenidos para el compuesto multicapa se muestran en la figura 2 en curvas tensión σ - deformación ε. Se observa que todos los materiales tratados térmicamente a 1550°C, que tienen un tamaño de grano más pequeño, alcanzan el estado estacionario de deformación para un valor aproximado del 10%, y con un valor de la tensión de fluencia de 150 MPa. Esta tensión es independiente tanto de la orientación de las intercaras respecto del eje de aplicación de la carga como del número de capas en el compuesto. En cambio, los materiales tratados a 1700°C, que tienen un tamaño de grano mayor, no llegan a alcanzar un estado estacionario de deformación, ni siquiera a la velocidad de deformación más pequeña. Estos materiales se fracturan tras alcanzar un valor máximo de la tensión, que nuevamente es independiente de la orientación de las intercaras, aunque la tensión disminuye de forma más controlada en el caso de la muestra con orientación perpendicular al eje de compresión.

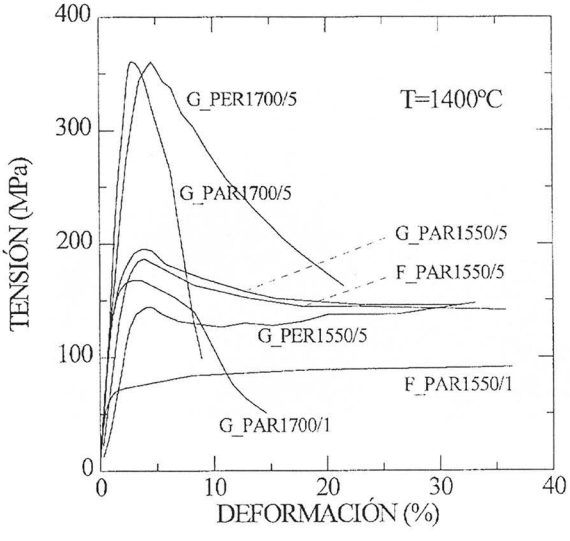


Figura. 2. Curvas σ - ε de los compuestos multicapas. Se indica la microarquitectura de las capas (G,F), su orientación respecto del eje de compresión (PAR,PER), el tratamiento térmico (1550,1700°C) y la velocidad de la traviesa (1,5 µm/min).

Respecto de la microestructura de los compuestos tras los ensayos de deformación, se ha observado que las muestras de pequeño tamaño de grano mantienen la integridad de las intercaras, tanto en el caso de que sean paralelas como perpendiculares a la direción de carga. En las muestras tratadas a 1700°C, sin embargo, se ha encontrado

una fuerte delaminación de las intercaras cuando son paralelas a la tensión aplicada, pero mantienen la cohesión cuando son perpendiculares.

En la figura 3 se compara el comportamiento del compuesto laminado y de los materiales monolíticos que lo constituyen. Respecto de los materiales tratados a la temperatura de sinterización más baja, la alúmina monolítica pura no alcanza el estado estacionario, incluso para la velocidad de deformación más pequeña. El compuesto mixto Al_2O_3/YTZP, por el contrario, es superplástico debido a la facilidad del deslizamiento de juntas de grano; este material se fractura para velocidades superiores a $2x10^{-4}$ s^{-1} a 1400°C (Andrades et al. 1995). Se puede observar que la estructura laminada presenta la misma resistencia a la fluencia de la alúmina pura. Sin embargo, no tiene su fragilidad, sino que alcanza un estado estable de deformación que se extiende hasta, al menos, un 40% (valor en el que hemos detenido los ensayos), característico de la ductilidad del compuesto ATZ, como se ha señalado anteriormente.

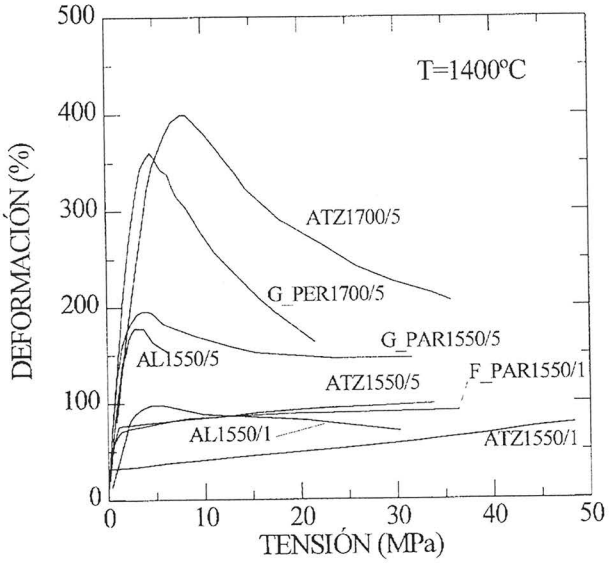


Figura. 3. Comparación del comportamiento mecánico del compuesto laminado con Al_2O_3 (AL) y Al_2O_3/YTZP (ATZ) monolíticos a 1400°C. Se indican las temperaturas de sinterización (1550,1700°C) y la velocidad de la traviesa (1,5 µm/min).

En cuanto a los materiales sinterizados a 1700°C, no se alcanza una fluencia estacionaria ni en la alúmina pura ni en la ATZ, debido a la inhibición del deslizamiento de las juntas para grandes tamaños de grano. El mismo comportamiento presenta el compuesto laminado, aunque es más frágil que el compuesto ATZ (fig. 3). Es necesario ampliar el estudio de estos materiales de gran tamaño de grano a temperaturas más altas y/o menores velocidades de deformación para poder definir más concretamente sus posibilidades estructurales.

Agradecimientos. Los autores agradecen al Dr. J.S. Moya, del Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Madrid, el suministro de los materiales empleados en este estudio, que ha sido financiado por el Proyecto CICYT No. MAT94-0543 (Ministerio de Educación y Ciencia).

REFERENCIAS.

1. Andrades, L., Bravo-León, A., Jiménez-Melendo, M. and Domínguez-Rodríguez, A., *Plastic deformation at high temperatures of Al_2O_3/YTZP composites*, Fourth European Ceramic Society Conference, Rimini, Italy, 2 -6 octubre 1995.
2. Harmer, M.P., Chan, H.M. and Miller, G.A., *Unique opportunitiies for microstructural Engineering with duplex and laminar ceramic composites, J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, pp 1715-1728, 1992.
3. Kingery, W.D. (editor), *Structure and properties of MgO and Al_2O_3 ceramics*. American Ceramic Society, 1984.
4. Moya, J.S., Sánchez-Herencia, A.J., Requena, J. and Moreno, R., *Functionally gradiend ceramics by sequential slip casting, Mat. Letters.*, **14**, pp 333-335, 1992.
5. Moya, J.S., Sánchez-Herencia, A.J., Moreno, R., Pena, P. and Requena, J., *Layered Ceramics*, (Ed. by P. Durán and J.F. Fernández), pp 289-300, Third Euro-Ceramics, vol. 3, Madrid, Spain, Ed. Faenza Editrice Ibérica, 1993.
6. Niihara, K., *New Design Concept of Structural Ceramics-Ceramics Nanocomposites, J. Am. Ceram. Soc.*, **99**, pp 974-982,1991.
7. Raj, R., *Fundamental Research in Structural Ceramics for Service Near 2000°C, J. Am. Ceram. Soc.*, **76**, pp 2147-2174, 1993.
8. Requena, J., Moreno, R. and Moya, J.S., *Alumina and Alumina/zirconia Multilayer Composites Obtained by Slip Casting, J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, pp 1511-1513, 1989.

MECANISMOS DE FRACTURA EN MATERIALES DE ALUMINA REFORZADOS CON PLAQUETAS

Belmonte M., Miranzo P.
Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C.
Ctra. de Valencia Km. 24,300. 28500 Arganda del Rey, Madrid. Tlfno: 91-8711800. Fax: 91-8700550.

Resumen: Se ha estudiado el comportamiento mecánico de materiales de Al_2O_3/SiC-plaquetas (30% en volumen): tenacidad, resistencia a la flexión, resistencia al choque térmico, comportamiento curva-R y crecimiento subcrítico de grieta. Los mecanismos de fractura (deflexión, desunión de la interfase matriz-plaqueta, puenteo de las superficies de fractura y arranque de las plaquetas) se han establecido a partir de la observación de las superficies de fractura y de las grietas generadas mediante indentación. Estos mecanismos conducen a la aparición de comportamiento curva-R y son los responsables de la mejora de la resistencia al choque térmico, la tenacidad y la resistencia al crecimiento subcrítico de grieta.

Abstract: The mechanical properties (fracture toughness, flexural strength, thermal shock resistance, R-curve and slow crack growth behaviour) of Al_2O_3/SiC-platelets composites have been determined. From the analysis of the fracture surfaces and the indentation cracks, the toughness mechanisms operative during fracture have been established: crack deflection, debonding, bridging and pull out. These mechanisms lead to R-curve behaviour as well as to an improvement in toughness, thermal shock resistance and slow crack growth behaviour.

1.- INTRODUCCIÓN.

Durante los últimos años ha aumentado el interés en los materiales compuestos de matriz cerámica (MCC) para aplicaciones estructurales a alta temperatura. La principal limitación de estos materiales radica en su baja tenacidad y en su fractura de tipo catastrófico. En el caso de los materiales basados en alúmina, la incorporación de una fase dispersa de SiC, en forma de fibras cortas monocristalinas ("whiskers") o de plaquetas, produce un aumento de la tenacidad, de la resistencia al choque térmico y conduce a la aparición de comportamiento curva-R (Chawla, 1990 y Belmonte et al., 1995). La mejora de estas propiedades se debe a la incorporación de mecanismos disipativos de energía durante la fractura, tales como el puenteo de las superficies de fractura por las plaquetas o fibras y el arranque de las mismas (Chawla, 1990).

El objetivo principal del presente trabajo ha sido el análisis de los mecanismos operativos durante la fractura de materiales de Al203 reforzados con plaquetas de SiC.

El estudio se ha basado principalmente en la interrelación entre dichos mecanismos y el aumento observado en la tenacidad, resistencia al choque térmico, curva-R y resistencia al crecimiento lento de grieta.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Se han utilizado materiales prensados en caliente de Al_2O_3 y Al_2O_3/SiC-plaquetas (30% en volumen), procesados siguiendo el método de floculación de suspensiones estables mediante variación del pH, descrito en un trabajo previo (Belmonte et al., 1994). En la Tabla 1 se recogen las características y las propiedades mecánicas de estos materiales (Belmonte et al., 1995).

Material	ρ (%d_t)	d_{50} Al_2O_3 (μm)	d_{50} SiC (μm)	H (GPa)	E (GPa)	K_{IC} (MPam$^{1/2}$)	σ_f (MPa)
Al_2O_3	99,5	1,3	---	17,6	388	5,4	443
Al_2O_3/SiC-pl	99,9	2,9	16	---	407	7,0	389

Tabla 1.- Densidad, tamaño de grano medio de la matriz y de las plaquetas, dureza Vickers, módulo de elasticidad (Grindosonic), tenacidad (SENB) y resistencia a la flexión (4 puntos) de los materiales estudiados.

La curva de resistencia a la propagación de la grieta se ha medido mediante flexión en 4 puntos de probetas previamente entalladas. La distancia interapoyos fue de 10-35 mm y la velocidad de desplazamiento de la cabeza fue de 0,4 µm/min.

La resistencia al choque térmico se ha obtenido midiendo el módulo de elasticidad en función de la intensidad del choque, por el método de inmersión en un baño de agua a 25°C de probetas prismáticas (3x4x40 mm^3).

El crecimiento subcrítico de grieta se analizó mediante el ensayo de doble torsión (DT) utilizando probetas de 40x20x2 mm^3, entalladas y posteriormente preagrietadas para producir una punta de grieta aguda. Estas probetas se cargaron a 0,4 mm/min hasta el valor de carga seleccionado. La velocidad de propagación de la grieta, V, se determinó a partir de la velocidad de relajación de la carga. De este experimento se obtienen las curvas V-K de las diferentes probetas, que se han ajustado a ecuaciones del tipo:

$$V = A K_I^n \qquad (1)$$

siendo n el exponente de crecimiento subcrítico de grieta.

Los mecanismos de fractura se han establecido a partir de la observación directa de las superficies de fractura, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), y de las grietas generadas mediante indentación Vickers, utilizando microscopía óptica de luz reflejada (MOLR).

3.- RESULTADOS.

En la figura 1 se representa el factor crítico de intensidad de tensiones en función de la extensión de la grieta. El material monolítico no presenta comportamiento curva R, mientras que el material con plaquetas muestra un aumento de la resistencia a la propagación de grieta con el tamaño de la misma, alcanzando un valor máximo constante de 7,4 $MPam^{1/2}$ a 300 µm.

Los datos obtenidos en los ensayos de choque térmico se encuentran recogidos en la figura 2. Los compactos de Al_2O_3/SiC-pl presentan un aumento de temperatura crítico (ΔT_c) de 300°C, 100°C superior al del material monolítico. Por otro lado, la magnitud del daño, esto es la disminución en el módulo de elasticidad, es significativamente menor para el material que contiene SiC.

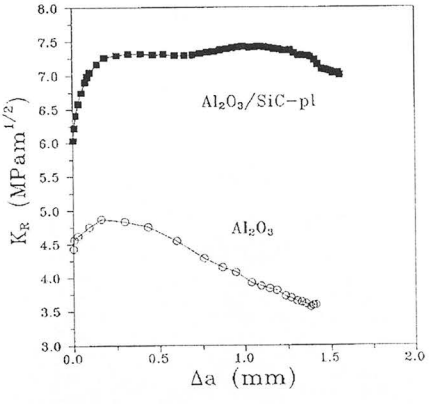


Figura 1. Comportamiento curva-R de los materiales estudiados.

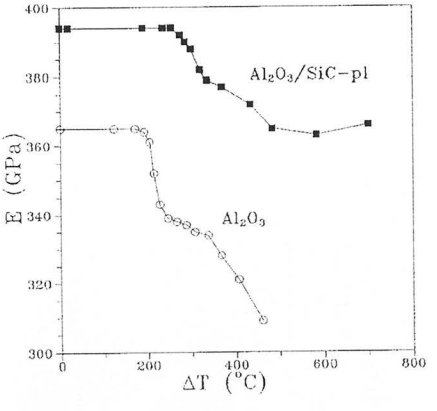


Figura 2. Resistencia al choque térmico de los materiales estudiados.

Los curvas V-K del material de Al_2O_3/SiC-pl (Figura 3) muestran tres regímenes de crecimiento de grieta. La región I corresponde a bajas tensiones y bajos valores de K_I, donde se alcanza un valor elevado del exponente de crecimiento lento de grieta (n= 116), lo que indica que este fenómeno tiene lugar en un estrecho rango de valores de K_I. En la región II la velocidad de crecimiento de grieta es ~ 10^{-5} ms^{-1} y n ~ 4-6. Finalmente, en la región III se alcanzan valores de V muy elevados y, por lo tanto, los valores de K_I se aproximan al valor crítico de fractura, K_{IC}. En el caso del material compuesto, se alcanzan valores de K_I muy superiores a los obtenidos para el material monolítico (~ 10 frente a ~ 5 $MPam^{1/2}$). Además, el valor umbral de K_I (~ 9 $MPam^{1/2}$), por debajo del cual no tiene lugar el crecimiento subcrítico de la grieta, del material de Al_2O_3/SiC-pl es superior (2,3 veces) al de la alúmina.

La observación de las grietas de indentación en el material de Al_2O_3/SiC-pl (Figura 4) puso de manifiesto la aparición de diversos mecanismos de reforzamiento: ramificación y deflexión de la grieta, desunión de la interfase plaqueta/matriz, puenteo de las superficies de la grieta y arranque de la plaqueta. La aparición de estos mecanismos también se advirtió en las superficies de fractura de las probetas ensayadas (Figura 5), donde se observa una fractura intergranular con arranque de plaquetas.

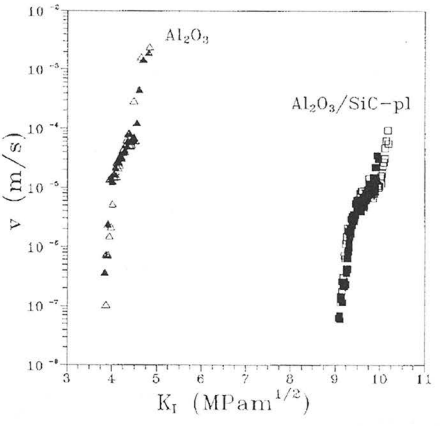


Figura 3. Diagramas V-K para los materiales de Al_2O_3 y Al_2O_3/SiC-pl.

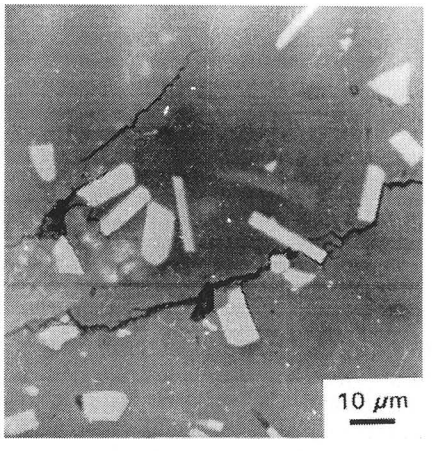


Figura 4. Fotografía (MOLR) de una grieta de indentación en el material de Al_2O_3/SiC-pl.

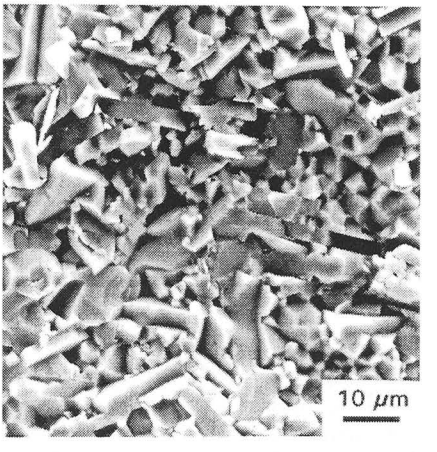


Figura 5. Fotografía (MEB) de la superficie de fractura del material de Al_2O_3/SiC-pl.

4.- DISCUSIÓN.

La aparición de mecanismos como el puenteo o el arranque de plaquetas durante la fractura de los materiales de Al_2O_3/SiC-pl conduce a un incremento de la energía de fractura, y, que explica el aumento observado en la tenacidad, así como la aparición de comportamiento curva-R, y la mejora en la resistencia al choque térmico y al crecimiento subcrítico de grieta.

El aumento de energía de fractura está directamente relacionado con el tipo de interfase plaqueta/matriz. En los materiales de Al_2O_3/SiC-pl, el coeficiente de expansión térmica de las plaquetas es menor que el de la matriz y, por lo tanto, la plaqueta y su interfase con la matriz están sometidas a tensiones tangenciales de tracción y a tensiones radiales compresivas. Este campo de tensiones residuales hace que la grieta se dirija hacia la plaqueta para luego deflectar su trayectoria a través de la interfase. El aumento de tenacidad asociado a la deflexión se debe a que la fractura tiene lugar en modo mixto (modo I/modo II). Las tensiones radiales compresivas hacen que la fricción interfacial no sea despreciable de forma que el consumo de energía debido al arranque de las plaquetas aumenta.

Por lo tanto, la interfase entre la plaqueta y la matriz es lo suficientemente débil, como se comprueba por la presencia de desunión en la figura 4, como para que aparezca deflexión y arranque; pero presenta una cierta resistencia de cizalla que aumenta la contribución debida al arranque de las plaquetas.

En este tipo de materiales la zona de procesos en la cola de la grieta no es despreciable y el comportamiento a la fractura desde el punto de vista macroscópico deja de ser lineal, apareciendo comportamiento curva-R. El aumento inicial de K_R observado en el compacto con plaquetas corresponde a la formación de los primeros puentes de plaquetas en el frente de la grieta. A medida que la grieta avanza, el desplazamiento de apertura de ésta y, por lo tanto, la tensión sobre la plaqueta aumenta, produciéndose la fractura de la misma. La rotura de puentes en la cola es contrarrestada con la formación de otros nuevos en la punta, manteniéndose así una zona de puenteo constante que conduce a un valor de la tenacidad de 7,4 $MPam^{1/2}$ para $\Delta a \sim 300$ µm.

El daño sufrido por choque térmico se ha analizado en función de dos parámetros. El primero de ellos, $R_1 \propto \sigma_f \cdot k/E$ (k = conductividad térmica), está relacionado con la temperatura crítica a la cual las propiedades del material se degradan y el segundo, $R_2 \propto \gamma E/\sigma_f^2$, controla la extensión del daño durante el choque térmico debido a la propagación de las grietas. Los resultados indican que la incorporación de plaquetas a una matriz de alúmina aumenta tanto R_1 como R_2. Como σ_f desciende y E aumenta con la adición de SiC (Tabla 1), el incremento en la temperatura crítica sólo puede explicarse por el aumento de la conductividad térmica en los materiales de Al_2O_3/SiC (McCluskey et al., 1990). El aumento de R_2 se debe al bajo σ_f, alto E y, fundamentalmente, al aumento de la energía de fractura.

Finalmente, los altos valores de K_I obtenidos para el material que contiene plaquetas también son consecuencia directa de la presencia de mecanismos de reforzamiento. En este caso, se produce un apantallamiento del campo de tensiones en el frente de la grieta, de forma que el factor de intensidad de tensiones se reduce en ΔK. La velocidad de propagación de la grieta está controlada por el factor de intensidad de tensiones en la punta, de forma que la ecuación (1) se convierte en:

$$V = A\left(1 - \frac{\Delta K}{K_I}\right)^n K_I^n \qquad (2)$$

que indica que un aumento en ΔK, asociado a un incremento en el tamaño de la grieta, conduce a un desplazamiento de las curvas V-K hacia valores más elevados de K_I. Esto justifica los altos valores de K_I obtenidos en el ensayo de DT comparados con los obtenidos en el ensayo de curva-R o en el de SENB, donde el tamaño de la grieta es mucho menor.

5.- CONCLUSIONES.

La adición de plaquetas de SiC a una matriz de alúmina aumenta la energía de fractura del material debido a la incorporación de mecanismos disipativos de energía como deflexión y ramificación de la grieta, desunión de la interfase, puenteo de las superficies de fractura y arranque de las plaquetas.

Estos mecanismos son los responsables del aumento observado en la resistencia a la propagación de grietas: curva-R, resistencia al choque térmico y resistencia al crecimiento subcrítico de grieta.

6.- AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido financiado por el proyecto de la Comunidad Europea (BREU 0181-C) y de la CICYT (MAT93-1435-CE).

7.- REFERENCIAS.

1.- Chawla, K.K., *Ceramic Matrix Composites*. Ed. Chapman and Hall, 1990.

2.- Belmonte, M., Moya, J.S., Miranzo, P., Nguyen, D., Dubois, J. y Fantozzi, G., *Fracture Behaviour of Al_2O_3/SiC-Platelet Composites, J. Mater. Res.* (enviado)

3.- Belmonte, M., Moreno, R., Moya, J.S. y Miranzo, P., *Obtention of Highly Dispersed Platelet-Reinforced Al_2O_3 Composites, J. Mater. Sci.*, **29**, pp 179-183, 1994.

4.- McCluskey, P.H., Willians, R.K., Graves, R.S. y Tiegs, T.N., *Thermal Diffusivity/Conductivity of Alumina-Silicon Carbide Composites, J. Am. Ceram. Soc.* **73** [2], pp 461-464, 1990.

COMPORTAMIENTO MECÁNICO EN ALTAS TEMPERATURAS DE UN COMPUESTO DE Al_2O_3-SiC (PLAQUETAS)

Calderón Moreno J. M.; Ramírez de Arellano López A.
Dpto. Física de la Materia Condensada (Universidad de Sevilla)-Instituto de Materiales (CSIC)
Avda. Reina Mercedes s/n. Apdo. 1065 Sevilla. Tfno: 95-4552891. Fax: 95-4612097

Resumen: Se ha estudiado la compresión en alta temperatura de un compuesto cerámico de alúmina reforzada con un 30% en volumen de plaquetas de carburo de silicio. Se han determinado algunos parámetros microestructurales y se han realizado ensayos a temperaturas entre 1300 y 1500 °C, a velocidades de deformación de 1.7×10^{-5} s^{-1}, y tensiones sobre muestra de hasta 400 MPa. A temperaturas por debajo de 1400 °C se ha observado fractura frágil, y se ha determinado la resistencia a la fractura. Por encima de esta temperatura se han alcanzado estados cuasi estacionarios de deformación, y se ha estudiado el efecto de la velocidad de compresión sobre la tensión estacionaria. Los resultados se comparan con un trabajo previo sobre un material análogo con whiskers de SiC en lugar de plaquetas.

Abstract: High temperature Compressive creep of an alumina matrix composite reinforced with 30vol. % of silicon carbide platelets has been studied. Mechanical tests were carried out in temperatures ranged between 1300 and 1500 °C, with a creep rate of 1.7×10^{-5} s^{-1}, and true stresses up to 400 MPa. At temperatures below 1400 °C brittle fracture was observed, and the strength against fracture was determined. Above 1400 °C cuasi steady-sates of deformation were achieved, and the sensitivity of the strain rate to stress has been studied through the stress exponent. The results are compared with a previous work on a similar material with SiC whiskers instead of platelets.

1.- INTRODUCCIÓN.

La adición de segundas fases resistentes a matrices policristalinas más comunes ha sido una de las principales líneas en la fabricación de compuestos cerámicos de alta fiabilidad estructural.

Los compuestos con whiskers han permitido aplicar métodos convencionales pulvimetalúrgicos de gran simplicidad y bajo presupuesto en el procesado, frente a compuestos cuyas fases reforzantes son fibras continuas.

Sin embargo, a las altas expectativas depositadas en la buena respuesta mecánica de algunos cerámicos reforzados con whiskers -en particular alúmina reforzada con whiskers de SiC (Wei et al. 1985), (Porter et al. 1987)-, no han correspondido resultados prácti-

cos inmediatos. De hecho, excepto algunas herramientas de corte, no se han encontrado muchas aplicaciones comerciales para este tipo de compuestos. Además, gran número de estudios han puesto de manifiesto los importantes problemas que trae consigo la manipulación de los microfilamentos, con índices de toxicidad superiores a los del amianto. Dado que este carácter tóxico es debido, precisamente, a su geometría y tamaño, en los últimos tiempos se ha venido investigando la posibilidad de sustituir los whiskers por plaquetas que pudieran cumplir su misma misión (Weaver et al. 1989), (Böcker et al. 1989). Así, se ha estudiado el efecto de las plaquetas de SiC en compuestos con matriz de alúmina (Chou y Green 1992, 1993 y 1994) y de mullita (Nischik et al. 1991).

Los estudios preliminares que se han llevado a cabo han demostrado que el potencial de las plaquetas como reforzante es prometedor (Claar et al. 1989). El efecto de aumento de la tenacidad que cabe esperar de las plaquetas, se debe a contribuciones análogas a las de los whiskers (Evans et al. 1989) (apertura de interfases, puenteado y deflexión de grietas (Faber et al. 1983), extracción de reforzantes, ...). Como en el caso de estos, la geometría matriz-reforzante, el carácter de la interfase reforzante/matriz y la relación entre las propiedades de ambos dictaminará cuál de los anteriores mecanismos domina el efecto de reforzamiento (Claussen 1990).

2.- MATERIALES.

El material estudiado se compone de una matriz de alúmina, con un añadido del 30% en volumen de plaquetas de SiC. El procesado tuvo lugar mediante molido convencional y mezclado en lechada de los polvos brutos de alúmina (en forma de α-Al_2O_3) y de las plaquetas.

El análisis microestructural se ha realizado mediante microscopía electrónica de barrido, con la ayuda de un analizador de imagen sobre las micrografías. Los detalles microestructurales se revelaron en superficies pulidas de muestras sin deformar. El tamaño de los granos de alúmina -d- se ha calculado mediante la expresión $d = 4A/\pi$, siendo A el área de cada grano, y realizando el promedio sobre alrededor de 500 valores. Su valor es de 0.9 µm. El diámetro de las plaquetas se ha calculado de la misma forma, en secciones perpendiculares al eje de compresión del procesado, la anchura de las plaquetas se calculó en secciones paralelas al eje del procesado. Los valores obtenidos han sido 1.2 µm para el diámetro y 9 µm para la anchura de las plaquetas. El cálculo de la densidad real del compuesto se realizó mediante el método de Arquímedes, y la densidad teórica se calculó mediante la suma de la densidad teórica de cada fase multiplicada por su fracción volumétrica en el compuesto, resultando que $\rho/\rho_{teórica} = 99\%$.

3.- ENSAYOS MECÁNICOS.

Todas las muestras se deformaron en un equipo INSTRON 1185, en aire, entre 1300 y 1500 °C bajo compresión uniaxial a velocidad de compresión constante, con velocidades de deformación inicial de 1.7×10^{-5} s^{-1} en todos los casos. Para establecer la influencia de la velocidad de deformación en las tensiones de estado estacionario alcanzadas en régimen de deformación plástica, se realizaron ensayos con cambios de velocidad de compresión desde el valor inicial hasta valores de 3.4 y 6.8×10^{-5} s^{-1},

a temperaturas a partir de 1400 °C. Cuando las muestras volvieron a alcanzar tensiones estacionarias de deformación, se midieron los valores de la nueva tensión estacionaria.

Para el posterior análisis se calcularon los exponentes de tensión mediante la ecuación clásica de estados estacionarios de fluencia:

$$\dot{\varepsilon} = A\,\sigma^{n}, \qquad (1)$$

donde $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, σ es la tensión aplicada, y A es un parámetro que depende principalmente de la temperatura y del tamaño de grano. Los valores de n así obtenidos tendrán por tanto un significado apropiado sólo si la microestructura no cambia, o sea sólo si las tensiones estacionarias corresponden a estados estacionarios de deformación plástica.

4.- RESULTADOS.

La Figura 1 recoge los resultados de los ensayos en una gráfica tensión vs. deformación. A temperaturas por debajo de 1400 °C las muestras se fracturan a tensiones entre 266 y 376 MPa, tras un 5-6 % de deformación, sin exhibir comportamiento plástico.

A temperaturas entre 1400 y 1500 °C las muestras se comportan plásticamente. A 1400°C, tras llegar hasta un 18% de deformación a tensión estacionaria (sin que disminuyera la tensión sobre muestra), se paró el ensayo. Para temperaturas superiores las experiencias se terminaron al alcanzar deformaciones totales de un 10%, tras observar estados estacionarios, sin pérdida de tensión, como se observa en la Figura 1.

Los resultados de las experiencias realizadas con cambios en la velocidad de compresión se recogen en la Figura 2. Junto a los datos experimentales de deformación de cada ensayo, se indican los valores del exponente de tensión (n) medidos.

5.- DISCUSIÓN.

En esta discusión compararemos los valores obtenidos en este material con un trabajo previo (Ramírez de Arellano López et al. 1991), sobre un material de idéntica composición a éste y similar tamaño de grano, pero con whiskers de SiC -de longitud media 10 μm y relación longitud/diámetro en torno a 10- en lugar de plaquetas.

En este trabajo se observó el mismo comportamiento frágil a temperaturas inferiores a 1400 °C, para la misma velocidad de deformación. Los valores de tensión previa a la fractura eran ligeramente superiores para el material con whiskers (de similar tamaño de grano), que para el compuesto con plaquetas. Por debajo de esta temperatura la matriz de alúmina no puede deformarse plásticamente, y se produce la propagación rápida de grietas y la disgregación del material para pequeñas deformaciones.

La temperatura de transición desde comportamiento frágil a comportamiento plástico no tiene porqué verse afectada por la geometría del reforzante, y en efecto coincide con la observada para compuestos con whiskers de SiC.

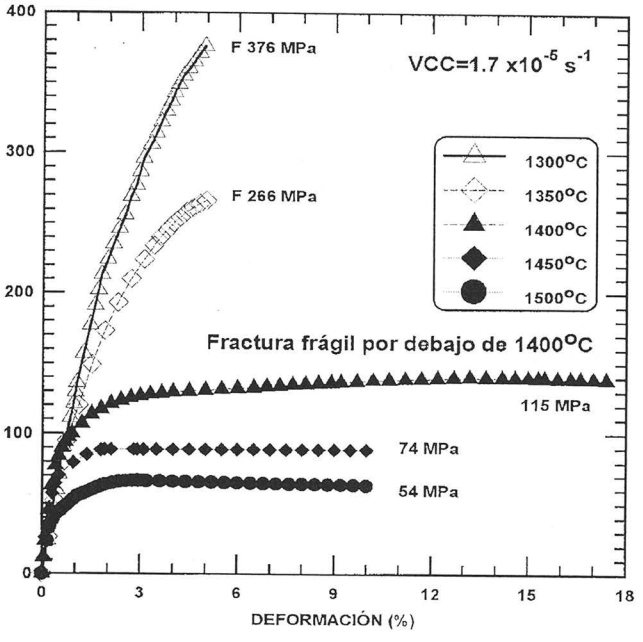


Figura 1.- Ensayos realizados a velocidad de compresión cte. de 1.7 x 10^{-5} s^{-1}.

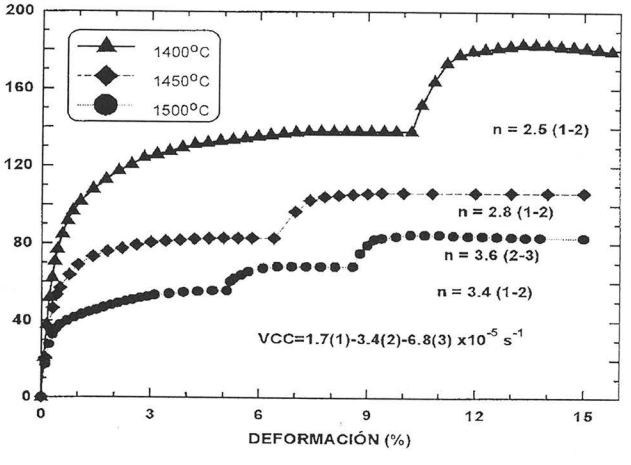


Figura 2.- Ensayos realizados a diferentes velocidades de compresión.

Los valores de deformación total sobre muestra alcanzados son también similares a los obtenidos en compuestos con un 30% en volumen de whiskers. Es conocido el efecto frente al crecimiento de grietas de fases reforzantes mediante deflexión de la fisura y puenteado de granos, efectos que se han observado en un material análogo a éste (Chou y Green 1994), lo cual permite explicar que se alcancen deformaciones altas sin fractura, del mismo modo que ocurre en el material con whiskers.

Los valores obtenidos del exponente de tensiones, se sitúan entre 2.5 y 3.6, incrementándose con la temperatura. Varios mecanismos de fluencia podrían ser los responsables de estos altos valores de n. Sin embargo, las tensiones necesarias para activar un movimiento de dislocaciones generalizado para causar valores tan altos de deformación son típicamente muy superiores a los aquí observados. Se ha realizado un análisis preliminar de la microestructura mediante microscopía electrónica de transmisión que no ha revelado actividad de dislocaciones apreciable.

En diversos trabajos previos sobre compuestos con whiskers se ha puesto de manifiesto que para resultados similares, se produce creación de daños (Calderón Moreno et al. 1995), sin embargo la fase reforzante evita la fractura resultante de la acumulación de daños. En estos casos se observan tensiones estacionarias durante la deformación de la muestra, pero el incremento en la velocidad de compresión produce menores cambios en la tensión estacionaria como resultado de la producción de daños, dando así una posible explicación a los altos valores del exponente de tensión calculados. Sin embargo es posible un enfoque alternativo considerando la existencia de una tensión umbral por debajo de la cual se activa un mecanismo difusional puro, y por encima de ella se activa el mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano, dando lugar a altos valores del exponente de tensión para tensiones ligeramente por encima de la tensión umbral.

6.- CONCLUSIONES.

Este estudio ha identificado el rango de temperaturas de deformación plástica en un compuesto de alúmina-SiC(p)(30%), en compresión para velocidades de deformación alrededor de 10^{-5} s^{-1}.

Un paso posterior será la caracterización completa del compuesto, extendiendo el rango de ensayo a menores tensiones y velocidades de deformación, para determinar el papel de los mecanismos difusionales que controlan la fluencia.

Agradecimientos: Trabajo realizado con el soporte del proyecto CICYT MAT94-481, *Ministerio de Educación y Ciencia.*

REFERENCIAS

Böcker W. D. G., Chwastiak S., Frechette F. & Lau S. K., Single phase alpha-SiC reinforcements for composites, Transactions Am. Ceram. Soc. 2, pp 407-420, 1989.

Calderón Moreno J. M., Ramírez de Arellano López A., Domínguez Rodríguez A., Routbort J. L., Fourth Euroceramics vol. 3 pp 377-384, ed. S. Meriani, V. Sergo 1995.

Chou Y. S. & Green J. D., SiC-platelet/Alumina Composites, I. Effect of Forming Technique on Platelet Orientation, J. Am. Ceram. Soc. 75, pp 3346-3352, 1992.

Chou Y. S. & Green J. D., SiC-platelet/Alumina Composites, II. Mechanical Properties, J. Am. Ceram. Soc. 76, pp 1473-1479, 1993, y III. Toughening Mechanisms, J. Am. Ceram. Soc. 76, pp 1985-1992,1993.

Chou Y. S. & Green J. D., Processing and Mehanical Properties of a Silicon Carbide Platelet/ Alumina Matrix Composite, J. Eur. Ceram. Soc. 14, pp 303-311, 1994.

Claar T.D., Johnson W. B., Anderson C. A. & Schiroky G. H., Microstructure and Properties of Platelet Reinforced Ceramics, Ceram. Eng. Sci. Proc. 10(7-8), pp 599-609, 1989.

Claussen N., Cerarnic Platelet Composites, pp 1-12, in Structural Ceramics, Processing, Microstructure, and Properties, RISO International Symposium on Metallurgy and Materials Science, RISO National Laboratory, Roksilde, Demark, 1990.

Evans A. G. & Marshall D. V., The Mechanical Behaviour of Ceramic Matrix Composites, Acta Metall. 37(10), pp 2567-2583, 1989.

Faber K. T. & Evans A. G., Crack Deflection Processes.-I. Theory, Acta Metall. 31(4), pp 565-576, 1983 y II. Experiment, Acta Metall. 31(4), pp 577-584, 1983.

Nischik C., Seibold M. M., Travitzky N. A. & Clausen N., Effect of Processing on Mechanical Properties of Platelet Reinforced Mullite Composites, J. Am. Ceram. Soc. 74(10), pp 2464-2468,1991.

Porter J. R., Lange F. F. & Chokshi A. H., Processing and Creep Performance of SiC-whisker Reinforced Alumina Am. Ceram. Soc. Bull. 66, pp 339-342, 1987.

Ramírez de Arellano López A. Tesis Doctoral, Universidad deSevilla, 1991.

Weaver S. C.& Nixdorf R.D., SiC Whiskers and Platelets, Transactions Am. Ceram. Soc. 2, pp 397-406,1989.

Wei G. C. & Becher P. F., Development of SiC-whisker Reinforced Ceramics, Am. Ceram. Soc. Bull. 64, pp298-304, 1985.

MICROMECÁNICA DE MATERIALES COMPUESTOS APLICADA A ACEROS EUTECTOIDES

Campos, J. M.[1]; Valiente, A.[2] y Elices, M.[2]

[1] Dpto. Ingeniería Mecánica. E.T.S. Ingenieros Industriales ICAI. Universidad Pontificia Comillas. Alberto Aguilera, 23-25. 28015 Madrid. Tfno.: 91-5422800. Fax: 91-5411132.

[2] Dpto. Ciencia de Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitria, s/n. 28040 Malrid. Tfno.: 91-3366679. Fax: 91-3366680.

Resumen: La fabricación del acero eutectoide trefilado provoca tensiones residuales que ejercen gran influencia en sus aplicaciones. Las técnicas convencionales para medirlas no son aplicables debido a su geometría y se recurre a técnicas difractométricas. Éstas están desarrolladas para materiales monofásicos pero este acero es perlítico (fases ferrita y cementita). Se desarrolla un modelo para este acero, inspirado en la Micromecánica de Materiales Compuestos, que relaciona el comportamiento de cada fase con el del acero. Se ha contrastado satisfactoriamente en ensayos mecánicos uniaxiales.

Abstract: Cold-drawing of eutectoid steel produces residual stresses which have very important effects on its industrial applications. Traditional measurement technics are not suitable, so X-ray diffraction is used. But X-ray diffraction method has been developed for monophasic materials and the steel used is a perlitic one (ferrite and cementite phases). This work developes a model for this steel, based on Micromechanics of Composites, which clarifies the relationship between each phase and the steel. This model has been tested experimentally.

1.- INTRODUCCIÓN.

El acero eutectoide tiene una amplia aplicación, en estructuras de hormigón pretensado y en elementos de gran responsabilidad, debido a su elevada resistencia mecánica. Su microestructura es perlítica: finas láminas de ferrita y cementita. Se presenta en forma de alambre trefilado de pequeño diámetro. Su comportamiento macroscópico es isótropo, en régimen elástico-lineal, y se caracteriza sin dificultades mediante ensayos convencionales de tracción. Varios autores responsabilizan a un cierto carácter anisótropo su comportamiento en fisuración y en plasticidad (ref. /1/ a /3/).

Su fabricación se basa en el trefilado que provoca tensiones residuales. Las técnicas convencionales de medida de tensiones no son aplicables debido a su tamaño y geometría (ref. /4/). En casos semejantes se emplean técnicas difractométricas que miden en

áreas reducidas sin contacto físico. El inconveniente de estas técnicas es que están desarrolladas para materiales policristalinos monofásicos en régimen elástico-lineal. Pero este acero es de microestructura perlítica (fases ferrita y cementita) con reparto homogéneo de fases, y requiere diseñar un modelo para conocer el comportamiento macroscópico de este acero a partir del de la fase difractante: la ferrita. El modelo se basa en la teoría micromecánica de materiales compuestos y se contrasta mediante ensayos diseñados específicamente.

2.- FORMULACIÓN TEÓRICA.

El equilibrio interno de fuerzas entre las fases y el acero se cumple siempre (fig. la). La fuerza dF que el medio transmite a través de una superficie elemental dS es la suma de las fuerzas que actúan sobre cada fase componente del elemento considerado: dF_F y dF_C. Usando el vector tensión en fases y acero, igualando las fracciones areolares a las volumétricas y generalizando con el tensor de tensión en las fases y acero σ_F, σ_C y σ, se obtiene una relación válida para cualquier dirección n del elemento de superficie dS:

$$\sigma = V_F\sigma_F + V_C\sigma_C = V_F\sigma_F + (1 - V_F)\,\sigma_C \qquad (1)$$

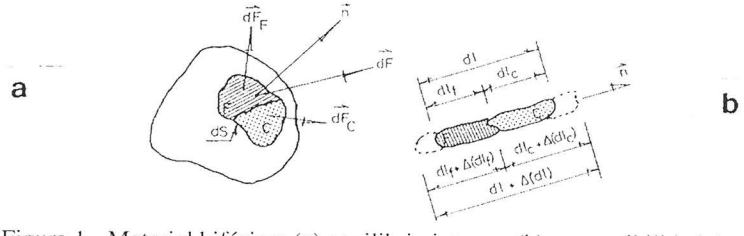


Figura 1.- Material bifásico: (a) equilibrio interno, (b) compatibilidad de deformaciones.

La compatibilidad de deformaciones entre fases y acero, asumiendo ausencia de roturas y continuidad entre fases (fig. lb), se obtiene considerando un elemento material de longitud diferencial dl orientado paralelamente a la dirección n, donde dl_F y dl_C son las longitudes de cada fase. La variación de longitud del acero $\Delta(dl)$ será suma de las variaciones propias de las fases. Igualando las fracciones lineales a las volumétricas e introduciendo el tensor de deformación en las fases y el acero ε_F, ε_C y ε, se obtiene una relación verificable para cualquier orientación n del elemento de longitud dl:

$$\varepsilon = V_F\varepsilon_F + V_C\varepsilon_C = V_F\varepsilon_F + (1 - V_F)\,\varepsilon_C \qquad (2)$$

Las siguientes ecuaciones a considerar en régimen elástico-lineal tienen en cuenta las relaciones constitutivas de cada fase, donde S_F y S_C son las matrices de flexibilidad:

$$\varepsilon_F = S_F\sigma_F \quad ; \quad \varepsilon_C = S_C\sigma_C \qquad (3)$$

Estas cuatro ecuaciones tensoriales relacionan seis variables también tensoriales: σ, ε, σ_F, ε_F, σ_c y ε_c. No es posible eliminar entre ellas las tensiones y deformaciones de las fases para obtener la ecuación constitutiva del acero:

$$\varepsilon = S\,\sigma \qquad (4)$$

En consecuencia hay que buscar una nueva ecuación que establezca las condiciones bajo las cuales los estados de tensión o deformación del acero se distribuyen entre las fases. En nuestro caso es conocida la ecuación (4) pero al desconocerse en la cementita su matriz de flexibilidad S_C, sigue faltando una ecuación. De las ecuaciones anteriores:

$$\varepsilon_F = \frac{1}{V_F}(S_C^{-1}-S^{-1})(S_C^{-1}-S_F^{-1})^{-1}\varepsilon = \varphi_F\varepsilon \quad ; \quad \sigma_F = \frac{1}{V_F}(S_C-S)(S_C-S_F)^{-1}\sigma = \eta_F\sigma \qquad (6)$$

donde φ_F y η_F son tensores de cuarto orden que pueden expresarse mediante 21 constantes independientes en el caso más general de anisotropía. Difractometricamente se mide la tensión y deformación en la perlita y las del acero se miden en una máquina de ensayos, lo que permite obtener estos tensores que tienen dos grupos de variables independientes: a) la fracción volumétrica de ferrita (composición química del acero), y b) las matrices de flexibilidad y rigidez de fases y acero (microestructura cristalina).

Modelar el comportamiento del acero, a partir del de una fase, requiere encontrar una relación universal del tipo (5) (tabla 1). Voigt en 1910 propuso un modelo que supone un estado homogéneo de deformación en el material ($\varepsilon_F = \varepsilon_c = \varepsilon$). Reuss en 1929 propuso otro modelo bajo un estado homogéneo de tensión en el material ($\sigma_F = \sigma_c = \sigma$). Kroner en 1958 y Eshelby en 1961 propusieron y desarrollaron un modelo más complicado en el que cada grano se asimila a una inclusión esférica con propiedades anisótropas S_C (21 constantes independientes en el caso más general) recubierta por una matriz isótropa S_F. En nuestro caso cada fase cristaliza bajo diferente sistema por lo que S_F y S_C tienen formulaciones distintas según las simetrías cristalinas propias de cada fase. La ferrita es cúbica: medio simétrico con tres constantes independientes en S_F y la cementita es ortorrómbica: medio ortótropo con nueve constantes independientes en S_C (expresados en sus triedros clistalográficos) (ref. /5/).

Tabla 1.- Modelos de comportamiento propuestos para un material compuesto.

Modelo	S	η_F	φ_F
Voigt	$(V_F S_F^{-1}+V_C S_C^{-1})^{-1}$	$(V_F\mathbf{1}+V_C S_F S_C^{-1})^{-1}$	$\mathbf{1}$
Reuss	$V_F S_F+V_C S_C$	$\mathbf{1}$	$(V_F\mathbf{1}+V_C S_F^{-1} S_C)^{-1}$
Kroner Eshelby	S_F+S_C	$\frac{1}{V_F}(\mathbf{1}-S_F^{-1}S_C)^{-1}$	$\frac{1}{V_F}\{[(S_F+S_C)(S_F^{-1}-S_C^{-1})]^{-1}-(S_C S_F^{-1}-\mathbf{1})^{-1}\}$
Propuesto	$\eta V_F(S_F-S_C)+S_C$	$\eta\mathbf{1}$	$\varphi\mathbf{1}$

En el acero eutectoide solo difracta la ferrita. No pueden cuantificarse las funciones φ_F y η_F por desconocerse los tensores de flexibilidad y de rigidez de la cementita. Ninguna de estas teolias permite modelar este acero porque suponen un comportamiento monofásico en deformaciones o en tensiones, o no representan bien su microestructura. La hipótesis propuesta en este trabajo asume un comportamiento proporcional entre la fase difractante y el acero. La relación entre ambos tensores se obtiene de la ecuación (5):

$$\varphi_F = S_F\eta_F S^{-1} \quad ; \quad \eta_F = S_F^{-1}\varphi_F S \qquad (6)$$

3.- ENSAYOS REALIZADOS.

Con laminación continua de palanquilla se obtiene un alambrón de Ø12 mm. (P1) que se somete a un patentado (P2), temple isotérmico que afina y homogeneiza la perlita.

Después se trefila hasta Ø7 mm. y se endereza por flexiones rotativas (P3). Además de estos tres aceros se utiliza un fleje laminado y recocido de acero F-1110 (F) para verificar la precisión y fiabilidad del metodo difractométrico por tener un 98.5% de ferrita.

Se realiza un análisis químico (tabla 2) para conocer la fracción másica y con la densidad de la ferrita (7.86 gr/cm^3) y de la cementita (7.82 gr/cm^3) obtener la fracción volumétrica de perlita: 0.872. El estudio metalográfico de muestras transversales y axiales se realizó en un microscopio electrónico de barrido con emisión de electrones secundarios a 25 kV. El alambrón (Pl) y el patentado (P2) muestran una microestructura perlítica sin orientación preferente con idéntico aspecto en ambos cortes aunque en el patentado la perlita es más fina. El trefilado deforma plásticamente la cementita (ref. 131) creando una estructura anisótropa fuertemente orientada axialmente y arremolinada transversalmente. Los ensayos de tracción se realizan en máquinas universales instrumentadas accionadas con velocidad de deformación ingenieril constante de 10^{-3} s^{-1} (tabla 3).

TABLA 2.- Análisis químico (% en peso).

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mb	Al	Cu	Fe
Acero utilizado	0.80	0.60	0.26	<0.010	<0.030	0.02	0.02	0.001	0.001	0.02	Resto

TABLA 3.- Características mecánicas de los aceros estudiados.

	P1	P2	P3	FLEJE
Módulo de elasticidad, E(GPa)	199	205	222	200
Límite elástico al 0.1% (MPa)	535	696	1290	654
Límite elástico al 0.2% (MPa) (convencional)	595	782	1400	660
Resistencia a tracción (MPa)	1175	1403	1756	682
Deformación a carga máxima(%)	6.9	7.3	5.3	20

Bragg relacionó la distancia interplanar d_{hkl} de una familia de planos que difracta un haz incidente en algunas direcciones θ, con su longitud de onda λ *($2d_{hkl}sen\theta=n\lambda$)* y su orden de difracción n (fig. 2a). Diferenciando esta ley se obtiene la deformación normal a la familia de planos midiendo el desplazamiento de la posición de difracción Δθ:

$$\varepsilon_{n_{hkl}} = -\Delta\theta \cot g\, \theta \qquad (7)$$

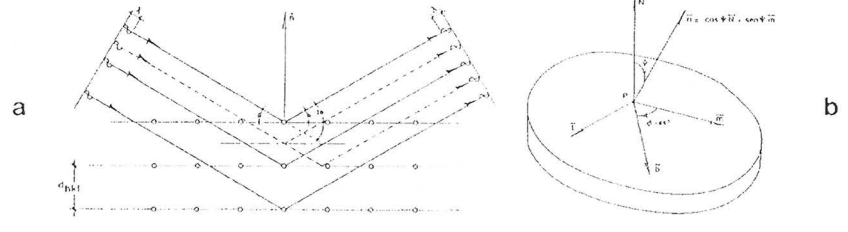


Figura 2.- Técnica de medida: a) difracción de planos *(hkl)*. b) Sistema de referencia.

Si se elige un triedro de referencia tal que *N* es la normal a la superficie y ***m*** es la dirección donde nos interesa conocer las tensiones (fig. 2b), en cualquier dirección ***n*** se mide la deformación normal que se relaciona con la tensión existente en la dirección ***m*** mediante la ley de Hooke de materiales isótropos bajo un estado de tensión plana:

$$\varepsilon_n = \varepsilon\, \mathbf{n}\cdot\mathbf{n} = (\varepsilon_m-\varepsilon_N)sen^2\psi + \varepsilon_{Nm}sen2\psi + \varepsilon_N = (S_{11}-S_{12})\sigma_m sen^2\psi + S_{12}(\sigma_t+\sigma_m) \qquad (8)$$

Recta ε_n *vs.* $sen^2\psi$ de cuya pendiente se obtiene σ_m. Si se mide para varios valores ψ en el plano ***Nm***, el proceso es autocomprobante. Los aceros estudiados tienen rectas con coeficientes de correlación prácticamente unitarios (ref. /4/). La σ_m está medida en la fase difractante (ferrita), pero la tensión que nos interesa es la del acero σ_m^E:

$$\varepsilon_n = \eta(S_{11}-S_{12})\sigma_m^E sen^2\psi + \eta S_{12}(\sigma_t^E+\sigma_m^E) = \eta\frac{1-\nu}{E}\sigma_m^E sen^2\psi - \eta\frac{\nu}{E}(\sigma_t^E+\sigma_m^E) \qquad (9)$$

4.- CONTRASTACIÓN DEL MODELO.

Los ensayos realizados consisten en traccionar cada probeta con diferentes niveles de carga, en una máquina de ensayos, midiendo simultánea y difractométricamente las tensiones de la ferrita. El ensayo realizado sobre el fleje valida la calibración del equipo difractométrico en aceros monofásicos. La figura 3a representa la tensión difractométrica medida en la ferrita frente a la tensión aplicada en el acero. Los saltos de carga aplicados se detectan fielmente en la ferrita: comportamiento lineal de pendiente unidad (η=1).

En el acero eutectoide, los escalones de carga se eligen equidistantes hasta el 96% de la correspondiente tensión ingenieril de rotura, descargándose después para comprobar el comportamiento elástico-lineal tanto del acero como de su fase ferrita, y para conocer los cambios de tensión residual provocado: siempre son compresiones de diferente valor. El rango de validez de este ensayo es el del comportamiento elástico-lineal. El límite elástico de los aceros se conoce de los ensayos de tracción pero puede no coincidir con el límite elástico de la ferrita, la fase blanda, que es desconocido.

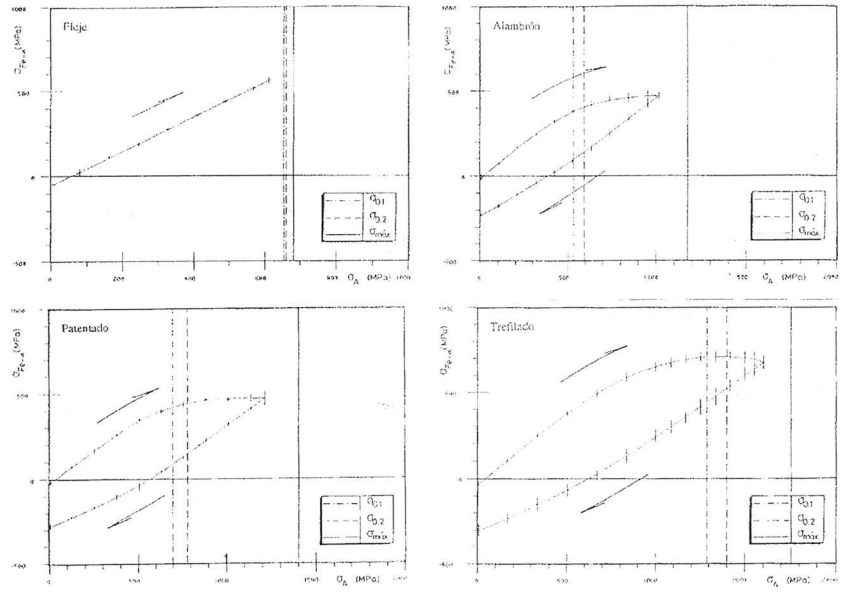


Figura 3.- a) Fleje (F). b) Alambrón (Pl). c) Patentado (P2). d) Trefilado (P3).

La figura 3 muestra los resultados con escalas comunes en ambos ejes. Las líneas verticales de distinto trazo indican el límite elástico y de rotura de cada acero. Los puntos experimentales se representan por intersección de dos trazos cuya longitud marca las incerti-

dumbres de ambos sistemas de medida con una confianza del 70%. Hay similitud de comportamiento en todos los aceros. Se esperaba un comportamiento lineal hasta alcanzar el límite elástico de cada acero como el obtenido en el fleje, pero sólo se observa en el P1, lo que confirma que la fase difractante es la fase blanda del acero. En carga, el comportamiento difractométrico de todos los aceros es lineal cuyas pendientes difieren entre sí menos de un 9% (tabla 4). La pérdida de linealidad marca el límite elástico de la ferrita, siempre inferior al del acero (tabla 4). Si prosigue la carga, la tensión difractométrica crece a menor ritmo que la tensión aplicada hasta alcanzar su tensión de rotura. El trefilado muestra un comportamiento especial en este tramo donde la tensión de la ferrita alcanza un máximo y luego desciende, quizás por la creación de microhuecos por descohesión de los cristales de ferrita pero que no originan la rotura del acero debido a la superior adherencia entre las láminas de ferrita y cementita. La descarga posterior se inicia con la misma pendiente del tramo inicial de carga por estar ambos en régimen elástico-lineal.

Los ensayos de contrastación permiten demostrar que la ferrita absorbe menores cargas que las aplicadas sobre el respectivo acero. Como el límite elástico de la ferrita es inferior al del acero, cualquier descarga de éste tras superar dicho límite produce compresiones residuales en la ferrita que son beneficiosas por ser la fase más débil. La ferrita puede estar comprimida aún cuando el acero esté sometido a tracciones.

TABLA 4.- Pendientes η y límites elásticos y tensiones de rotura de la ferrita y del acero.

Acero	η_{carga}	$\eta_{descarga}$	$(\sigma_Y)_{Fe-\alpha}$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\frac{(\sigma_Y)_{Fe-\alpha}}{\sigma_{0.2}}$ (%)	$(\sigma_R)_{Fe-\alpha}$ (MPa)	σ_R (MPa)	$\frac{(\sigma_R)_{Fe-\alpha}}{\sigma_R}$ (%)
Fleje (F-1110)	1	-	660	660	100	682	682	100
Alambrón (P1)	0.754	0,790	430	595	72	522	1175	44
Patentado (P2)	0.723	0,737	456	782	58	532	1403	38
Trefilado (P3)	0.786	0,721	604	1400	43	799	1756	46

5.- CONCLUSIONES.

Se propone un modelo micromecánico de materiales compuestos para explicar el comportamiento del acero eutectoide mediante un parámetro consistente físicamente que se contrasta experimentalmente aunque sólo para estados uniaxiales de tensión.

El trefilado mejora el límite elástico y la tensión de rotura en la ferrita y en el acero eutectoide correspondiente, en mayor medida que el patentado.

Se descubre una vía para introducir beneficiosas compresiones residuales en la fase ferrita del acero eutectoide.

5.- REFERENCIAS.

1.- Sunwoo, H., Fine, M. E. and Stone, D. H. (1982). "Cyclic deformation of pearlitic eutectoid rail steel". Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, p. 2035.

2.- Elices, M., Maeder, G. and Sánchez-Galvez, V. (1983). "Effect of surface residual stress on hydrogen embrittlement of prestresing steels". British Corrosion Journal, Vol. 8, nº 2, p. 80-81.

3.- Langford, G. (1977). "Deformation of pearlite". Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, p. 861.

4.- Campos, J. M. (1995). Tesis Doctoral: "Medida de tensiones por difracción de rayos X en alambres de acero eutectoide". E.T.S. Ingenieros Industriales (ICAI). Universidad Pontificia Comillas de Madlid.

5.- Noyan, I. C. y Cohen, J. B. (1987). "Residual stress, measurement by diffraction and interpretation". Ed. Splinger-Verlag. New York-Berlin-Heidelberg.

EFECTO DE LA MESOFASE FIBRA-MATRIZ EN EL COMPORTAMIENTO ELÁSTICO A CORTADURA DE LOS MATERIALES COMPUESTOS UNIDIRECCIONALES.

Corz Rodríguez A.[1]; García Sánchez F.[1]; Pascual Cosp J.[1]; Gutiérrez Cabeza J.M.[2]

[1] Dpto. Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación. E.T.S. de Ingenieros Industriales de Málaga. Plaza de El Ejido, s/n. 29013 Málaga. España. Tfno: 95-2131365. Fax: 34-95-2131371

[2] Dpto. Física Aplicada. E.U. Politécnica de Algeciras. Universidad de Cádiz. Avda. Ramón Puyol s/n. 11202 Algeciras. Cádiz. España. Tfno: 956-662112.

Resumen: Las primeras técnicas de modelado micromecánico para describir el comportamiento elástico de los materiales compuestos, consideraban el material como un medio de dos fases con una perfecta unión entre los componentes. La situación actual de las técnicas de modelado es más compleja y existen algunos estudios que han considerado una zona de transición alrededor de la fibra con propiedades diferentes tanto de la misma fibra como de las de la matriz. La estructura y propiedades de la mesofase, como ha dado en llamarse, influye notablemente sobre las propiedades elásticas de los materiales compuestos. Este trabajo desarrolla un análisis elástico con el objeto de estudiar el efecto de la mesofase, en el comportamiento elástico (módulo de cortadura) de los materiales compuestos.

Abstract: The early micromechanical modeling techniques for describing composite elastic behavior, consider the composite materials as a two fase medium with a perfect bonding between the components. The actual situation of modeling techniques is more complicate and there are some estudies that have considered a zone surrounding the fiber with different properties from the fiber and the bulk matrix. The structure and properties of the mesophase influence notably the elastic properties of composite materials. This paper outlines an elastic analysis with the purpose of studying the effect of the mesophase, on the elastic behavior (shear modulus) of composite materials.

1.-INTRODUCCIÓN.

Las primeras técnicas de modelizado realizadas para describir el comportamiento elástico de un material compuesto [1,5,6], consideran el material como un medio bifásico, con una perfecta adherencia entre ambos componentes, esta hipótesis simplifica notablemente el tratamiento teórico. La situación actual de las técnicas de modelizado es más compleja y hay algunos estudios [3,4,8] que han considerado la existencia de una zona alrededor de la fibra con propiedades diferenciadas de las de la matriz. La estructura y propiedades de la interfase fibra-matriz, influyen notablemente en las propieda-

des elásticas del material compuesto. En esta dirección se ha realizado un estudio de una sección transversal de un material compuesto de fibra de vidrio y matriz de poliéster con el objeto de estudiar, en primer lugar, la morfología de la zona de transición, o mesofase como es denominada por Theocaris [7], para, a continuación, realizar el análisis elástico del modelo. El modelizado para la simulación se realiza mediante una técnica de elementos finitos y se obtendrán curvas de diseño para diferentes porcentajes de fibra-matriz y de mesofase. El tipo de distribución utilizada es la rectangular y dentro de ella la cuadrada, aunque el procedimiento es similar para otras distribuciones. La celdilla unitaria que se ha utilizado contiene un cuarto de fibra, este modelo simplificado es el resultado de considerar las condiciones de simetría de la distribución.

2.-MICROESTRUCTURA Y COMPOSICIÓN DE LA MESOFASE.

2.1.-Material utilizado.

El material utilizado para el estudio propuesto es un poliester reforzado con fibra de vidrio tipo E. Las constantes elásticas de ambos materiales son: E_f =72.5 GPa, υ_f = 0.2, E_m =2.5 GPa, υ_m =0.25. El tratamiento de la superficie de la fibra ha sido a base de un etoxi-silano.

2.2.-Metodología y equipos utilizados.

La preparación de las muestras del material se llevaron a cabo utilizando una cortadora Buehler Isomet-2000 y una pulidora Ecomet-3 con cabezales Automet-3, utilizando una suspensión de polvo de diamante de 1 μm.

Para el recuento de fibras, distribución y determinación del diámetro medio, se ha utilizado un analizador de imagen Omnimet de Buehler. Previamente al estudio mediante Microscopía Electrónica de barrido, se ha sometido a la muestra a un metalizado de la superficie utilizando para ello un metalizador Balzers SCD-004. En el estudio se ha utilizado un microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-6400, y el EDX se ha realizado con un sistema de análisis Link-eXL.

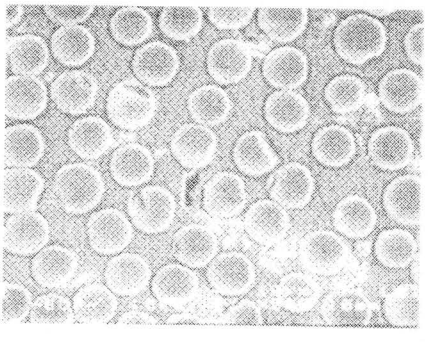


Figura 1.-Zona bajo estudio

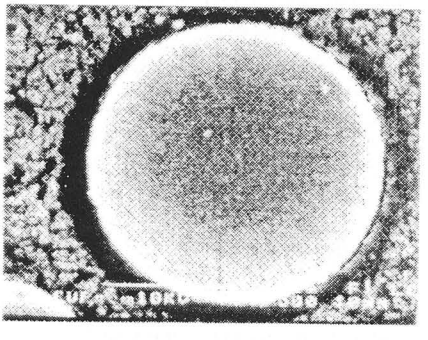


Figura 2.-Detalle de una fibra

2.3.-Mediciones

Las figuras 1 y 2 muestran la distribución de las fibras en el material y el espesor de la mesofase. El diámetro medio de las fibras es de 23.54 μm (σ=2.138 μm), figura 3,

con una distancia media entre fibras de 7,63 µm (σ=3.969 µm). De estas medidas se obtiene un volumen medio de fibra V_f=45%. En cuanto al espesor medio de la mesofase, es un tanto problemático de establecer, dada la imprecisión de sus límites, con lo cual pasamos a realizar un estudio específico de esta zona, a fin de realizar una estimación lo más ajustada posible.

Para comenzar, digamos que en un análisis morfológico de la mesofase, podríamos estimarle un espesor medio de 2.2 µm. Para realizar una estimación más ajustada, recurrimos a la detección de la distribución de Si a medida que nos movemos radialmente en la mesofase, detectándose una variación tal como se aprecia en los espectros representados en la figura 4.

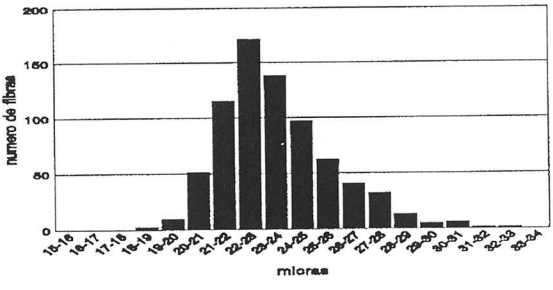


Figura 3.-Tamaño de fibras

La distribución de Si en la mesofase no es uniforme, como puede apreciarse en la figura 4. El aspecto que presenta la distribución de Si como función de la distancia a la fibra es el que puede apreciarse en la figura 5. La inflexión de la curva representada se produce en la zona de 1.6 µm. Atendiendo al análisis morfológico y al del Si, se podría asegurar que la mesofase se puede promediar a 1.9 µm para suponerle unas propiedades medias uniformes, con lo que tendremos una fracción V_i =7.2%.

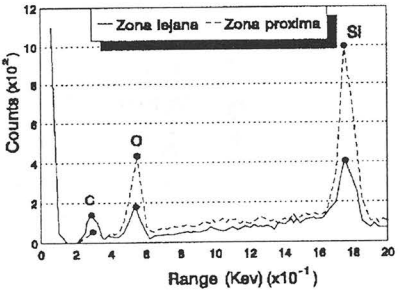


Figura 4.-Espectros tipo

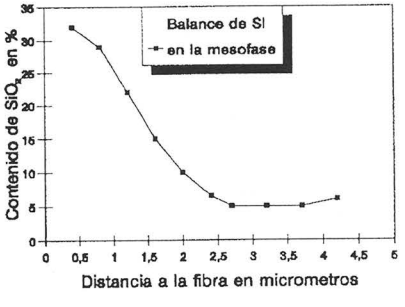


Figura 5.-Espesor de la mesofase

Del estudio se deduce que se puede estimar, de forma conservadora, una fracción volumétrica de mesofase de V_i= 7%, si bien sus propiedades elásticas son desconocidas. Estas propiedades serán consideradas dentro de la hipótesis de isotropía, como plimera simplificación para este trabajo, ya que como puede verse en la figura 2, se ha detectado un aspecto anisótropo que será objeto de un posterior trabajo.

3.-ANÁLISIS

Para el material compuesto, supondremos que las fibras poseen un módulo de Young E_f y un coeficiente de Poisson υ_f, supondremos asimismo que se pueden considerar de forma cilíndrica y con suficiente longitud como para poder despreciar los efectos de borde en este análisis. El radio de la fibra se supondrá uniforme, aunque en la práctica esto supone adoptar un valor medio sobre la distribución de tamaños de fibra, figura 3. Otra de las hipótesis de partida, es que la dispersión de la fibra es uniforme en la matriz, matriz cuyo módulo de Young será E_m y su coeficiente de Poisson υ_m. Se ha considerado como ejemplo una distribución cuadrada, de manera que la distancia entre fibras sea 2a, tanto en el sentido del eje x como en el del eje y. Dado que una de las propiedades elásticas más discutidas es el módulo de elasticidad transversal G_{12}, se ha planteado el estudio de esta propiedad, abordándose el problema en la sección 3.1. Se dan detalles de la resolución mediante el M.E.F. en la sección 3.2.

3.1.-Planteamiento del modelo y condiciones de contorno.

El planteamiento del modelo parte del supuesto, como ya hemos dicho anteriormente, de una distribución cuadrada de fibras, tal como se puede apreciar en la figura 6. Si tomamos una primera celdilla, de dimensiones 2a x 2a, vemos que obtenemos un modelo tal como el de la figura 7. En un paso más de simplificación, utilizando las simetrías correspondientes, llegamos al modelo tridimensional de la figura 8, que es la cuarta parte del último planteado.

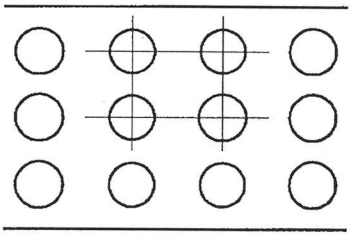


Figura 6.- Disposición de fibras.

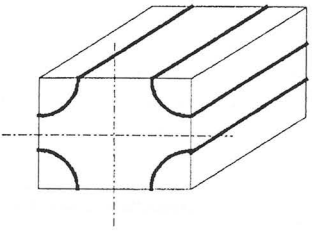


Figura 7.-Celdilla básica

Si analizamos el modelo de la figura 8, tendremos una celdilla elemental de dimensiones a x a x l, sometida a una tensión de cortadura τ, tal como se indica. Al estar sometida a esta tensión τ, la celdilla sufrirá una distorsión γ y por lo tanto planteando la ecuación que relaciona la tensión de cortadura y la distorsión tenemos:

$$\frac{\tau_{12}}{\gamma_{12}} = G_{12} \qquad (1)$$

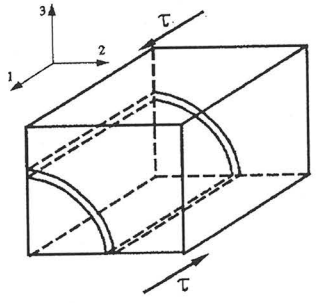


Figura 8.-Celdilla elemental

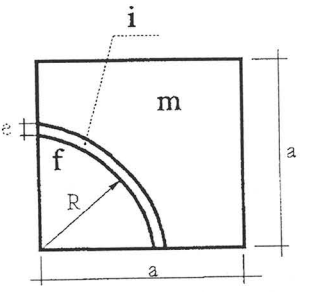


Figura 9.-Celdilla bidimensional

La distorsión γ_{12} será el desplazamiento de la arista superior del modelo en la dirección de la tensión τ_{12}, dividido por la distancia entre ambas aristas, o sea a, de esta forma la formula (1) queda como:

$$\frac{\tau_{12}}{\Delta w/a}=G_{12} \qquad (2)$$

Si hacemos que el denominador de la formula (2) valga la unidad, imponiendo como condición de contorno un desplazamiento unidad $\Delta w=1$ con una celdilla elemental de $a=1$, la cortadura τ_{12} obtenida con este condicionante será el valor del módulo de cizalladura G_{12}. Como se indica en la figura 9, las propiedades relacionadas con la fibra, matriz y mesofase las notaremos con los subíndices f, m e i respectivamente.

El problema planteado en (2) permite establecer una analogía con el problema de conducción de calor, extremo este planteado ya por Tsai [7], de forma que la formulación y las equivalencias serían:

$$\frac{q}{\Delta T/a}=K_{22} \qquad (3)$$

$$K_{22}\Leftrightarrow G_{12} \quad q\Leftrightarrow\tau_{12} \quad \Delta T\Leftrightarrow\Delta w$$

Las condiciones de contorno serían, por equivalencia, de temperatura impuesta en las aristas superior e inferior del modelo de la figura 9, T=1 y T=O respectivamente, $\Delta T=1$. El flujo de calor, o sea la tensión de cortadura, sólo aparece en las aristas superior e inferior, por lo que las laterales han de considerarse aisladas. Además se asume continuidad en desplazamientos (temperaturas) para r=R y r=R+e.

3.2.-Análisis mediante el M.E.F.

Al objeto de resolver el problema planteado, utilizamos un método numérico, en este caso el M.E.F. El programa utilizado en concreto es el ANSYS en su versión 5.0A. El elemento utilizado es el PLANE 77, elemento plano de conducción de calor de ocho nodos, tanto para modelizar la fibra como para la matriz y la mesofase. El mallado utilizado presenta los inconvenientes propios de las diferencias de tamaño de los distin-

tos materiales presentes en el modelo, figura 10. Problema que cobra importancia porque estos tamaños son parámetros que han variado de unos cálculos a otros, lo cual ha hecho necesario parametrizar la malla. A modo de ejemplo, se pueden observar, en las figuras 11.a y 11.b, los campos de desplazamientos correspondientes a dos de los casos resueltos.

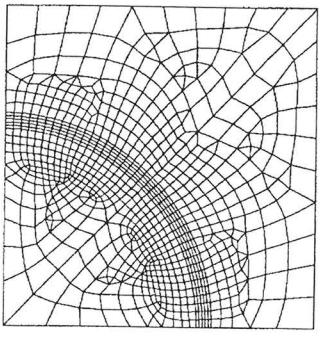
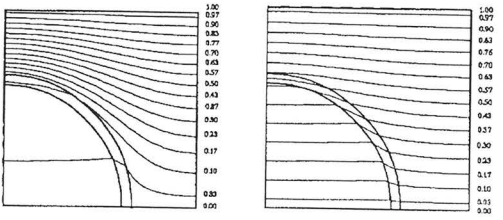


Figura 10.-Mallado de E.F.



(a) V_f=30%;V_i=5%

G_i=5.0*G_m;G_f=20*G_m

(b) V_f=30%;V_i=5%

G_i=0.6*G_m;G_f=2*G_m

Figura 11.-Campo de desplazamientos.

3.3.-EI módulo de cortadura G_{12}

Una vez que el problema equivalente de conducción es resuelto, se puede evaluar el módulo de cortadura equivalente, mediante el cálculo del flujo total de cortante. Este cálculo se realizará, como se ha indicado, a partir de la analogía realizada y teniendo en cuenta la formula (2) para ΔT=1 y a=1 obteniendo $q=K_{22}$ y $G_{12}=\tau_{12}$. Este módulo de cortadura es entendido en sentido de promedio, ya que su valor será variable a lo largo de la arista como puede verse en la figura 12.

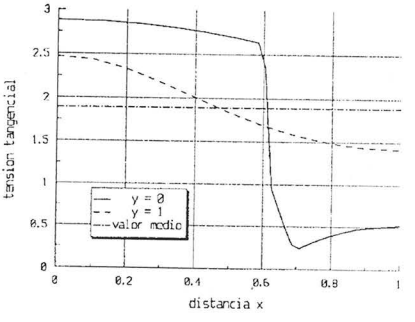


Figura 12.- Tensiones tangenciales y G_{12}

4.-RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Los resultados obtenidos se presentan para demostrar el efecto de la intertase en el módulo de cortadura efectivo G_{12} de un material compuesto, especialmente cuando los porcentajes de fibra son altos, 50%-70%. Se han representado asimismo los resultados

para casos con bajos porcentajes de fibras 10%-30%, al objeto de poder realizar comparaciones.

En la figura 13 se representa la relación del módulo de cortadura del material en relación con el de la matriz, G_{12}/G_m, frente a la relación entre los módulos de cortadura de la fibra y la matriz G_f/G_m. En las gráficas se han representado varias curvas cada una de ellas con un valor del módulo de cortadura de la mesofase con respecto a la matriz G_i/G_m y una fracción volumétrica de mesofase V_i. Se ha tomado como curva de referencia en todas las gráficas aquella que supone que no existe zona de transición y adherencia perfecta.

El efecto de V_i y G_i provoca una importante variación del módulo efectivo G_{12}, respecto al que se obtendría de no considerar la mesofase. El efecto es mucho más pronunciado en aquellos casos en los que la proporción de fibra es elevada. En todos los casos el efecto de esta zona de transición es más importante cuando la relación entre módulos de la fibra y la matriz es elevado. Se ha considerado un rango de variación de 1 a 1000 para la relación de módulos fibra-matriz.

Los errores relativos que pueden cometerse de no considerar el efecto de la mesofase, pueden llegar a ser muy importantes como puede verse en las figuras 14a y 14b, en las cuales pueden apreciarse errores extremos del 100%.

En el caso del material que ha servido como punto de partida para este trabajo, de acuerdo con las estimaciones anteriores, tendríamos una relación G_f/G_m =25, un volumen de fibra de V_f=45% y de mesofase V_i=7%. Entrando con estos valores en la curvas mas próximas de las figuras 13 y 14 obtendríamos unos posibles errores, en función de las características de la mesofase, de entre un -10% y un 15%.

5.-CONCLUSIONES.

Las conclusiones a las que se ha llegado después del estudio realizado son las siguientes:

1) El efecto del tamaño y las propiedades de la mesofase produce una importante variación en el módulo de elasticidad transversal G_{12}.
2) La magnitud de este efecto es mucho más significativa en los siguientes casos:
   a) Cuando la relación de los módulos de elasticidad transversal de la fibra y de la matriz es alto.
   b) Cuando el volumen de mesofase es alto.
   c) Cuando la proporción de fibra es alta.
3) El modelo propuesto puede ser una guía para el estudio del comportaminto del módulo de elasticidad transversal G_{12}, de forma que se pueda estimar el error cometido en un material determinado, no atribuyéndolo por completo a los defectos de las técnicas experimentales.
4) Dado que hemos detectado una anisotropía en la mesofase, será necesario en futuros trabajos pasar a tenerla en cuenta en el modelizado.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido subvencionado parcialmente por el Gobierno Andaluz a través del P.A.I. (Grupo 6011).

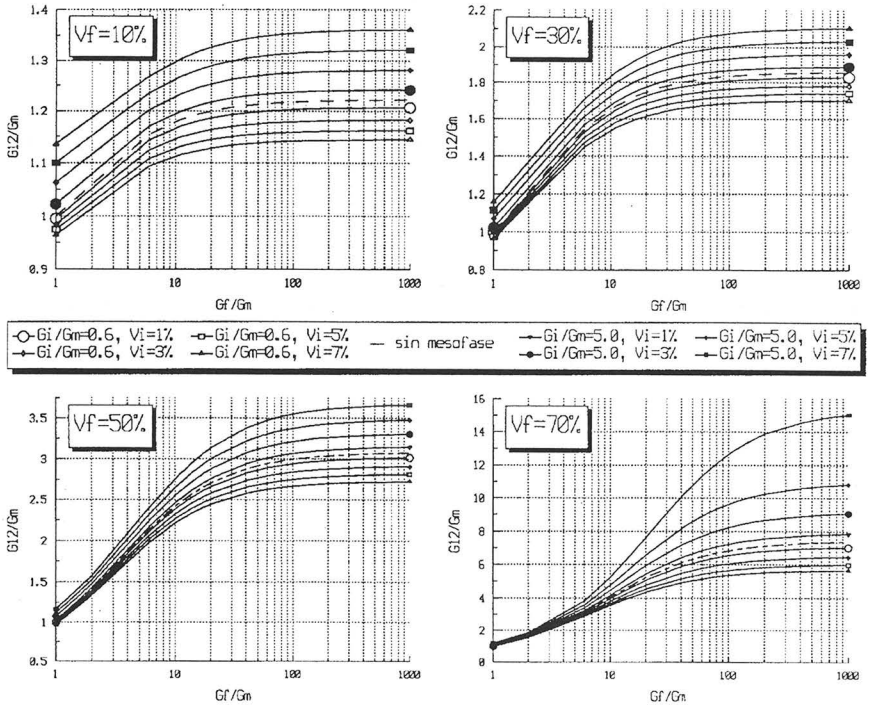


Figura 13.- Resultados obtenidos para módulo de cizalladura.

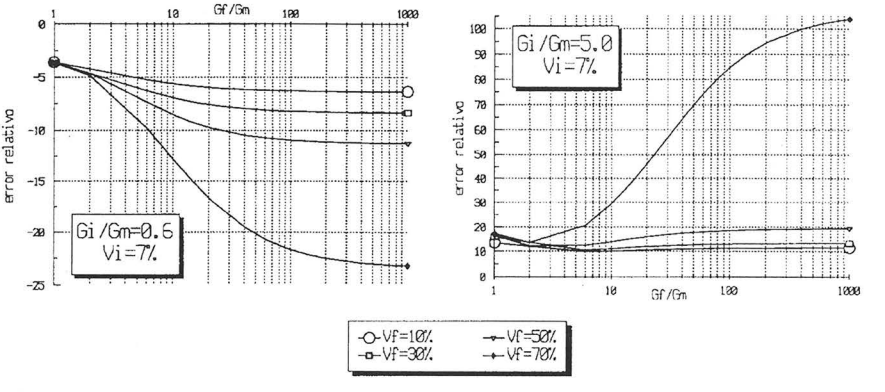


Figura 14.- Valores límite de los errores relativos para los resultados de la figura 13.

6.-REFERENCIAS.

1.- Adams, D.F. & Doner, D.R., *Longitudinal shear loading of a unidirectional composite.* Journal of Composite Materials. Vol 1. pp 4-17. 1.967.
2.- ANSYS. *Engineering Analysis System.* Swason Analysis System. 1.992.
3.- Gutiérrez, J.M. & Corz, A., *Effect of the interfase thermal contact conductance between fiber-matrix in the effective conductivity of the fiber composite materials.* I.C.C.M./9. Vol II pp 796-803. Ed.Woodhead Pub. L., 1993.
4.- Lagache, M. & Agbossou, A. & Pastor, J., *Interphase effects on the elastic behavior of composite materials: Theoretical and experimental analysis.* I.C.C.M./9. Vol II pp 755-763. Ed.Woodhead Pub. L., 1993.
5.- Mallick, P.K. *Fiber-Reinforced Composites..* Marcel Dekker Inc. 1.988.
6.- Springer, G.S. & Tsai, S.W., *Thermal Conductivities of Unidirectional Materials.* Journal of Composite Materials. Vol 1. pp 166-173, 1.967.
7.- Theocaris, P.S., *The Mesophase Concept in Composites.* Springer-Verlag. Berlin. 1.987.
8.- Wisnom, M.R., *Factors affecting the transverse tensile strengh of unidirectional continous silicon carbide fibre reinforced 6061 Aluminiun.* Journal of Composite Materials. Vol 24 Jul 1990.

EFECTO DE LAS TENSIONES RESIDUALES DE CURADO EN LOS DESPEGUES ENTRE FIBRA Y MATRIZ

del Caño, J.C.[1]; Paris,F.[2]

[1] Dpto. Resistencia de Materiales y Estructuras. ETS Ingenieros Industriales de Valladolid. Paseo del Cauce s/n. 47011 Valladolid. Tfno: 983-423386. Fax: 983-423310

[2] Dpto. Mecánica de Medios Continuos. ETS Ingenieros Industriales de Sevilla. Av. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-239888

Resumen: Se presenta un estudio numérico, -basado en el Método de los Elementos de Contorno-, del efecto de las tensiones residuales debidas al curado de la matriz sobre la propagación de grietas de interfase entre las fibras y la matriz, cuando el material es cargado transversalmente a las fibras. Se analiza una configuración de una celda básica del material, y otra de fibra única, más apta para posibles ensayos experimentales. Las propiedades de los materiales corresponden a fibra de vidrio y matriz epoxy.

Abstract: A numerical study, -based on the Boundary Element Method-, analyzing the effect of residual stresses resulting from the matrix curing process on the propagation of fiber-matrix interface cracks is presented. Remote loading acting transversely to the fiber direction is assumed. Two configurations are analyzed: a basic cell configuration and a single fiber one, the last one being better suited for possible experimentation. The considered properties of the materials correspond to glass fibers and epoxy matrix.

1.- PRESENTACIÓN DEL PROBLEMA

El proceso de fabricación de materiales compuestos reforzados con fibra incluye la transición de fase líquida a fase sólida del material de la matriz, transición denominada proceso de curado. Durante este curado se produce una contracción en volumen de la matriz, que conduce a un estado de tensiones residuales más o menos importante en el material, tal como indican Zhu & Achenbach 1991, entre otros muchos autores. En general se admite que el valor de la contracción de curado de la matriz toma valores entre el 1% y el 2% (Hull 1987, cap. 2), dependiendo del tipo de matriz, de si el curado se realiza o no a temperatura ambiente, etc.

En este trabajo se investiga el posible efecto de las tensiones residuales de curado en la propagación de grietas de despegue en la interfase entre la fibra y la matriz cuando actúan tracciones transversalmente a las fibras. Estas condiciones de carga son particularmente desfavorables para el material, y se producen frecuentemente por motivos bien conocidos. Como indica la figura 1a, realizaremos una modelización de dos fases

(fibra y matriz) para el estudio del problema. Incorporaremos al modelo las propiedades de fractura de la interfase, pero no sus propiedades estrictamente elásticas. Adoptamos este procedimiento estimando que las propiedades elásticas de una delgada capa de interfase existente entre la fibra y la matriz no influirán apreciablemente en el comportamiento del material. Una comprobación muy significativa al respecto puede encontrarse en el trabajo de Benveniste, Dvorak & Chen 1989.

2.- TIPOLOGÍA DEL PROBLEMA EN ELASTICIDAD LINEAL

Desde el punto de vista de la teoría de la elasticidad lineal, el problema de una grieta entre dos materiales distintos ha sido estudiado por England 1965, 1966, y por Comninou 1977, 1979. Las soluciones de England están obtenidas bajo hipótesis de bordes de grieta libres, y contienen singularidades oscilantes de tensión e interpenetraciones entre las caras de grieta. No han sido definidos de modo satisfactorio factores de intensificación de tensiones para este tipo de soluciones, aunque la Tasa de Liberación de Energia (G) existe en su sentido habitual. Las soluciones de Comninou incluyen la posibilidad de contacto entre las caras de grieta, con lo que se evitan las interpenetraciones. La estructura de la singularidad de tensiones en estas soluciones es no oscilante, aunque ciertamente atípica, como se indica en la figura 1b.

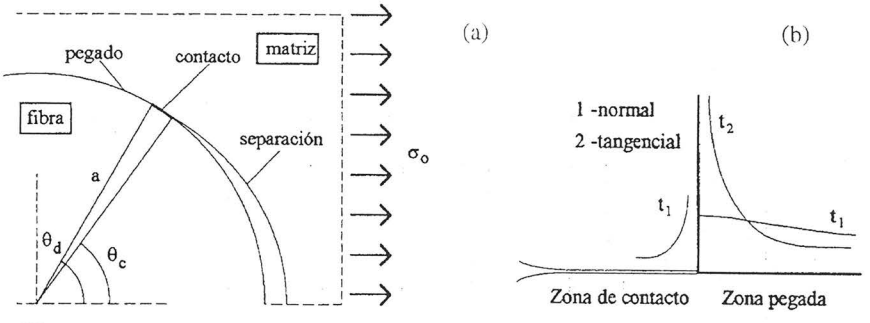


Figura 1.- a) Configuración tipo de despegue fibra-matriz. b) Tensiones tipo en la solución con contacto.

3.- PARAMETRIZACIÓN DEL PROBLEMA

Notaremos la tasa de liberación de energía al avanzar la grieta como G (θ_d,σ_0). Si sólo existe tensión remota como carga, G será proporcional al cuadrado de la tensión remota, y la tasa de energía adimensional definida por (1) dependerá del ángulo de despegue solamente.

$$\overline{G}(\theta_d) = G(\theta_d,\sigma_o)\frac{\mu^m}{a\sigma_o^2} \qquad (1)$$

$$P = \frac{\sigma_o / \mu^m(2+2\nu^m)}{\alpha_T^m|\Delta T|} \qquad \text{Rango aproximado de valores: } 0.27 < P < 3.22 \qquad (2)$$

Modelaremos la contracción de curado de la matriz mediante una contracción térmica, independientemente de cuál sea su verdadero origen. Caracterizaremos esta contracción mediante el parámetro P (ecuación 2). El rango razonable de valores de este parámetro para los materiales que consideramos, se puede obtener para minima contracción (1%) con máxima tensión remota (al menos 60x10^6 Pa), y máxima contracción (2%) con mínima tensión remota para la que se observan despegues (no menos de 10x10^6 Pa).

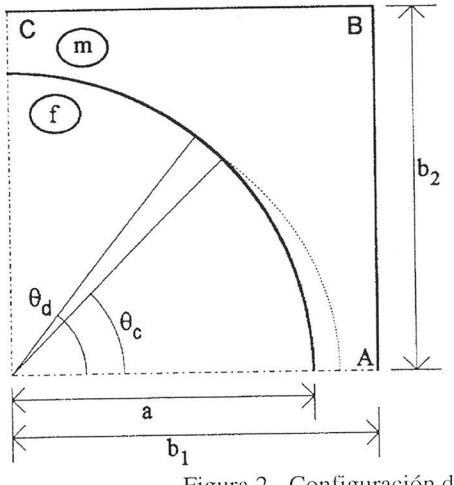
4.- BREVE APUNTE SOBRE LA TÉCNICA NUMÉRICA

Para llevar a cabo los análisis elásticos necesarios, se ha realizado una implementación particular del Método de los Elementos de Contorno en combinación con un algoritmo para el tratamiento de problemas de contacto, basado en un enfoque del tipo "nodo a nodo". Se emplean elementos singulares junto al borde de grieta, y cuando se capta contacto, se calcula el Factor de intensificación de tensiones K_{II} en base a los resultados en esos elementos, y a partir de él se calcula G, con quien guarda una relación directa (Comninou 1977). Cuando la discretización empleada no capta zona de contacto, G se calcula a partir de la solución numérica, aproximando el límite (3) por las integrales que contiene, evaluadas entre 0.0001° y 0.5°, lo que conlleva un error estimado del 2%.

$$G = \lim_{\delta \to 0} \frac{1}{\delta} \left[\int_0^{\delta} t_1(r) u_1(\delta - r) dr + \int_0^{\delta} t_2(r) u_2(\delta - r) dr \right] \qquad (3)$$

5. ANÁLISIS DEL EFECTO DE LAS TENSIONES RESIDUALES DE CURADO

5.1.- Análisis de una celda básica del material.



Propiedades físicas y geométricas:

$\mu^m = 0.7 \times 10^9$ Pa $\quad \mu^f = 5.5 \times 10^9$ Pa

$\nu^m = 0.33 \quad \nu^f = 0.25$

$b_1 = b_2 = b \quad \frac{b}{a} = \sqrt{\frac{\pi}{2}}$

Condiciones en el contorno exterior:

$t_2 = 0$	en AB,BC,OC,OA
$u_1 = 0$	en OA, OC
$u_1 = cte = U(AB)$	en AB
$u_1 = cte = U(BC)$	en BC

$\int_{AB} t_1 ds = \sigma_o b \qquad \int_{BC} t_1 ds = 0$

Figura 2.- Configuración de celda básica analizada.

Analizaremos seguidamente una configuración de celda basica del material que fue utilizada por Achenbach & Zhu 1989, y que se muestra en la figura 2. Las propiedades

de los materiales y demás datos relevantes coinciden con las utilizadas por estos autores, y se listan junto a la misma figura. Las condiciones de contorno en los bordes de la celda 1están dadas en forma no explícita, habiendo sido necesario el cálculo de las incógnitas adicionales de desplazamiento normal de las caras horizontal y vertical, así como incluir las dos ecuaciones integrales (previamente discretizadas) que se indican. La discretización realizada emplea elementos singulares continuo-discontinuos de dos nodos junto al borde de grieta. Hasta +0.5° desde el borde de grieta se usan elementos rectos continuos de dos nodos, y en el resto de la interfase, elementos circulares continuos de tres nodos. Los nodos más próximos al borde de grieta están a 0.0001°, siendo cada sucesiva distancia internodal aproximadamente el doble que la anterior, según nos alejamos del borde de grieta.

El tamaño de la zona de contacto obtenida es mostrado en la figura 3 en función del ángulo de despegue θ_d, para ausencia de tensiones residuales (P=∞), y para un valor típicamente posible P=1.61. Aunque se aprecia un cierto incremento del tamaño de la zona de contacto, quizá lo más significativo sea que la misma se mantiene pequeña en ambas circunstancias (nótese que la escala del eje de ordenadas no es lineal, y que incluso para despegue total el semiángulo de contacto apenas alcanza los 10°).

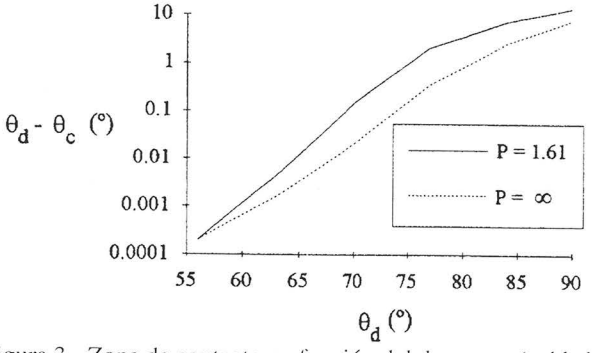


Figura 3.- Zona de contacto en función del despegue (celda básica).

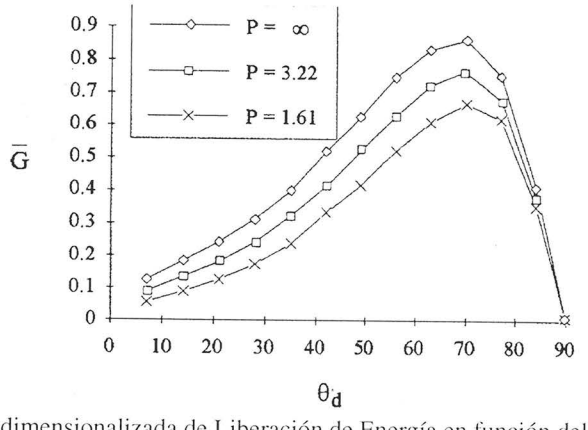


Figura 4.- Tasa adimensionalizada de Liberación de Energía en función del despegue.

La figura 4 muestra la Tasa de Liberación de Energía G obtenida a partir de la solución numérica, adimensionalizada según (1). Se observan descensos apreciables de esta magnitud respecto del caso sin tensiones residuales, para los valores de contracción de curado representados. Cabe concluir de lo anterior que la contracción de curado de la matriz afectará significativamente a la solicitación en el borde de grieta, resultando ser un efecto protector contra la propagación de la misma.

5.2.- Análisis de configuración de fibra única.

Seguidamente se analiza una configuración que consta de una única fibra embebida en una matriz de gran tamaño (figura 5), que sería más apta para ensayos de laboratorio que un material en su forma usual, pues se eliminan dispersiones en la disposición de las fibras, sus diámetros, etc.

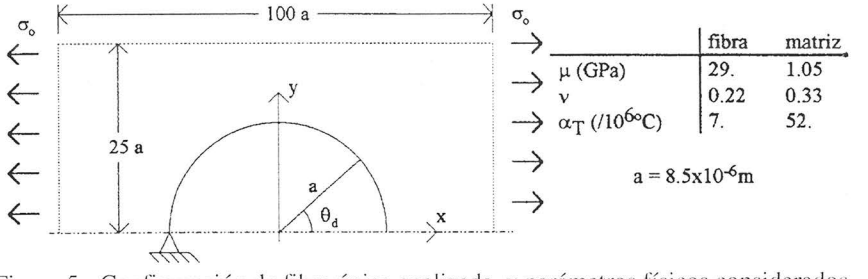


Figura 5.- Configuración de fibra única analizada, y parámetros físicos considerados.

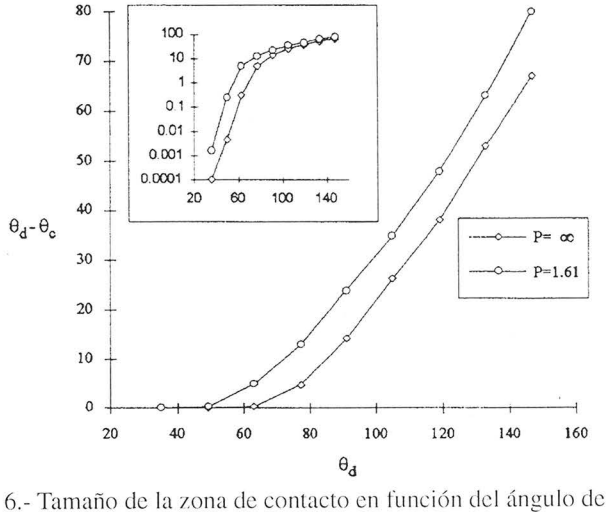


Figura 6.- Tamaño de la zona de contacto en función del ángulo de despegue.

La figura 6 muestra el tamaño de la zona de contacto en función del ángulo de despegue para el mismo nivel de tensiones residuales usado en la figura 3. Se aprecia un incremento de su tamaño de unos 10° para un amplio rango de valores del despegue.

Por otra parte, el tamaño de la zona de contacto es siempre mucho mayor que el obtenido en la configuración de celda básica anterior.

La figura 7 permite apreciar descensos muy acusados de la Tasa de liberación de Energía para los dos niveles de tensión residual representados, respecto del caso sin tensiones residuales. Esto indica que la contracción de curado de la matriz tendrá un efecto muy acusado, y nuevamente protector, en la propagación de las grietas entre fibra y matriz.

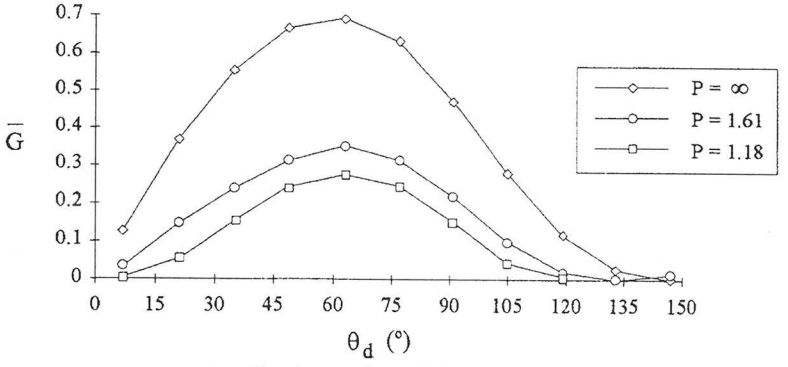


Figura 7.- Tasa adimensionalizada de Liberación de Energía en función del despegue.

6.- REFERENCIAS

1 .-Achenbach, J.D. & Zhu, H. (1989) 'Effect of interfacial zone on mechanical behaviour and failure of fiber-reinforced composites', J. Mech. Phys. Solids 37, No. 3, p.381

2.-Benveniste, Y, Dvorak, G.J. & Chen, T (1989) 'Stress fields in composites with coated inclussions', Mechanics of Materials 7, p.305

3.-Comninou, M. (1977) 'The interface crack' ASME Journal of Applied Mechanics, December, p.631

4.-Comninou, M. & Schmueser, D. (1979) 'The interface crack in a combined tension-compression and shear field', ASME J. Appl. Mechanics 46, p.345

5.-England, A.H. (1965) 'A crack between dissimilar media', ASME J. Appl. Mechanics, June, p.400

6.-England, A.H. (1966) 'An arc crack around a circular elastic inclusion', ASME J. Appl. Mechanics, September, p.637

7.-Hull, D. (1987) 'Materiales compuestos', Ed. Reverté

8.-Zhu, H. & Achenbach, J.D. (1991) 'Radial matrix cracking and interphase failure in transversely loaded fiber composites', Mechanics of Materials 11, p.347

RELACIONES ENTRE LA CONDUCTA MECÁNICA Y LA ESTRUCTURA DE MATRICES EPOXI BROMADAS

Fdez. de Nograro F.; Ormaetxea M.; Astarloa G.; Eceiza A.; Mondragon I.
Dpto. Ingeniería Química y M. Ambiente. E. U. I. T. I. San Sebastián. UPV/EHU
Avda. Felipe IV, IB, 20011 San Sebastian. Tfno: 943-455022. Fax: 943-471097

Resumen: En el presente trabajo se ha llevado a cabo un estudio chemoreológico, mecánico y dinámico-mecánico de un sistema epoxi compuesto por una resina de este tipo, modificada con bromo para la obtención de materiales con una mayor resistencia a la llama y su posterior aplicación en la industria eléctrica y electrónica, curada con un endurecedor de tipo amina, el diamino difenil metano (DDM).

Abstract: Brominated epoxy resins that can produce flame-retardant castings are used for electrical and electronic engineering applications. Chemorheological, mechanical, and dynamic-mechanical studies of a brominated epoxy resin cured with an aminic curing agent, diamino diphenyl methane (DDM), have been carried out in order to analyze the relationships between the chemical structure and the physical properties.

1.- INTRODUCCIÓN.

Las resinas epoxi han sido ampliamente utilizadas como matrices para materiales composites debido sobre todo a sus buenas propiedades mecánicas y térmicas. Los sistemas epoxi modificados con bromo se emplean principalmente en aplicaciones en la industria eléctrica y electrónica, donde se requieren materiales con una buena resistencia a la llama. Estas resinas son curadas normalmente con endurecedores de tipo amina o anhídrido.

Con el fin de estudiar la relación entre la estructura y las propiedades físicas de estos materiales, se ha analizado un sistema formado por una resina epoxi bromada curada con un endurecedor de tipo amina, DDM. El estudio cinético y reológico durante el proceso de curado del sistema a diferentes temperaturas ha sido realizado por medio de espectroscopía infrarroja (FTIR), calorimetría de barrido diferencial (DSC), y análisis reológico en régimen oscilatorio. El estudio de la conducta mecánica y dinámico-mecánica de los materiales curados en función de la relación resina/endurecedor se ha realizado mediante ensayos de flexión a tres puntos, ensayos de tenacidad sobre probetas con entalla, y análisis de la conducta relajacional del material aplicando un barrido de temperatuta a frecuencia constante. Los resultados han sido comparados con

los obtenidos para un sistema formado por una resina epoxi del tipo diglicidil éter de bisfenol A (DGEBA) curada con el mismo endurecedor, el DDM.

2.- EXPERIMENTAL

La resina epoxi bromada que ha sido utilizada (Araldite CY-8043 de Ciba-Geigy, con un equivalente epoxi, EEW = 228) contiene cuatro componentes diferentes: diglicidil éter de bisfenol A (DGEBA), diglicidil éter de bisfenol A tetrabromado (DGEBrBA), glicidil éter de 2,4-dibromo-6-metil fenol y diglicidil éter de 1,4-butadienol, cuyos porcentajes relativos no están indicados en las especificaciones del producto. Otra resina epoxi de tipo DGEBA, el DER 332, amablemente facilitada por Dow Chemical y con un EEW = 176 se utilizó así mismo con objeto de establecer comparaciones entre ambos sistemas. Un DDM de la casa Aldrich fue el agente de curado utilizado en ambos casos.

Las muestras fueron preparadas en todos los casos calentando previamente la resina hasta una temperatura de 80°C, y añadiendo posteriormente el DDM, manteniendo una agitación constante hasta la obtención de una mezcla homogénea.

Los análisis de espectrometría infrarroja de transformada de Fourier (FTIR) fueron realizados en un espectrofotómetro Perkin-Elmer modelo 1610. Las muestras fueron curadas en una cámara de calentamiento a temperaturas isotermas comprendidas entre 70 y 120°C. Los espectros fueron obtenidos con una resolución de 4 cm^{-1} aplicando 30 barridos.

Un calorímetro de barrido diferencial Perkin-Elmer DSC-7 se utilizó para el curado dinámico de las muestras desde 20 hasta 250°C a una velocidad de calentamiento de 10°C/min.

El comportamiento viscoelástico durante el proceso de curado fue seguido en un viscoanalizador Metravib mediante la técnica de "annular pumping", a una frecuencia constante de 10 Hz.

Para el análisis de la conducta dinámico-mecánica fue utilizado en el viscoanalizador Metravib un dispositivo de flexión a tres puntos. Para todas las muestras se empleó una velocidad de calentamiento de 3°C/min, desde una temperatura de 20 a 250°C, a una frecuencia constante de 10 Hz.

Las propiedades mecánicas fueron analizadas en una Máquina Universal de ensayos Instron modelo 4026, utilizando un dispositivo de flexión a tres puntos según la norma ASTM-D790.

Los test de tenacidad sobre probetas con entalla y microfisura provocada se realizaron de acuerdo con la norma ASTM-E399 y los ensayos fueron llevados a cabo en una Instron modelo 4026.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra la conversión de los grupos epoxi obtenida para los curados isotermos realizados a temperaturas comprendidas entre 70 y 120°C. La conversión epoxi fue calculada mediante la relación $X_e = (A_0 - A_t)/A_0$, donde A_0 y A_t son el cociente del valor de la banda epoxi centrada a 916 cm^{-1} entre la de referencia tomada a 2970 cm^{-1}, para los tiempos de curado t = 0 y t = t respectivamente. Las aminas

primarias prácticamente desaparecen antes de que tenga lugar la gelificación en todos los casos.

La conversión epoxi correspondiente a los tiempos de gelificación obtenidos de las curvas reológicas, G' y G", módulo de almacenamiento y de pérdidas respectivamente, mediante los curados isotermos en el viscoanalizador, fue similar para todas las temperaturas de curado analizadas, como se muestra en la tabla 1, con excepción de la obtenida a 120 °C, para la cual es sensiblemente más baja debido a que la reacción de curado tiene lugar en un grado importante antes de que se alcance esta temperatura en el viscoanalizador. Las curvas de G' y G" fueron similares a las que se han obtenido en el curado de otras resinas termoestables (Apicella 1484, Serrano et al. 1987). Al avanzar la reacción, el módulo de pérdidas aumenta, notándose una brusca variación en la pendiente de la curva en la región correspondiente a la gelificación de la muestra. Así mismo fue observado un máximo en la curva de G" para todas las temperaturas de curado isotermas en el momento en que la vitrificación tenía lugar. Para todas las temperaturas de curado la conversión epoxi alcanzada al finaliar la reacción fue del 85-90%, ver tabla 1. Estos valores permanecen casi constantes después de la vitrificación debido a que las reacciones químicas pasan a ser controladas por difusión. Una muestra postcurada a 170°C mostró un grado de reacción similar (≈ 95%), indicando por tanto que que la restricción estérica limita las reacciones de curado a partir de altos grados de conversión (Mondragon et al. 1994).

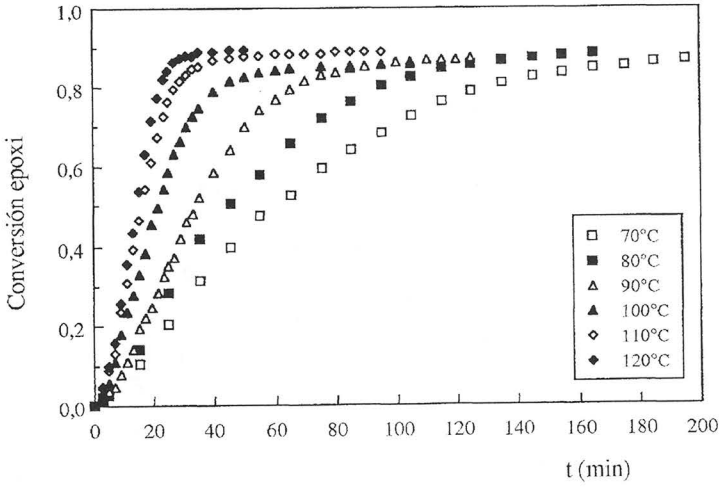


Figura 1.- Conversión epoxi frente al tiempo para diferentes temperaturas de curado.

Los resultados de los análisis isotermos realizados por DSC que se muestran en la tabla I indican que a altos grados de reacción, un pequeño incremento en la conversión del grupo epoxi supone una variación evidente de la temperatura de transición vítrea, T_g, del sistema. Una temperatura de curado de 120°C es practicamente suficiente para alcanzar la T_g máxima del sistema, 126°C, que fue obtenida después de someter a la muestra a un postcurado a 170°C.

T (°C)	t_{gel} (min)	t_{vit} (min)	X_{gel}	X_{vit}	ΔH_{res} (J/g)	T_g (°C)
80	92	172	0.78	0.85	19.68	90
90	60	121	0.77	0.87	13.06	92
100	38	84	0.77	0.87	6.85	99
110	23	65	0.73	0.89	-	107
120	14	54	0.60	0.90	-	119

Tabla 1.- Características del sistema estudiado

Las propiedades dinámico-mecánicas de las muestras curadas han sido obtenidas variando la relación amina/epoxi del sistema, r, desde 0,6 hasta 1,4. En la figura 2 se puede observar la variación del factor de pérdidas, tan δ, con respecto a la temperatura para las diferentes estequiometrías empleadas. Como se puede ver, la relajación α se produce a temperaturas más bajas cuando la relación resina/endurecedor se aleja de la estequiométrica, debido a que a r < 1,0 existen cadenas que no han conseguido reaccionar, mientras que para las mezclas con r >1,0 el exceso de amina puede ejercer un efecto plastificante.

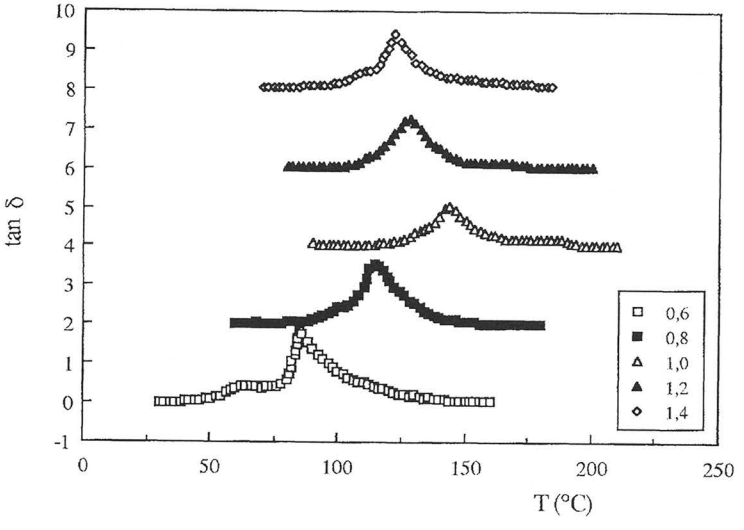


Figura 2.- Representación de la tan δ frente a la temperatura para las diferentes relaciones amina/epoxi empleadas.

Por otra parte, al comparar el comportamiento dinámico-mecánico del sistema modificado con bromo con respecto al de la resina DGEBA curada con DDM se observa claramente la influencia del epoxi monofuncional y del componente de cadena lineal presentes en la resina bromada, ya que tanto la temperatura correspondiente a la relaja-

ción α como el valor del módulo en el estado caucho, que indican la densidad de curado de la red (Morgan et al. 1984, Palmese et al. 1992) fueron más bajos que los obtenidos para la mezcla DGEBA/DDM.

De los ensayos mecánicos de flexión a tres puntos realizados para las mismas relaciones resina/endurecedor empleadas en los ensayos dinámico-mecánicos (excepto la relación 1:0,6 debido a la gran fragilidad de las muestras) se han estudiado el módulo elástico, y la tensión y deformación en el punto de carga máxima y en el punto de rotura para el sistema bromado, obteniéndose unos resultados similares a los observados para otras resinas termoendurecibles (Palmese et al. 1992), esto es, la rigidez y la resistencia muestran un valor mínimo para r =1,0.

Los resultados del factor de intensidad a tensión crítica, K_{Ic}, y la energía liberada en la fractura, G_{Ic}, se muestran en la figura 3 para todas las estequiometrías empleadas. Los altos valores observados con respecto a los que se obtienen normalmente para un sistema formado por una resina DGEBA y un endurecedor aromático como el DDM son debidos sobre todo al componente lineal presente en la resina modificada con bromo, que actúa como un extendedor de cadena aumentando la flexibilidad de la red entrecruzada. Por otra parte, el continuado incremento de ambas variables en mezclas ricas en amina al aumentar r, posiblemente es consecuencia de la plastificación producida sobre la matriz por las cadenas aminadas sin reaccionar.

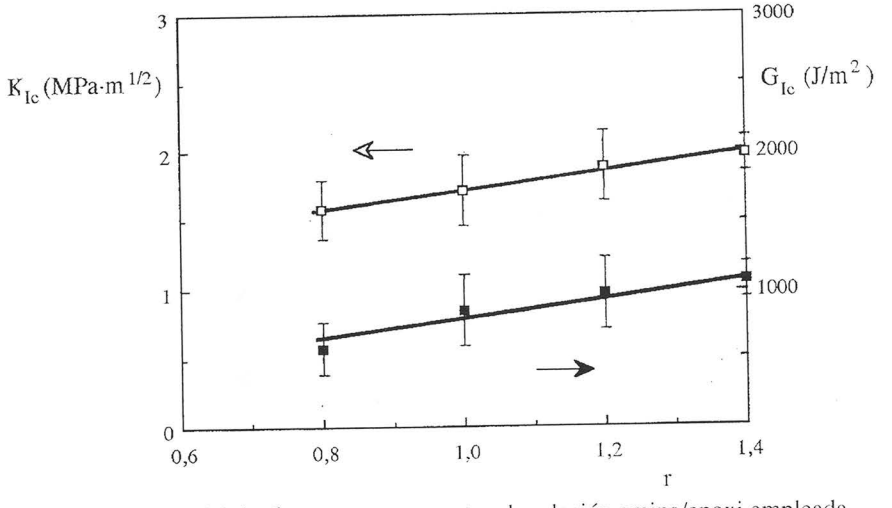


Figura 3.- Tenacidad a fractura con respecto a la relación amina/epoxi empleada.

4.- REFERENCIAS

1.- Apicella A., *Development in Reinforced Plastics*, **5**, 151, (1984)
2.- Mondragon I. y Bucknall C.B., *Plast. Rubb. Compos. Proc. Appl.*, **21**, 275, (1994)
3.- Morgan R. J., Kong F. M., y Walkup.C.M., *Polymer*, **25**, 375, (1984)
4.- Palmese G. R. y McCullough R. L., J. *Appl. Polym. Sci.*, **46**, 1863, (1992)
5.- Serrano D.y Harran D., *Crosslinked Epoxies*, 472. W. de Gruyter, Berlin, (1987)

EVOLUCION DE LOS MECANISMOS DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN CERÁMICOS COMPUESTOS DE UNA FASE PLÁSTICA Y UNA FASE RÍGIDA: EL COMPUESTO SiC (WHISKERS)/Al_2O_3

Ramírez de Arellano López, A.; Bravo León, A.; Domínguez Rodríguez, A.
Dpto. Física de la Materia Condensada, Universidad de Sevilla, Apdo. 1065, 41080 SEVILLA, Tfno. 4552891, Fax. 4612097

Resumen: Se analizarán resultados de deformación plástica de compuestos basados en una matriz policristalina de óxido de aluminio a la que se ha añadido diferentes proporciones (0 a 30% en volumen) de un reforzante filamentario bien conocido, *whiskers* de carburo de silicio. A la temperatura de experimentación, 1400°C, está bien documentada la plasticidad de la matriz y el carácter rígido de los reforzantes. Se comparará la evolución de los mecanismos de deformación de la matriz monolítica con los detectados en los compuestos, para lo cual se tendrán en cuenta, tanto los resultados de los ensayos mecánicos como la adecuación de los modelos teóricos de los mecanismos de fluencia a las observaciones microestructurales.

Abstract: We analyze results on plastic deformation of a composite material based on an alumina polycrystalline matrix with the addition of different volume fractions (0 to 30 vol%) of silicon carbide whiskers. Mechanical testing took place at 1400°C. At this temperature the plasticity of the alumina matrix is well documented, while SiC whiskers are typically rigid. We compare the evolution of creep mechanisms in the monolithic A1203 with those detected on composite samples, taking into account, not only mechanical tests, but also microstructural features involved in the theoretical creep models.

1.- INTRODUCCIÓN.

La adición de filamentos (*whiskers*) de SiC al Al_2O_3 policristalino se ha demostrado eficaz en la mejora de diversas propiedades mecánicas de la matriz (Becher et al. 1984), destacando entre ellas un significativo aumento de la resistencia a la fluencia (Ramírez de Arellano et al. 1990). Diversos trabajos recientes han puesto de manifiesto que el reforzamiento observado era debido a una inhibición, al menos parcial, del principal mecanismo de deformación plástica a bajas tensiones del óxido de aluminio policristalino de grano fino: el deslizamiento de fronteras de grano (Lin et al. 1991). Los *whiskers* de SiC son básicamente rígidos en todo el rango de temperaturas, por lo que su ubicación en posiciones intergranulares ancla los granos circundantes e impide el deslizamiento (Ramírez de Arellano et al. 1993).

Numerosas observaciones del comportamiento mecánico y de la evolución microestructural han venido apoyando estas hipótesis, aunque ningún estudio sistemático ha conseguido clasificar los mecanismos de fluencia observados y explicar al mismo tiempo la relación entre ellos. Especialmente necesario en este sentido es una mejor caracterización física del efecto de "anclaje" de los granos debido a la presencia de cantidades crecientes de *whiskers*.

El objeto de la presente comunicación es precisamente ofrecer este enfoque, planteando un conjunto de respuestas a las cuestiones señaladas, en base a un reanálisis de resultados previamente publicados.

2.- MATERIALES Y PLASTICIDAD DE LOS COMPUESTOS.

Se realizaron una serie de experimentos de compresión a carga y velocidad compresiva constante en atmósfera inerte de argón, a 1400°C. Las muestras provenían de dos suministradores, a saber, *Argonne Nafional Laborafory* (ANL), en Illinois, EE.UU, y *OakRidge National Laborafory* (ORNL), en Tennessee, EE.UU, y contenían de 0 a 30 % en volumen de *whiskers* de SiC. A lo largo de la exposición subsiguiente denominaremos las muestras por el código del fabricante seguido de un número que representa el volumen parcial de *whiskers*.

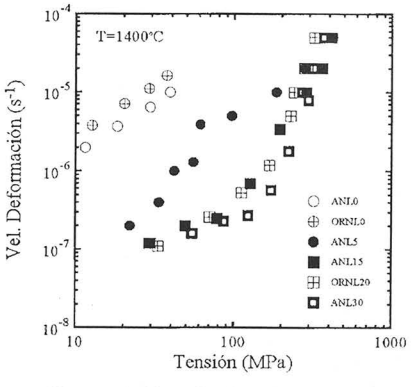


Figura 1. Resultados de fluencia.

En la bibliografía, es posible encontrar más información sobre las técnicas de fabricación o procesado, así como características adicionales de la microestructura (Smith 1989 y Lin et al. 1991). De entre ellas, el tamaño de grano típico de las matrices de óxido de aluminio se incluye en la Tabla I. Los granos de Al_2O_3 en los compuestos eran de unas pocas micras de diámetro, mientras que los *whiskers* tenían longitudes medias de unas 10 µm, con un diámetro en torno a 1 µm.

Tras los ensayos mecánicos no se encontraron cambios sustanciales en el tamaño de los granos de óxido de aluminio, aunque sí se pudo determinar un cambio en la forma de estos granos tras los ensayos realizados sobre muestras con alto contenido en SiC (V_w>15%vol.).

En las condiciones de experimentación descritas, con tensiones aplicadas de entre 10 y 400 MPa, todas las muestras se deformaron plásticamente a velocidades de deformación entre 10^{-7} y 10^{-4} s^{-1}. Los resultados de estos ensayos se recogen en la figura 1, en una representación convencional log-log.

A las mismas tensiones, las muestras de materiales que contenían *whiskers* se deformaban hasta dos órdenes de magnitud más lentamente que las matrices monolíticas (ANL0 y ORNL0). El análisis microestructural puso de manifiesto que en muestras con más de un 15% en volumen de reforzantes y para las tensiones más altas, aparecían daños severos tales como fronteras de grano abiertas, grietas sostenidas por puenteado de *whiskers*, etc. (Ramírez de Arellano 1991).

Tabla I: Parámetros de fluencia

Muestras	d (μm)	n_1	A_1	σ Transición (MPa)	n_2	A_2
ANL0	1.8	1.3	$7.9x10^{-8}$			
ANL5	2.8	2.6	$4.5x10^{-11}$	60	1.3	$1.4x10^{-8}$
ANL15	3.3	0.9	$1.0x10^{-8}$	100	3.4	$3.9x10^{-14}$
ANL30	1.5	0.9	$5.0x10^{-9}$	170	5.9	$4.0x10^{-20}$
ORNL0	1.5	1.3	$1.3x10^{-7}$			
ORNL20	2.0	1.3	$1.3x10^{-9}$	160	5.4	$1.0x10^{-18}$

3.- ANÁLISIS DE RESULTADOS.

Las ecuaciones de fluencia clásicas proponen el análisis de los datos por medio de una ley potencial del tipo:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \qquad (1)$$

donde $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, σ es la tensión aplicada, A depende principalmente de la temperatura y el tamaño de grano y n es el denominado *exponente de tensión* (Cannon et al. 1980).

La Tabla I contiene los valores de n y A determinados por regresión lineal. Las muestras de óxido de aluminio puro dieron lugar a valores de n de 1.3 en todo el rango de tensiones que les fueron aplicadas. Para la muestra ANL5 se calculó un exponente de tensión de 1.8 para el rango de tensiones completo, aunque se pudo encontrar una mejor regresión dividiendo su comportamiento en dos regiones: por debajo de 60 MPa, n=2.8 y por encima de esa tensión n=1.3. Por último, para los compuestos ANL15, ORNL20 y ANL30 se obtuvieron exponentes de tensión en torno a 1.0 para tensiones bajas (en la Tabla I se estima esta tensión crítica de cambio para cada compuesto) y valores más altos para tensiones aplicadas más elevadas.

A partir de estos resultados, es posible concluir una serie de características esenciales de la deformación plástica de los compuestos SiC (*whiskers*)/$A1_2O_3$. Todas estas conclusiones se encuentran apoyadas por las evidencias microestructurales previamente indicadas. Las relaciones velocidad de deformación-tensión obtenidas para este rango de tensiones altas no corresponden a estados estacionarios, y podemos considerarlos simplemente como resultados de fluencia acelerada. Los exponentes de tensión calculados utilizando los últimos puntos carecen de significado en términos de mecanismos de fluencia estacionaria.

Sin embargo, sí que nos fue posible demostrar, que los regímenes caracterizados por ser n próximo a 1 corresponden a una sucesión de estados estacionarios. Tanto el valor de los exponentes de tensión como las evidencias microestructurales pusieron de manifiesto que los mecanismos que gobiernan estos regímenes eran de tipo difusional.

En la literatura se pueden encontrar dos grupos fundamentales de mecanismos de deformación controlados por el transporte de materia. Estos son los modelos difusionales puros (DP) y los modelos de deslizamiento de fronteras de grano (DFG) acomodado por difusión. Los detalles de estos modelos pueden ser encontrados en la bibliografía. A

modo de resumen, las ecuaciones de estado a las que conducen cada uno de ellos puede encontrarse en la Tabla II (Poirier 1985 y Ashby et al. 1973).

Tabla II: Modelos de fluencia estacionaria

	Difusión Pura	Deslizamiento de Fronteras de Grano
Ecuaciones de Estado	$\dot{\varepsilon}_{DP} = \frac{B_1 \sigma \Omega D^{eff}}{kTd^2}$ (2)	$\dot{\varepsilon}_{DJG} = \frac{B_2 (\sigma - \sigma_o) \Omega D^{eff}}{kTd^2}$ (3)

Ω : volumen atómico; D^{eff} : coeficiente de difusión efectivo; d : tamaño de grano, σ_0 : tensión umbral; B_1, B_2 : coeficientes adimensionales; k y T : significado habitual

Finalmente, se encontró que los procesos de transporte de materia que controlaban la deformación se mantenían fundamentalmente invariables debido a la adición de los *whiskers*. Para el óxido de aluminio policristalino monolítico está bien establecido que el mecanismo de deformación plástica es del tipo DFG acomodado por la difusión de la especie Al^{3+} a través de las fronteras de grano. Ello implica que la dependencia del coeficiente de difusión efectivo con el tamaño de grano añade un 1/d adicional a la dependencia global de la velocidad de deformación con este parámetro (Heuer et al. 1980).

Resulta evidente que tanto para las muestras ANL0 como para ORNL0 los exponentes de tensión son distintos de 1. Además la muestra ANL5, con un menor contenido en *whiskers*, se comporta de una manera aparentemente anómala, dentro del esquema propuesto, ya que n toma valores más altos a bajas tensiones. De la misma manera, en la figura 1, el comportamiento de los materiales con más de un 15% de SiC queda aparentemente superpuesto, sin que aparezcan diferencias esenciales. En publicaciones anteriores, se explicaron estos resultados con la aparente dificultad de deslizamiento de los granos cuando la cantidad de *whiskers* era alta, para indicar que, al menos a tensiones bajas, el mecanismo de fluencia debía ser puramente difusional.

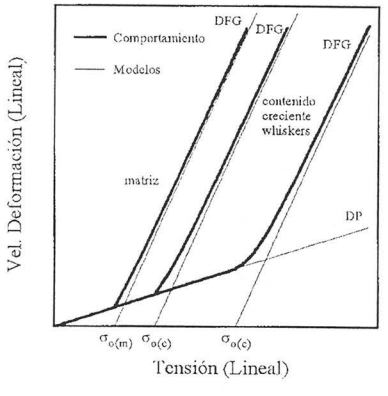


Figura 2. Análisis teórico.

4.- ANÁLISIS PROPUESTO.

Si en lugar de adoptar la ley potencial (1), nos apoyamos en la observación de las microestructuras para suponer n=1, nos resulta mucho más útil una representación gráfica lineal-lineal.

Desde el punto de vista teórico, podemos compatibilizar la actuación de los mecanismos de fluencia DP (ecuación 2) y DFG (ecuación 3), teniendo este segundo una tensión umbral creciente con un creciente contenido de *whiskers* (figura 2). Podemos confirmar la adecuación de este enfoque a nuestros resultados experimentales por medio de la representación de éstos en la figura 3. Para normalizar la influencia del tamaño de grano sobre los resultados, la velocidad de deformación está multiplicada por d^3.

La comparación entre las figuras 2 y 3 es satisfactoria. Los datos en el régimen que hemos caracterizado como DP han sido ajustados conjuntamente, de forma independiente los regímenes DFG.

La pendiente de las rectas de ajuste en el régimen DFG varía entre 1.69×10^{-6} y 2.12×10^{-6}, con un valor medio de $(1.80 \pm 0.2) \times 10^{-6}$. En la figura 3 se han trazado a modo indicativo las rectas con esta pendiente para cada conjunto de puntos. Por otro lado, también en el régimen de DFG un contenido creciente de *whiskers* supone una tensión umbral más alta con valores entre 5 MPa para la matriz pura y 280 MPa para el material con un 30% de *whiskers*.

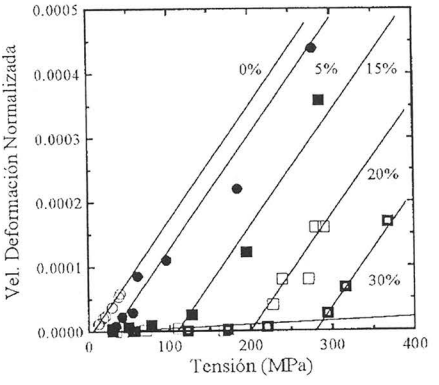


Figura 3. Resultados de fluencia, lineal-lineal

La figura 4 representa la dependencia de la tensión umbral así calculada, con el volumen parcial de SiC. Esta figura supone una materialización del significado físico de la tensión umbral, en términos de una mayor dificultad para el deslizamiento de los granos. Por debajo de la tensión umbral, tal como establece la teoría, se activa un mecanismo difusional puro, mientras que por encima actúa el mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano.

De esta manera se explican los valores de n>1 en la Tabla I, como un efecto de la tensión umbral. Está bien documentado (Bravo León 1995), y es fácil comprobar analíticamente, que cuando la tensión aplicada es ligeramente superior a la umbral, el ajuste mediante una ley potencial da lugar a valores altos del exponente de tensión. Así es el caso para las muestras ANL5 para tensiones bajas, y para las muestras ANL15, ORNL20 y ANL30 a tensiones altas. La muestra ANL5 da lugar a un n próximo a 1 para tensiones altas debido a que la tensión umbral es despreciable frente a la aplicada, caso similar al detectado en las muestras ANL0 y ORNL0. Los exponentes $n \approx 1$ para tensiones bajas en la misma Tabla se corresponden a mecanismos difusionales puros, ya que las tensiones aplicadas son inferiores a la umbral.

La comparación entre las pendientes de los mecanismos DP y la media de los DFG ofrece un valor próximo a 40. Los modelos tradicionales establecen que este coeficiente debe ser de aproximadamente un orden de magnitud (Ramírez de Arellano et al. 1994) por lo que la adaptación es suficientemente buena.

El mismo enfoque seguido en la presente comunicación ha sido ya empleado por otros investigadores en el tratamiento de resultados del óxido de circonio policristalino (Bravo León 1995) y compuestos de matriz de aluminio metálico reforzada con partículas y whiskers de carburo de silicio (González Doncel 1994), con resultado favorable.

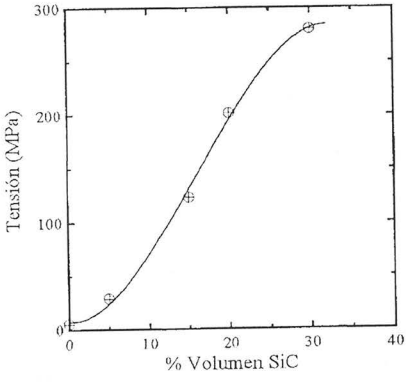


Figura 4. Tensión umbral frente a contenido de SiC

5.- CONCLUSIONES

Hemos analizado los resultados de fluencia en compuestos SiC (*whiskers*)/Al_2O_3 atendiendo conjuntamente a ensayos de compresión y a observaciones de la evolución de las microestructuras durante la deformación. De ambas es posible concluir que los mecanismos de deformación en régimen estacionario están descritos por una relación lineal entre la tensión aplicada y la velocidad de deformación. El correspondiente ajuste caracterizó numéricamente el efecto de inhibición del deslizamiento de fronteras de grano, que se detectó en las observaciones microestructurales, como un incremento en la tensión umbral a partir de la cual el deslizamiento es posible. Por debajo de esa tensión umbral, el mecanismo de deformación es puramente difusional.

Agradecimientos: Trabajo realizado con el soporte del Proyecto CICYT MAT94-481, *Ministerio de Educación y Ciencia.*

REFERENCIAS

Ashby M.F. y Verrall R.A., Diffusional flow and superplasticity, *Acta Metall.*, **21**, 149-63 (1973)

Becher P.F. y G.C.Wei, Toughening behavior in SiC-whisker-reinforced alumina, *J.Am.Ceram.Soc.*, **67** [12] C-267-c-269 (1984)

Bravo León A., Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla, mayo 1995

Cannon W.R. y Langdon T.G., Review: Creep of ceramics, Part I: Mechanical Properties, *J. Mater. Sci.*, **18**,1-50(1983)

González Doncel G., en "Propiedades Mecánicas de Sólidos IV", pp. 9-19, Eds. J. San Juan, S.Gutiérrez, M.L. Nó, Vitoria, 1994

Heuer A.H., Tieghe N.J., y Cannon R.M., Plastic deformation of fine-grained alumina (Al_2O_3): basal slip and unaccommodated grainboundary sliding, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, [1-2] 53-58 (1980)

Lin H.-T. y Becher P.F., High-temperature creep deformation of alumina-SiC-whisker composites, *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**, [8] 1886-93, (1991)

Poirier J.P., "Creep of Crystals", Cambridge Earth Sicence Series, Cambridge, U.K., (1985)

Ramírez de Arellano López A., Cumbrera F.L., Domínguez Rodríguez A., Goretta K.C., y Routbort J.L., Compressive creep of SiC-whisker-reinforced Al_2O_3, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [5] 1297-300 (1990)

Ramírez de Arellano López A., Domínguez Rodríguez A., Goretta K.C., y Routbort J.L., Plastic deformation mechanisms in SiC-whisker-reinforced alumina composite, *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** [6] 425-32 (1993)

Ramírez de Arellano López A., Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla, junio 1991

Ramírez de Arellano López A., Domínguez Rodríguez A., Goretta K.C., y Routbort J.L. Plastic Deformation of Alumina Reinforced with SiC Whiskers, en imprenta en "Plastic Deformation od Ceramics", Eds. J.L.Routbort, R.C.Bradt, C.Brookes, Snowbird, Utah, EE.W., 1994

Smith S.M., Scattergood R.O., Singh J.P., y Karasek K.R., Effect of silica and processing enviroment on the toughness of alumina composites, *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** [7] 1252-55 (1989)

III.- FABRICACIÓN

MONITORIZACIÓN DEL CURADO DE MATERIALES COMPUESTOS CARBONO EPOXI

Arribas Arribas C.; Güemes Gordo A. J.
Dpto. Materiales y Producción Aerospacial. E.T.S.I. Aeronaúticos
Pza del Cardenal Cisneros, 3. 28040 Madrid. Fax: 91-3366334
E-mail: carribas@dmpa.upm.es aguemes@dmpa.upm.es

Resumen: La influencia del ciclo de curado en las propiedades finales de una resina epoxi es monitorizada mediante DSC y FTIR. Ambas técnicas dan resultados similares, con la ventaja para el FTIR de que sólo exige preparar una muestra. Pero únicamente el DSC proporciona información sobre la T_g final, que varía según el ciclo utilizado. Con esta metodología se pueden determinar ciclos óptimos.

Abstract: Curing cycle influence on the final properties of an epoxy resin is monitored by DSC and FTIR. Both techniques give similar results, but FTIR has the advantage of needing just one sample for all measures. But only DSC provides information on the final T_g, which varies depending on the cycle. Optimum cycles can be determined with this methodology.

1.- INTRODUCCIÓN

La calidad de los materiales compuestos de matriz termoestable reforzados con fibras depende en gran medida del proceso de curado de la matriz. Por ello, un conocimiento del progreso de la reacción de curado durante un determinado ciclo procura una valiosa información a la hora de elegir entre varios ciclos propuestos. La monitorización del curado puede hacerse mediante varias técnicas (medida de temperatura, presión, propiedades dieléctricas, espectroscopía....), pero ninguna de ellas revela de forma absoluta el mecanismo y las reacciones químicas que tienen lugar durante el proceso (Mijovic et al. 1992). Por ello, se mide una señal relacionada con una propiedad que a su vez se pueda convertir en información directa a cerca del curado. En este caso para el seguimiento de la reacción de curado se han utilizado dos técnicas; una directamente relacionada con los grupos reactivos implicados: la espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) y otra en la que se mide a liberación de calor en el proceso de curado: la calorimetría diferencial de barrido (DSC). La información que se busca es el grado de curado en cada momento del ciclo. La temperatura de transición vítrea, T_g, de un polímero termoestable se relaciona con el grado de curado del polímero y es una de las características mas importantes en cuanto a prestaciones, pues de ella depende en

gran medida la máxima temperatura de servicio. El presente trabajo tiene por objeto la determinación de la influencia de dos ciclos de curado, inicialmente definidos por un cliente industrial, sobre la temperatura de transición vítrea de la matriz así obtenida. Con esta información se recomienda la elección de un ciclo de curado de la matriz en los materiales compuestos fibra de carbono/epoxi utilizados.

2.- SECCIÓN EXPERIMENTAL

2.1.- Materiales y métodos

Los tres componentes de esta resina termoendurecible tipo epoxi son: el prepolímero LY 556, endurecedor HY 917 y acelerador DY 070. Las proporciones de mezcla utilizadas:

	Resina LY 556	Endurecedor HY 917	Acelerador DY 070
A	100	90	0.25
B	100	90	0.5

Un aumento del acelerador (relación 100/90/1) conduce a la aparición en la matriz curada de burbujas y grietas, por lo que no se consider6 de interés. Esta es una resina muy utilizada en devanado de filamentos, recientemente se ha publicado un estudio cinético detallado sobre ella (Olofsson 1995).

Los ciclos de curado a comparar aparecen en la figura 1. Los designaremos como ciclo largo y corto.

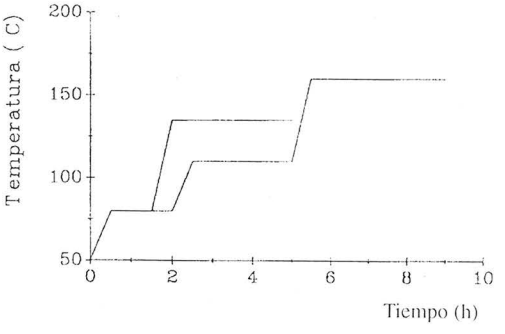


Figura 1.- Ciclos de curado.

Para la medida de los calores de reacción se utilizó un calorímetro Perkin Elmer DSC-4, conectado a un controlador de temperatura System 4 y a una Estación de Análisis Térmico de Datos (TADS) de la misma casa. El calibrado del aparato se realizó con Indio (T_m = 156,6°C, medida tomada en el onset para una velocidad de barrido de 10 grados/min), comprobándose la precisión en la medida (±0,5°C) cada vez que se conectaba el equipo. Se hicieron dos barridos para cada muestra entre 50-220°C a 10grados/min en atmósfera de nitrógeno.

El seguimiento de la reacción de curado mediante FTIR se llevó a cabo con un espectrofotómetro Mattson, modelo Galaxy 6020, al que se acopló una célula de control de temperatura Especac P/N 21.500. El rango de frecuencias barrido es de 4000-600cm^{-1}. Para cada muestra se realizaron 32 acumulaciones, con una resolución de 2cm^{-1}.

2.2.- Metodología

Tras registrar los espectros de IR de cada uno de los componentes de la resina, se prepararon las mezclas correspondientes a las proporciones A y B, y se procedió a reproducir los ciclos de curado para hacer un seguimiento mediante DSC y FTIR.

Para la monitorización mediante DSC se programaron los ciclos en una estufa y se introdujeron en la misma varias muestras de resina A y B encapsuladas, que se fueron sacando a distintos tiempos. Se hicieron dos barridos para cada muestra, de modo que en el primer barrido la medida de la exotermia de reacción referida a la muestra sin curar (tiempo de curado, t_R=0) proporciona el valor del grado de curado del material. En el segundo barrido no se produce exotermia (muestra curada) y puede medirse la T_g.

Para el seguimiento por FTIR se extendió la muestra (A) entre dos pastillas de KBr, y se montó en la célula de temperatura, donde se reprodujo el ciclo largo, registrándose los espectros correspondientes cada cierto tiempo. De modo que por resta, usando una banda que no cambie como referencia, se pueden referir todos los espectros al tomado a t_R=0.

3.- RESULTADOS

3.1.- Resultados por DSC

Los termogramas obtenidos a diferentes tiempos de curado muestran una disminución progresiva del calor de reacción, hasta que para un determinado tiempo no se registra exotermia. Para las muestras A, con menor cantidad de acelerador, se llega un poco después a esta situación. En el ciclo largo, al final de la etapa de calentamiento a 110°C (t_R=5h) apenas se registra exotermia, mientras que en el ciclo corto no se registra intercambio de calor para t_R=2,5h. En la figura 2 se recogen los termogramas obtenidos en un primer barrido para las muestras B cuando se curaron según el ciclo largo.

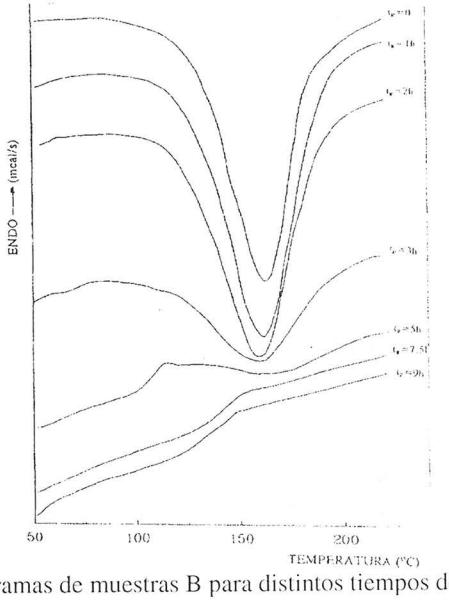


Figura 2.- Termogramas de muestras B para distintos tiempos de curado (ciclo largo).

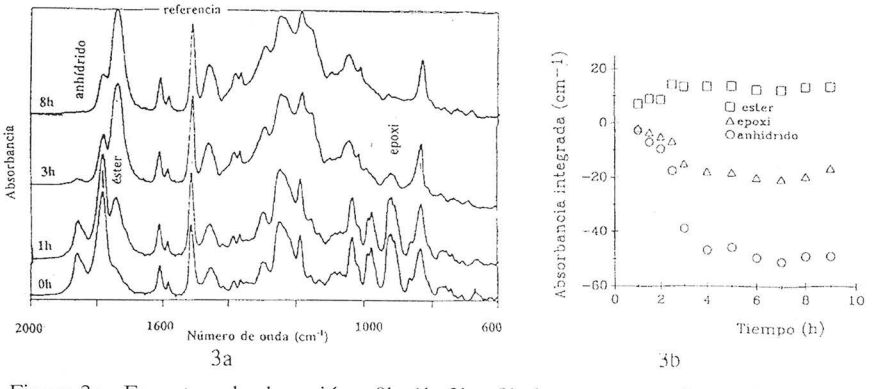
En la tabla 1 aparecen los valores de T_g en las diferentes condiciones de ensayo. Para los tiempos intermedios, mientras no se había producido el curado total, la información es un poco irrelevante, ya que sólo pone de manifiesto lo que ocurre si se completa el curado de forma rápida.

	Ciclo largo, T_g (°C)			Ciclo corto, T_g (°C)	
	A	B		A	B
t_R=1h	120	---	t_R=1h	117	124
t_R=2h	115	116	t_R=2,5h	120	126
t_R=3h	111	121	t_R=3,5h	126	131
t_R=5h	125	122	t_R=5h	131	139
t_R=6h	123	---			
t_R=7.5h	130	140			
t_R=9h	125	136			

Tabla 1. Temperaturas de transición vítrea para diferentes tiempos de reacción en muestras A y B, para los ciclos largo y corto.

3.2.- Resultados por FTIR

Tras la interpretación y asignación de las bandas de absorción en los espectros de los componentes, podemos confirmar que la resina tiene como base el diglicidil éter de bisfenol A, y el anhídrido debe ser del tipo del anhídrido hexahidro-f-tálico. Del mismo modo se asignaron en los espectros de las mezclas A y B las bandas correspondientes a la resina y al anhídrido (las bandas del acelerador quedan ocultas por las de los componentes mayoritarios) o bandas combinación de otras (Smith et al. 1984).



3a 3b

Figura 3a.- Espectros de absorción a 0h, 1h, 3h y 8h de una muestra B curada según el ciclo largo. Se indican las bandas epoxi, éster y anhídrido usadas para medir el avance de la reacción de curado, así como la banda a 1510cm^{-1} usada como referencia.
3b.-Variación en la absorbancia de estas bandas en función del tiempo de curado.

En la figura 3a se muestra cómo durante el curado las bandas correspondientes a los grupos reactivos disminuyen su intensidad (epoxi y anhídrido) y comienzan a aparecer las correspondientes al grupo éster. De las bandas de absorción asociadas al grupo anhídrido sólo las que aparecen en la zona 1950-1750 cm^{-1} son aptas medir su variación, para el grupo epoxi se midió en la zona 950-890 cm^{-1}. El grupo éster presenta una banda de absorción en 1760-1650 cm^{-1}, que fue la utilizada. Con el fin de referir la variación de estas bandas a un patrón interno se escogió la banda a 1510 cm^{-1} (correspondiente a la sustitución 1-4 en el anillo aromático) que no se ve modificada durante el curado. En la figura 3b se muestra la variación de intensidad para las bandas elegidas una vez referidas a la de 1510 cm^{-1}.

4.- DISCUSIÓN

Por relación entre el calor cedido para un determinado tiempo de curado y el correspondiente a t_R=0 se puede estimar el valor del grado de curado, α. En la tabla 3 se recogen los valores de α para las muestras A y B cuando se curan según el ciclo largo.

	t_R (h)	α		t_R (h)	α
A	1	0.02	B	1	0.07
A	2	0.14	B	2	0.25
A	3	0.48	B	3	0.72
A	5	0.93	B	5	0.94

Tabla 3. Variación del grado de curado (α) para los distintos tiempos de reacción (t_R) en las muestras A y B.

Del mismo modo se puede relacionar el grado de curado con la variación de intensidad en las bandas de absorción para un grupo implicado en el curado. En la figura 4 se compara el valor del grado de curado obtenidos por DSC y por FTIR midiendo la varia-

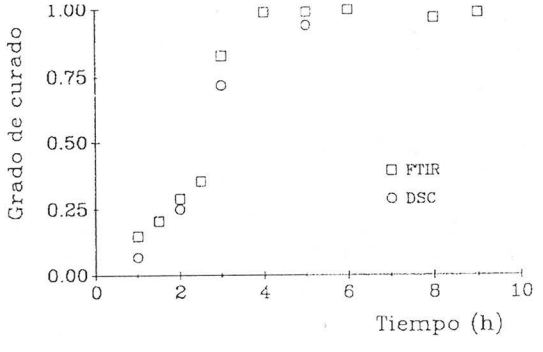


Figura 4.- Variación del grado de curado con el tiempo para muestras tipo B, curadas según el ciclo largo, mediante DSC y FTIR.

ción en la intensidad de la banda epoxi (tomando siempre como patrón interno la banda a 1510 cm^{-1}), en función del tiempo de curado, para muestras tipo B curadas según el ciclo largo. Se observa que el acuerdo es bastante bueno. Es de señalar que al final de la etapa de calentamiento a 80°C (t_R=2h en el ciclo largo) ha avanzado poco la reacción, no alcanzando la gelificación, siendo, por lo tanto toda esta etapa válida para la extracción de volátiles y homogeneización de tensiones.

Por ninguno de los métodos se observan cambios significativos para t_R superiores a 5h en el ciclo largo y a 2,5h en el ciclo corto, sin embargo, como puede verse en la tabla 1, la T_g puede todavia aumentar ostensiblemente, entre 5-10°C. Esta variación en la T_g se debe que en las reacciones finales se produce entrecruzamiento entre porciones poliméricas formadas anteriormente (Min et al. 1992). Además el valor alcanzado tras curar según el ciclo corto es mayor. Los valores de T_g en el ciclo corto aumentan siempre con el tiempo, mientras que en el ciclo largo se produce al final del ciclo un ligero descenso de la T_g tal vez por un inicio de descomposición térmica en la matriz. Por ello de cara a la elección de un ciclo, es interesante conocer la variación del grado de curado en el tiempo y su influencia sobre la reticulación total.

5.- CONCLUSIONES

1.- La monitorización mediante DSC y FTIR permite, en los primeros momentos del curado, definir la variación de α en función del tiempo y el grado de acuerdo entre ambas técnicas es bastante bueno.

2.- Cuando se aproxima a 1 todavía puede producirse variación en el valor de T_g, pero esta variación no puede seguirse por DSC o FTIR.

3.- No se produce ningún cambio positivo en el ciclo largo de curado por encima de las 7.5h.

4.- El ciclo corto a 135°C da mejores resultados que el ciclo largo, con un postcurado muy largo a 160°C. Este resultado es coherente con que la T_g máxima alcanzable es de 130-140°C. El sobrecalentamiento probablemente produce degradación.

5.- Se obtiene una mayor $T_g$máx. para la composición B (100/90/0.5) que para la composición A (100/90/0.25), tanto en el ciclo largo como en el corto, lo que pone de manifiesto la importancia de una adecuada proporción de los componentes minoritarios.

6.- BIBLIOGRAFÍA

1.- Smith R. E., Larsen F.N. y Long C. L., *J. Appl. Pol. Sci.*, **29**, pp 3713-3726, 1984.
2.- Mijovic J., Kenny J. M., Nicolais L. y Pejanovic S., *Sampe Journal*, **28**, pp 39-46, 1992.
3.- Min G. B., Stachurski Z. H. y Hodgkin J. H., *Polymer*, **34**, pp 4908-4912, 1993.
4.- Olofsson K., *Proceedings of ICCM-10*, Whistler, B.C. Canadá, **vol. III**, pp 133-140, 1995.

ESTUDIO Y CONTROL DEL PROCESO DE PREPARACIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS C/C UNIDIRECCIONALES

Casal, E., Menéndez, R., Blanco, C., Fernández, J.J. y Bermejo, J.
Instituto Nacional del Carbón, CSIC.
La Corredoria s/n, Apto. 73, Oviedo 33080-Asturias. Tfno: 98 5280800. Fax: 98 5297662

Resumen: En este trabajo se presentan los resultados de la investigación en curso sobre la fabricación de materiales compuestos C/C unidireccionales a partir de fibras de carbono y breas. La preparación de los materiales se realiza por el procedimiento de impregnación líquida, seguido de prensado/moldeo y posterior carbonización del composite verde en atmósfera inerte. La caracterización microestructural de los composites se realiza por microscopía óptica de luz polarizada.

Abstract: This paper reports results of our ongoing research on in-house fabrication of 1-D PAN fiber/pitch matrix Carbon-Carbon (C/C) composites. The preparation of materials is carried out by liquid impregnation, follow by hot press molding and carbonization in an inert atmosphere. Polarized light microscopy is performed to study the matrix microstructure.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los principales problemas con que se enfrenta la comercialización de los materiales compuestos C/C es su elevado precio, derivado fundamentalmente del proceso de fabricación (infiltración en fase vapor o impregnación líquida) que requiere la utilización de temperaturas y/o presiones elevadas junto con la aplicación de sucesivos ciclos de densificación para reducir la porosidad del material.

La utilización de precursores de matrices baratos junto con una metodología de proceso adecuada a sus características, que minimice o elimine los ciclos de densificación, permitiría reducir considerablemente los costes de fabricación. En este sentido, las breas se han confirmado en los últimos años como precursores de matrices no sólo adecuados por sus precios razonables y alta grafitizabilidad, sino también por su capacidad de generar estructuras muy variadas dependiendo de los parámetros de proceso (Fernández et. al. 1991).

En este trabajo se presenta la metodología que se está siguiendo en este grupo para la fabricación de composites C/C unidireccionales por impregnación líquida a través de un estudio exhaustivo del proceso con el fin de optimizar las condiciones y en consecuencia reducir los defectos de los materiales.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Fibra de carbono: Hercules AS4-12K, PAN, alta resistencia, alta elongación, superficie tratada. densidad= 1,80 g cm^{-3}; diámetro filamento= 7μm; forma: cilíndrica; sección transversal del haz: 0,48 mm^2; resistencia a tracción= 4.071 MPa. Como precursor de la matriz se utilizó una brea ligante de alquitrán de hulla (tabla 1).

Análisis elemental (daf, %)								
C	H	N	S+O	C/H	PR (°C)	RC (%)	IT	IQ
93.7	4.1	1.1	1.1	1.9	72	48.4	35.7	13.0

C/H, relación atómica
RC, rendimiento en carbono (1000°C)
IQ, insolubles en quinoleína.
PR, punto de reblandecimiento por TMA
IT, insolubles en tolueno

Tabla 1.- Características de la brea

2.2. Preparación del preimpregnado

La fibra de carbono impregnada tras su paso por una disolución/suspensión de brea se recoge sobre una placa dotada de dos movimientos, uno de traslación alternativo y otro de rotación (Figura 1) que permiten un hilado unidireccional homogéneo y de varias capas. Una vez alcanzado el espesor deseado se elimina el THF por secado en un horno a 65°C bajo vacío, obteniéndose, tras el corte y separación de la placa dos láminas unidireccionales de aproximadamente 70 mm x 170 mm.

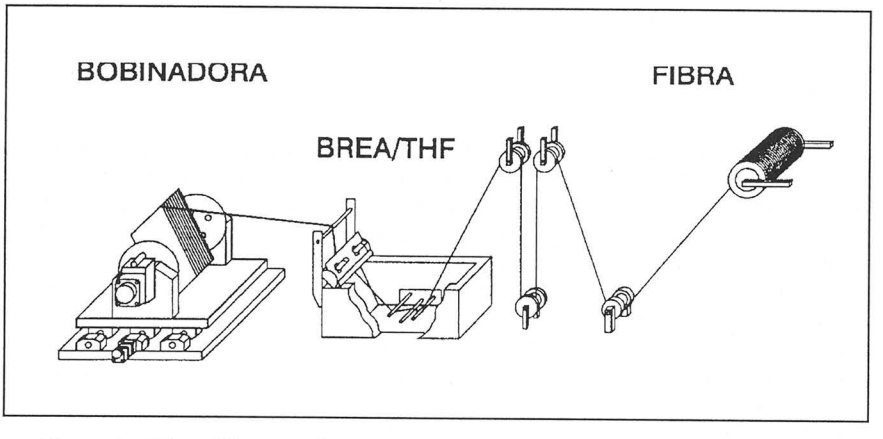


Figura 1.- Dispositivo para la preparación de preimpregnados.

2.3. Moldeo/curado del preimpregnado

Este tratamiento se realiza en un horno/prensa uniaxial especialmente diseñado para la preparación de estos materiales, diámetro 10 cm, con capacidad para trabajar a vacío,

presión mecánica de 50 kg cm^{-2}, presión gaseosa de 250 kg cm^{-2} y temperatura máxima 800°C. Se dispone el preimpregnado en un molde metálico y se calienta a 5°C min^{-1} hasta 450°C, en atmósfera de nitrógeno. Quince minutos antes de alcanzar esta temperatura se aplica una presión gaseosa de 100 kg cm^{-2}, la cual se conserva hasta finalizar el proceso. La temperatura de 450°C se mantiene durante 1 hora, tiempo durante el que se inicia la presión mecánica de 10-20 kg cm^{-2}. El resto del ciclo se resumen en las figuras 2 y 3.

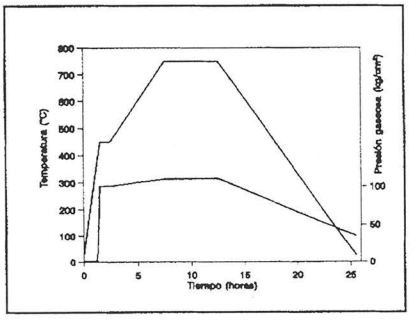


Figura 2.- Ciclo temperaturas/presión

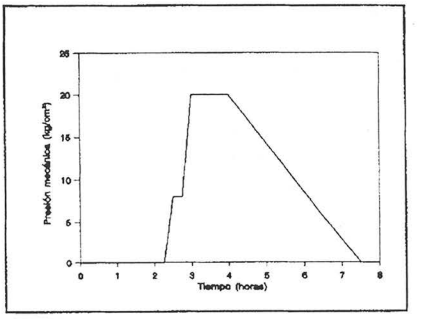


Figura 3.- Ciclo presión mecánica

2.4. Carbonización

El procedimiento de carbonización utilizado en este estudio es el mostrado en la figura 4. Se realiza en un horno tubular Carbolite CTF 12/65 y atmósfera de nitrógeno para evitar la oxidación del composite.

2.5. Caracterización del composite

Muestras representativas de los composites se impregnaron a vacío con una resina epoxi y se pulieron para su posterior observación al microscopio óptico de luz polarizada.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Parámetros del hilado.

Esta primera fase de preparación del material compuesto es crítica dado que un defectuoso alineamiento de las fibras o un deficiente mojado de las mismas por el precursor de la matriz, crearía una serie de defectos en el material que se arrastrarían hasta el producto final (Figura 5).

El haz de fibras se deteriora cuando se conduce a través de las poleas, la fricción en seco produce su deshilachado. Para facilitar el manejo se optó por humedecer previamente la fibra en THF.

En un intento de obtener composites con distinto contenido en matriz para estudiar el efecto del mismo en las propiedades de los composites, se utilizó un amplio espectro de relaciones en peso brea/THF, desde 1/1 hasta 3/1. Para evitar la posible segregación de la brea se dispuso un baño ultrasónico que mantuvo la suspensión homogénea y facilitó el mojado de toda la sección transversal del haz, mejorando los resultados obtenidos en experiencias anteriores.

El % de precursor en el preimpregnado está limitado, pues el haz de fibra al estar tensionado retiene una cantidad límite de suspensión. Se ha observado que la cantidad de precursor en el preimpregnado se incrementaba con la proporción en la suspensión de brea, llegándose a un máximo del 75 % . Ahora bien, altos contenidos en brea elevan la viscosidad de la suspensión dificultando la marcha del hilado.

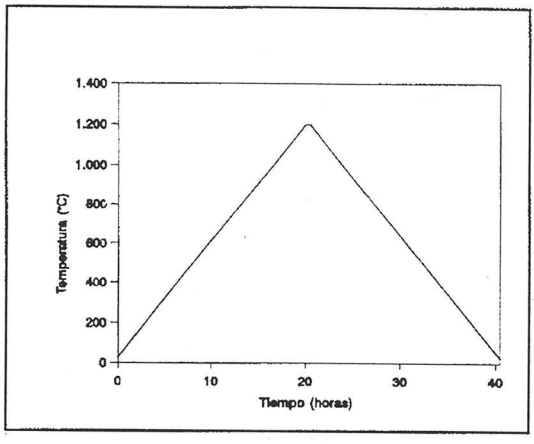


Figura 4.- Ciclo carbonización

Como se comentó en la sección experimental, la bobinadora (Figura 1) consta de dos movimientos, la combinación de ambos da lugar al hilado sobre la placa del haz de fibra ya impregnado. La velocidad de dichos movimientos influye fundamentalmente en el apilamiento sucesivo del haz y en su orientación respecto a los bordes de la placa. A este respecto se ha observado que la velocidad mínima en ambos movimientos (rotación 2,2 rpm y traslación 0,14 mm s^{-1}) es la más satisfactoria para obtener un hilado lo más compacto posible y paralelo a los bordes.

La eliminación del disolvente es otro punto crítico del proceso. Se venía realizando una vez que la operación de hilado estaba finalizada introduciendo el preimpregnado en un horno bajo vacío y a 60°C. Actualmente se han dispuesto dos equipos para secado en caliente, uno sobre el haz y otro sobre la placa, así la eliminación del THF se produce directamente en cada capa depositada, facilitando la evaporación y minimizando la oclusión de vapores en el preimpregnado. Un posterior prensado mecánico a 70°C favorece la eliminación de posibles poros derivados de la eliminación del THF. Esta forma de operar deja abierta la opción de una oxidación estabilizadora durante el propio hilado.

3.2. Parámetros del tratamiento moldeo/curado

Dado que este proceso implica la eliminación de volátiles, los parámetros de este tratamiento térmico inicial (velocidad de calentamiento y enfriado, temperatura final, etc.) son críticos.

Los tratamientos térmicos genéricos son los detallados en la parte experimental, ahora bien, cada tipo de brea exige una adecuación de estos parámetros a sus propias características.

Durante el proceso de moldeo/curado del preimpregnado la brea se licúa totalmente a la vez que expulsa gases. Cuando la viscosidad de la brea es baja la eliminación de volátiles no representa un problema, sin embargo, a altas viscosidades los gases quedan atrapados generando porosidad cerrada en el composite. Con el fin de eliminar tales defectos se aplica presión mecánica. El punto de aplicación es de vital importancia puesto que toda presión aplicada una vez que la brea solidifica en coque es inútil. Para la brea utilizada hemos variado las condiciones de aplicación de presión observándose los siguientes resultados:

Punto de aplicación de la presión	Observaciones
A las 2:15 horas de inicio del tratamiento	gran cantidad de poros
A las 2:00 horas de inicio del tratamiento	descenso notable de porosidad
A las 1:40 horas de inicio del tratamiento	exudación total de la brea

Este es un capítulo todavía no cerrado. Nuestras investigaciones van encaminadas a la utilización de un molde rígido especial que permita una aplicación progresiva y controlada de la presión.

La presión gaseosa es otro factor a evaluar. Hemos realizado experiencias a presión y sin presión. La aplicación de presión va encaminada a aumentar el rendimiento en carbono de la brea y a disminuir la evolución de volátiles durante el tratamiento. En el caso concreto que nos ocupa el rendimiento en carbono aumenta tan sólo un 2% por lo que no parece aconsejable utilizar presión gaseosa cuando se utilizan breas de estas características.

3.3. Parámetros de carbonización.

Por limitaciones de tipo técnico se ha utilizado una temperatura máxima de 1200°C. Sin embargo, está previsto el tratamiento de los materiales compuestos hasta 2500°C.

3.4 Caracterización microscópica.

La información obtenida por microscopía óptica hace referencia principalmente a cuatro aspectos: (a) Fibra (orientación y distribución); (b) Matriz (porcentaje, textura óptica y porosidad); (c) Interfase (fracción de enlace, orientación de la matriz en la interfase, etc.); (d) Imperfecciones del material (grietas, zonas mal compactadas, etc.). La figura 6 muestra una microfotografía de una sección transversal de un material compuesto obtenido en el presente estudio, en el que se aprecia una textura óptica de pequeño tamaño (tipo mosaico) y estructuras de mayor tamaño orientadas entorno a la fibra (tipo dominio).

4. CONCLUSIONES

Las variables de presión y ciclo de temperatura pueden optimizar la fabricación de un composite siempre que se use una brea de propiedades adecuadas. En particular el punto en el que se inicia la presión mecánica es de vital importancia.

Figura 5.- Microfotografía. Composite sección longitudinal. 2 mm = 7 μm

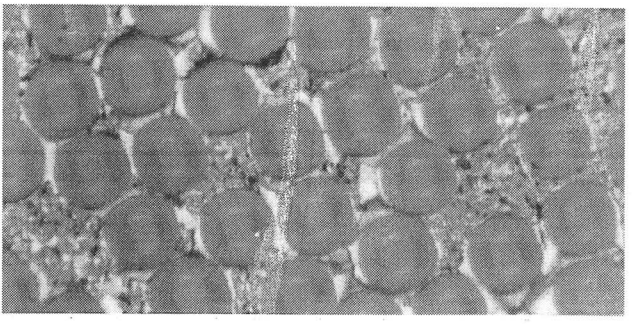


Figura 6.- Microfotografía. Composite sección transversal. 2 mm = 1 μm

Las características de las breas son importantes dado que determinan la pérdida en peso durante el tratamiento térmico, así como las diferentes reacciones que tienen lugar durante la carbonización, las cuales condicionan la textura óptica.

5. REFERENCIAS

1.- Fernández J.J., Bermejo J., Fuente E., Romero E. and Menéndez R. *20th Biennial Conference on Carbon*, American Carbon Society, Santa Barbara (EEUU), 346-347, 1991.

PROCESADO POR RHEOCASTING DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ METÁLICA ZA 27 REFORZADO CON PARTÍCULAS CARBONOSAS

Cruz Riaño, L. J.[1]; Madroñero, A.[2]
[1] Universidad Pontificia Bolivariana, Colombia, COLCIENCIAS. Actualmente en el CENIM.
[2] CENIM, Av. Gregorio del Amo, 28040, Madrid, Tfno: 91-5538900, Fax: 91-5347425.

Resumen: Se estudian las posibilidades de la aleación de Zinc-Aluminio ZA 27 como matriz para composites de bajo costo con refuerzo pulverulento. Las partículas utilizadas en este estudio eran cenizas de coque. En el presente estudio se ha establecido que dichas partículas poseen un estado superficial adecuado para su buena unión con una matriz metálica. Esto es una ventaja adicional, además de su insignificante precio.

Se establece lo adecuado del proceso de reocolado para la fabricación de este tipo de materiales compuestos; hasta un 10 % vol. de partículas de refuerzo carbonosas pudieron ser añadidas a la aleación ZA 27, con una excelente distribución de partículas.

Abstract: Looking for moderate cost MMCs, it is studied a Zinc-Aluminium alloy with carbonaceous particles as reinforcer. The particles are dust of coke. After this study it is established that such particles own a proper surface state to achieve a good bonding with the metal matrix. This is an aditional advantage of the dust of coke besides its negligible cost.

The rheocasting technique appears to be a very advisable proccess for this sort of composite materials; up to 10 % vol. of these carbonaceous reinforcers can be added to the alloy ZA 27, with a excellent particle distribution.

1.- INTRODUCCIÓN.

Los materiales compuestos de matriz metálica (MMCs), basan las mejoras de sus propiedades (rigidez, resistencia a la compresión y a la tracción a temperaturas relativamente altas, estabilidad térmica, resistencia al desgaste, etc.) en el efecto del refuerzo que se añade como fibras o partículas generalmente cerámicas.

Estos materiales tuvieron en un principio un uso restringido en aplicaciones muy específicas, en sectores del transporte donde son permisibles altos costes como en vehículos para la Defensa, la aeronáutica, el espacio, etc. Sin embargo, desde hace aproximadamente 10 años, gracias al desarrollo de nuevas tecnologías de fabricación y a la reducción del precio de algunas fibras de altas prestaciones, utilizadas como refuer-

zo, los materiales compuestos han empezado a ser competitivos frente a los materiales tradicionales en algunos sectores como el del automóvil [1].

En el caso de los MMCs, por razones de simple economia, por la posibilidad de implantación de los nuevos procesos productivos en serie y por la gran ventaja de obtener los componentes en su forma casi definitiva [2], las técnicas de fundición son las que más se han desarrollado en los últimos años.

Dichas técnicas se pueden dividir en dos grupos: de procesado en estado semisólido y de procesado en estado líquido, según el estado en el cual sea procesada la matriz durante la fabricación del material compuesto.

El squeeze casting [3] o infiltración de preformas bajo presión es el procedimiento más representativo de las técnicas de procesado en estado líquido.

La fundición semi-sólida de composites comprende dos procedimientos, a saber: rheocasting o reocolado y compocasting o compocolado.

La técnica de reocolado consiste en una lenta agitación vigorosa de la aleación metálica en estado semisólido a fin de convertir la estructura dendrítica original en una estructura globular menos viscosa (tixotropia) [4] que facilite la incorporación y buena distribución del reforzante dentro de la matriz. A continuación se efectúa el colado directo del material en estado pastoso obtenido dentro de la cavidad o molde para proceder según la técnica que se haya elegido: fundición por gravedad, fundición a presión, extrusión, etc.

El compocasting o compocolado es similar al reocolado con la única diferencia de que una vez obtenida la pasta de matriz y refuerzo, se la recalienta rápidamente hasta la temperatura liquidus de la matriz a fin de facilitar el colado de la misma.

En el caso concreto de las técnicas de fabricación en estado semisólido es imprescindible que la aleación matriz tenga un intervalo de solidificación relativamente amplio, ya que de lo contrario sería muy difícil su procesado por esta vía. Las matrices más utilizadas en la fabricación de MMC son el aluminio para aplicaciones a bajas temperaturas [5] y el níquel y el titanio para aplicaciones a temperaturas críticas [6].

Dentro de las aleaciones ligeras potencialmente útiles a la hora de pensar en la matriz de un MMC para bajas temperaturas, aparte de las de aluminio, cabe destacar las de magnesio, estaño, plomo, etc. Para el presente trabajo hemos elegido las aleaciones zincaluminio, conocidas comercialmente como ZAMAK, con una densidad relativamente no muy alta de hasta 5 g/cm^3 (disminuible según la cantidad de reforzante que se incorpore al composite). Sus ventajas comparativas que las hacen idóneas para ser procesadas por las técnicas de fundición en estado semi-sólido, son las siguientes:

i) características excelentes de fundición [7] (fluidez superadas únicamente por el bismuto y el estaño, buena colabilidad, solo hay que tener un poco de cuidado con los problemas de agrietamiento en caliente),

ii) amplio intervalo de solidificación (de 100 °C aproximadamente para la aleación ZA 27),

iii) relativamente baja temperatura de procesado

iv) procesado sin necesidad de atmósfera controlada, lo que no sucede con el Aluminio y el Magnesio

v) no toxicidad durante el procesado, de bajo costo

vi) buen comportamiento tribológico y una buena combinación de propiedades mecánicas.

Hasta la fecha, en la ILZRO (International Lead and Zinc Research Organization) se han adelantado algunos trabajos de investigación relacionados con la obtención de composites a base de ZAMAK reforzado con partículas de SiC [8] pero los resultados no han sido muy satisfactorios, sobre todo en las mejoras de la resistencia a la fluencia a altas temperaturas.

Por otra parte, y dado que el SiC resulta ser un reforzante demasiado costoso para mezclarlo con una matriz tan económica como los ZAMAK, hemos tratado de utilizar materiales de refuerzo mas asequibles para este tipo de aleación, aunque sean infrecuentes o incluso desconocidos en los textos de materiales compuestos.

En tal sentido, y pensando siempre en obtener un composite competitivo en cuanto a costos se refiere, por lo que en el presente estudio tratamos de explorar las posibilidades de las partículas carbonosas (cenizas de coque) provenientes residuos de los altos hornos de siderurgia.

Existen varios problemas que se presentan durante la fabricación de este tipo de composites:

i) Escasa mojabilidad del reforzante con el metal líquido [9], lo cual dificulta bastante la incorporación del reforzante dentro de la matriz y la obtención de una buena unión reforzante-matriz.

ii) Segregación del reforzante [10]: ésta tiende a presentarse debido a la diferencia de densidades entre la matriz y el reforzante. Si el reforzante es más liviano que la matriz, durante el procesos de solidificación tratará de acumularse preferentemente en la parte superior de la pieza, y viceversa.

iii) Formación de clusters o agrupamientos de partículas no mojadas por la matriz [11].

iv) Fracción volúmica de reforzante: La dificultad del proceso de fabricación de un composite es proporcional a la cantidad de reforzante incorporado.

v) Porosidad: una característica propia de este proceso es la tendencia a la absorción de gases y por tanto una alta porosidad inherente, debido al mezclado de la matriz en estado semisólido [12].

En este trabajo se hace un estudio previo tanto del comportamiento térmico del reforzante como del comportamiento reológico de la aleación matriz fundido-agitada con el fin de optimizar los parámetros de procesado que permitan lograr la máxima incorporación de partículas en el metal y una disperisón homogénea de las mismas.

2.- ANÁLISIS PREVIO DE LOS CONSTITUYENTES DEL COMPOSITE.

2.1.- Reforzante: partículas carbonosas de coque.

El coque de balsa proveniente de los residuos de los altos hornos de siderurgia utilizado en este estudio fue suministrado por la empresas Ensidesa S.A. Su análisis inmediato de composición química en peso es el siguiente: 87.6 % de carbono fijo, 11.2% de cenizas (principalmente óxidos de aluminio, de silicio y de hierro), 21 % de agua y 1.2% de volátiles. El contenido de agua sugiere una textura porosa (superficie activa) y aconseja una deshidratación previa a su uso.

Inicialmente, el coque fue sometido a un proceso de secado, molido y cribado con el propósito de obtener la mayor cantidad de material lo más fino posible. De esta manera se obtuvo la cantidad necesaria de reforzante partículado con granulometría menor o igual a 63 micras. También en orden a conocer el comportamiento térmico de

las partículas, éstas fueron sometidas a análisis termogravimétrico (ATG) y a análisis térmico diferencial (ATD). Los resultados se muestran el la Figura 1, de donde se pueden apreciar dos aspectos muy interesantes. Entre 250°C y 450°C se desarrolla una ligera oxidación del coque y prácticamente hasta que no se llegue a la temperatura de 480 °C no empieza la combustión o degradación del material (pérdida de peso en la curva correspondiente al ATG). Tal comportamiento puede ser muy importante para el procesado del composite ya que es factible calentar el material de refuerzo a una temperatura de hasta 450 °C con la probabilidad de que la ligera oxidación que se desarrolle hasta esa temperatura active superficialmente las partículas, lo cual podría ayudar a su mojabilidad y unión con la matriz.

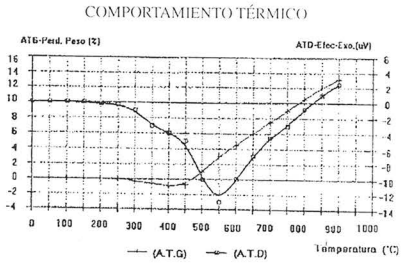


Figura 1.- Análisis térmico del reforzante.

2.2.- Comportamiento reológico de la aleación matriz zinc-aluminio ZA-27.

La aleación usada para este estudio, comercialmente llamada ZA 27 o ZAMAK 27, fue adquirida a Asturiana de Zinc S.A. Su composición química nominal y sus temperaturas liquidus y sólidus están dadas en la Tabla I; como es sabido, su rango bifásico inicial de solidificación (líquido residual + fase sólida primaria α) está comprendido entre 492 ± 5 y 437 ± 5. El resto del intervalo de solidificación, con fases sólidas α', β y η, no resulta de utilidad para este proceso. Ello supone que se dispone de un campo de trabajo en el rango semisólido de 50 °C aproximadamente.

Composición nominal (% en peso)				Temperatura (ºC)	
Al	Cu	Mg	Zn	Líquidus	Sólidus
26.6	2.3	0.016	Resto	492 ± 5	380 ± 5

Tabla 1.- Características de la aleación ZA 27.

Se hizo previamente un estudio del comportamiento reológico de la matriz con el fin de definir los mejores parámetros de procesado que permitieran obtener la microestructura globular más fina posible en la matriz con la mínima porosidad. Dicho estudio se llevó a cabo en el mismo equipo de procesado del material compuesto, el

cual será descrito en la apartado 3. Los parámetros evaluados fueron los siguientes: velocidad de enfriamiento desde la temperatura líquidus a la temperatura de trabajo, velocidad de mezclado, tiempo de mezclado, temperatura de trabajo y posición en altura de la base de la hélice mezcladora con respecto a la base del crisol. Dichos parámetros fueron analizados a dos niveles: máximo y mínimo, seleccionados de acuerdo con las capacidades y características tanto del equipo como del material a procesar. Se trataba de ver la tendencia de hacia que niveles de los parámetros la aleación ZA 27 presentaba una mejor calidad. La evaluación comparativa se hizo mediante microscopía óptica y con la determinación de la resistencia a la tracción de probetas cilíndricas extraídas de cada uno de los lingotes procesados.

3.- EQUIPO RHEOCASTING Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

El equipo usado para la preparación del composite metálico está ilustrado esquemáticamente en la Figura 2, y consta esencialmente de un crisol elevable, un horno fijo, un agitador con la posibilidad de un amplio desplazamiento en vertical y una velocidad de giro variable. Aproximadamente, dos kilos de la aleación metálica ZA 27 se colocaban a cada operación en el crisol de grafito, siendo después calentados a una temperatura por encima de su temperatura liquidus. A continuación el agitador era descendido hasta ser introducido en el caldo.

Gracias al agitador que giraba a una velocidad comprendida entre 200 y 500 rpm, se conseguía la mezcla del refuerzo y del caldo. El agitador era de tipo hélice estando constituido por cuatro aletas de acero inoxidable inclinadas 45° con respecto al plano vertical. La parte del agitador que va sumergida dentro del fundido fue recubierta pre-

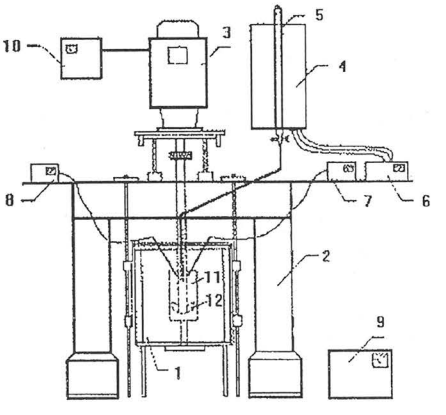


Figura 2. Esquema del equipo para reocolado: 1. Horno de procesado; 2. Estructura soporte; 3. Motor; 4. Horno para el reforzante; 5. Tolva (tubo de vidrio) para alimentación del reforzante; 6. Controlador térmico del horno para el reforzante; 7. Termopar de referencia; 8. Controlador térmico del horno de procesado; 9. Unidad hidráulica para movimiento vertical del mezclador; 10. Variador electrónico de la velocidad del motor del mezclador; 11. Crisol; 12. Mezclador mecánico.

viamente con una capa de alúmina via plasma a fin de evitar la contaminación del caldo y/o deterioro del mezclador.

La temperatura del horno fue disminuida a una velocidad de enfriamiento predeterminada hasta que la colada alcanzara la temperatura de trabajo deseada, dentro del rango semisólido. El controlador de temperatura fue ajustado para que mantuviese la temperatura de procesado constante; la precisión del sistema de control era de ± 3 °C.

Simultáneamente, en un horno independiente, las partículas carbonosas, con un tamaño menor o igual que 63 μm fueron calentadas a una temperatura de 450 °C durante 1 hora antes de su adición al crisol. En el momento en que el caldo alcanzaba la temperatura de procesado, las partículas calientes eran adicionadas por gravedad a través de un tubo de vidrio a una velocidad de alimentación tan baja como 5 g/min.

Una vez finalizada la alimentación del reforzante, se mantenía la agitación isotérmica de la colada durante unos 15 minutos para promover una más homogénea distribución del reforzante dentro de la matriz. Luego, el crisol con el lingote en su interior era extraido del horno, colocado sobre una chapa gruesa metálica (enfriador) y sometido a ventilación forzada con aire para intentar "congelar" la microestructura globular de la matriz propia del proceso. De esta manera fueron obtenidos lingotes de composites de 90 mm de diámetro y 75 mm de altura. Las probetas extraidas del composite eran luego pulidas, atacadas y examinadas mediante microscopía óptica.

De la misma manera, pero sin la adición de partículas, fueron obtenidos los lingotes de metal utilizados para el estudio reológico de la matriz. De ellos se obtuvieron probetas tanto para análisis del comportamiento mecánico, como para análisis microestructural por microscopía óptica.

4.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1.- Comportamiento reológico de la aleación matriz ZA 27.

En la Tabla 2 se muestran las condiciones bajo las cuales fueron procesados los lingotes utilizados en este estudio, asi como los resultados de los ensayos de tracción realizados sobre las probetas extraídas de cada uno de ellos. Dichos ensayos se realizaron sobre muestras cilindricas, mecanizadas con una longitud de calibración de 50 mm y un diámetro en la zona calibrada de 5 mm. La probeta identificada con el número 0 corresponde a la aleación matriz en su estado inicial de suministro.

Mediante los análisis por microscopía óptica se pudo efectivamente comprobar la transformación microestructural que experimenta el material al ser sometido a distintas condiciones de cizallamiento mecánico [13]. En las micrografías ópticas de las figuras 3(a) y 3(b) se puede apreciar claramente que el material presenta una secuencia completa de etapas entre una microestructura dendrítica deformada y una final muy próxima a una microestructura globular, a medida que se aumenta la velocidad de mezclado desde 200 hasta 400 r.p.m., dejando los demás parámetros constantes.

En general, se observa algo de porosidad en la microestructura, problema que puede ser eliminado con alguna técnica de procesado secundario.

Como era esperable, el comportamiento bajo tracción estuvo determinado por el

contenido de poros. En tal sentido, tanto las observaciones por microscopía óptica como los resultados de las pruebas de tracción, son coincidentes, y sugieren que los factores que mas inciden en el atrapamiento de gases en el metal fundido-agitado formando poros, son la velocidad de agitación y la temperatura de procesado. A mayor temperatura de procesado menor porosidad y a mayor velocidad de mezclado mayor porosidad; véase los valores de resistencia de las probetas 1, 2, 13 y 15.

4.2.- Composite metálico ZA 27/partículas carbonosas.

Con el estudio previo de la reología de la matriz se tenía ya una idea bastante clara de cuales podrían ser los niveles más adecuados de los parámetros para lograr la integración del reforzante y su buena distribución dentro del metal.

Después de algunas pruebas iniciales, fue posible la incorporación y buena distribución de un 3%, un 5% y hasta un 10% en volumen de partículas carbonosas dentro de la aleación ZA 27. El material ZA 27/10 % vol. fue obtenido con las siguientes caracte-

Probeta	Temperatura, °C	Velocidad angular, RPM.	Tiempo, minutos.	Posición de la hélice, mm.	Velocidad de enfriamiento, °C/min.	Carga de rotura, N.	Resistencia a la rotura, MPa.
0	-	-	-	-	-	5733	292
1	480	200	10	15	1	7693	392
2	480	200	30	30	1	7154	364
3	480	500	10	30	1	3737	190
4	480	500	30	15	1	1960	100
5	460	500	10	15	1	2793	142
6	460	500	30	30	1	3038	155
7	460	200	30	15	1	5096	260
8	460	200	10	30	1	4704	239
9	460	200	10	30	3	2303	117
10	460	500	30	15	3	2940	150
11	460	500	10	30	3	4753	242
12	460	200	30	30	3	3430	175
13	480	200	10	30	3	7840	399
14	480	500	10	15	3	3332	170
15	480	200	30	15	3	7742	394
16	480	500	30	30	3	1764	90

Tabla 2. Descripción de los parámetros de procesado y resultados de las pruebas de tracción de la aleación matriz fundida-agitada.

rísticas de proceso: masa de metal 2255 gramos, masa de reforzante 100 g, velocidad del mezclador 447 r.p.m., temperatura de procesado de 470 °C, altura del mezclador con respecto a la base del crisol 30 mm, velocidad de enfriamiento desde líquidus hasta la temperatura de procesado (470 °C) de 1 °C/minuto. La resistencia a la tracción del composite fue de 7750 MPa.

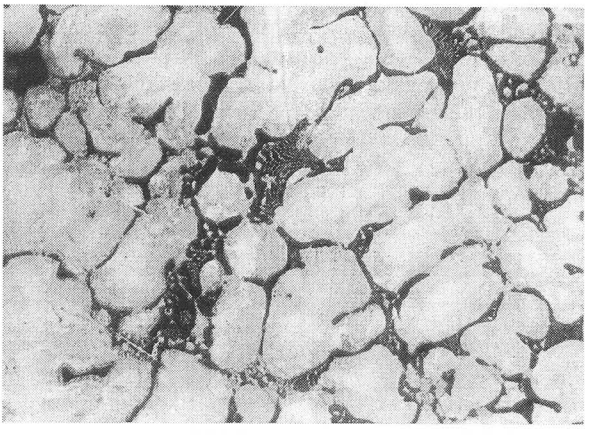


Figura 3a.- Microestructura de la aleación ZA 27 sometida a cizallamiento mecánico a 250 RPM a una temperatura de 470 °C. 200 x.

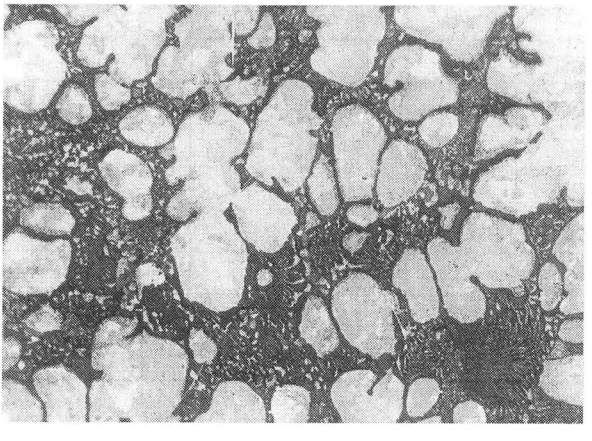


Figura 3b.- Microestructura de la aleación ZA 27 sometida a cizallamiento mecánico a 400 RPM a una temperatura de 470 °C. 200 x.

La Fig. 4, corresponde a la micrografía óptica del material ZA 27/10 % vol. Es posible observar una buena distribución de partículas de distintos tamaños, pudiéndose además apreciar que la partícula individual redondeada de mayor tamaño mide 10 mm aproximadamente. Teniendo en cuenta que la microfotografía de la Fig. 4 está tomada a 200 aumentos, se deduce que el tamaño real de dicha partícula es de 50 µm, lo cual es congruente con que el tamaño de las partículas adicionadas sea menor o igual que 63 µm. Se observa también una insignificante aglomeración de partículas, lo que indica que el cizallamiento mecánico fué eficaz para evitar el agrupamiento de las partículas y conseguir una buena distribución de las mismas.

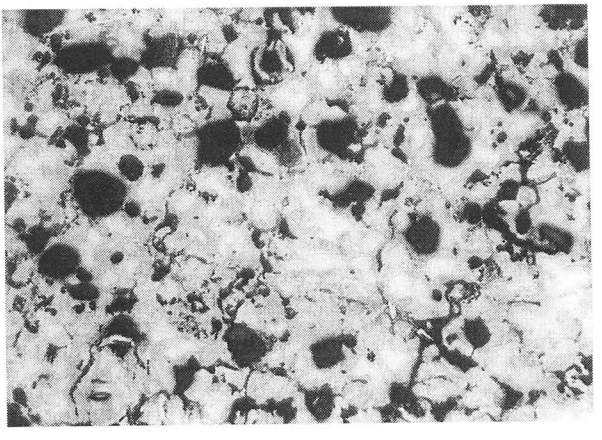


Figura 4. Micrografía óptica del composite ZA 27/10% vol. de partículas de carbono obtenido por rheocasting a 447 RPM y a 470 °C. 200 x.

5.- CONCLUSIONES.

- Es posible obtener un material compuesto de costo moderado mediante la técnica rheocasting utilizando las cenizas de coque residual de los altos homos de siderurgia para reforzar la aleación metálica ZA 27.
- El nivel de características mecánicas obtenido indica que la integración del reforzante en la matriz fue satisfactoria. Como ello supone una buena unión refuerzo-matriz, cabe deducir que las cenizas de coque poseen, *per se*, un acabado satisfactorio, lo que supone una gran ventaja adicional, además de su baratura.
- Hasta un 10% de partículas carbonosas pueden ser incorporadas y bien distribuidas dentro de la matriz seleccionando adecuadamente los parámetros de procesado mediante un estudio previo de la reologia de la aleación metálica.
- La densidad de la aleación ZA 27 (inicialmente 5 000 kg/m^3) queda reducida a los 4680 kg/m^3 del material compuesto ZA 27/10 % vol, lo que supone un aligeramiento del 6.4 %, lo cual la coloca prácticamente junto a la familia de las aleaciones ligeras.

- Los parámetros de proceso que deben ser controlados con mucha precisión por jugar un papel primordial en la calidad final del composite son: la temperatura de procesado, el tiempo total de mezclado, la velocidad de mezclado, la posición del mezclador dentro del fundido, la velocidad de enfriamiento desde la temperatura líquidus a la temperatura de procesado y la velocidad de alimentación y el tamaño del reforzante.
- Es imposible obtener un lingote con porosidad cero, a no ser que se utilicen técnicas especiales de desgasificación. Lo recomendable en este caso es utilizar técnicas secundarias de procesado para conformar la pieza final, lo cual además de eliminar casi que en su totalidad la porosidad puede mejorar aún más la microestructura de la matriz.
- Serán efectuados estudios posteriores para establecer la cantidad máxima de reforzante que puede incorporarse a la matriz ZA 27, manteniendo la distribución homogénea de las mismas.
- Dadas sus propiedades, sugerimos que las futuras aplicaciones industriales de los materiales compuestos aquí estudiados estarían en el campo de las aplicaciones tribológicas tales como cojinetes, aprovechando las características autolubricantes del carbono incorporado.

6.- AGRADECIMIENTOS.

El presente trabajo ha sido realizado gracias a el apoyo financiero tanto de COLCIENCIAS como del programa Sprint 188 "Actualización de pequeñas y medianas empresas metalúrgicas".

7.- REFERENCIAS.

1.- Soave, R., Ferran, G., Joaquim, A.C. Yc Valentim, J., *Aluminum Pistons Bowl Rim Reinforcement with Ceramic Fibers and Rapidly Alloys*, SAE Technical Paper Series, N° 930185, pp 1 to 11, 1993.

2.- Rohatgi, P., *Cast metal matrix composites*, (Ed. by ASM International), pp 840 to 854, Metals Handbook, Ohio, Ninth edition, Volume 15. Casting, 1992.

3.- Charbonnier, J., Dermarkar, S., Santarini, M., Fages, J. & Sabatie, M., *High Perfomance Metal-Matrix Components Manufactured by Squeeze Casting*, pp 127-132, *Cast Reinforced Metals Composites: Proceedings of the International Symposium on Avanced in Cast Reinforced Metal Composites*, Chicago, Illinois, USA, September, 1988.

4.- Mehrabian, R. & Flemings, C., Casting in the Liquid-Solid Region, pp 98 to 127, *New Trends in Material Processing*, (Ed. ASM), pp 98 to 127, Ohio, 1976.

5.- Miwa, K., Ikeda, T., Mizuno, K. Ohashi, T., *Preparation of SiC Whisker Reinforced Al Alloy Composites by Compocasting Process*, pp 425 to 433, *Proceedings of the Sixth Japan-US Conference on Composites Material*, Orlando, Florida, 1992.

6.- Kelly, A., *Metal matrix composites- An overview*, pp 1-6, *Cast Reinforced Metals Composites: Proceedings of the International Symposium on Advanced in Cast Reinforced Metal Composites*, Chicago, Illinois, USA, 24-30 September 1988.

7.- Sriram, P., Seshan, S., & Roshan, H., *Effect of Trace Elements on Casting*

Characteristics and Mechanical Properties of Cast ZA Alloys, AFS Transactions, **92-109**,pp 769-775.

8.- Murphy, S., *Final Report on the Production of Zinc-Based Composites*, pp 1 to 34, ILZRO ZM 334, 1986.

9.- Delannay, F., Froyen, L., & Deruyttere, A., Review: *The Wetting of Solids by Molten Metals and Its Relation to the Preparation of Metal-Matrix Composites*, Journal of Material Science, **22**, 1987.

10.- Rohatgi, P.K., Asthana, R., & Das, S., *Solidification, Structures, and Propereties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites*, International Metals Review, **31**, No, pp 115-139,1986.

11.- Girot, F. A., Albingre, L., Quenisset, J. M. & Naslain, R., *Rheocasting Al Matrix Composites*, Journal of metals, pp 18-21, November 1987.

12.- Ghosh, P. K., Ray, S., & Rohatgi, P. K., *Incorporation of Alumina Particles in Aluminium-Magnesium Alloy by Stirring in Melt*, Transaction of the Japan Institute of Metals, **25**, No. 6, pp 440-411, 1984.

13.- Flemings, M. C., *Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State*, Metallurgical Transactions A, **22A**, pp 957-981, My 1991.

CHEMO-REOLOGÍA DE RESINAS EPOXI MODIFICADAS

Franco M., de la Caba K., Sanz G., Corcuera M. A., Riccardi C. C., Mondragon I.
Dpto. Ing. Química y M. Ambiente. Escuela Univ. Ing. T. Industrial (Universidad del País Vasco / Euskal Herriko Unibertsitatea), Avda. Felipe IV, 1B, 20011 San Sebastián. Tfno: 943-455022. Fax: 943-471097

Resumen: Se ha realizado un estudio chemo-reológico de sistemas epoxi de tipo DGEBA curados con aminas cicloalifáticas, 3DCM e IPDA, en relación estequiométrica, modificando dichos sistemas con polímeros telequélicos reactivos del tipo PEABU y POPTA. Los resultados obtenidos se han relacionado con la influencia de los modificadores empleados. La cinética se ha seguido por FTIR y DSC.

Abstract: A chemo-rheological study of DGEBA systems cured with 3DCM and IPDA hardeners has been carried out. The behaviour of these epoxy mixtures modified with PEABU and POPTA has also been investigated. The obtained results have been related to the influence of employed modifiers. FTIR and DSC techniques have been used for the kinetics evolution.

1.- INTRODUCCIÓN

En los últimos años se ha prestado gran atención a las propiedades tecnológicas de las resinas termoduras, matrices básicas de los materiales composites, en relación a los componentes iniciales, su relación estequiométrica y las condiciones del proceso de curado. Es bien conocido que estas matrices curadas son generalmente frágiles. Por ello, y de cara a la optimización de su tenacidad a la fractura es práctica habitual la modificación con cauchos (Kinloch et al. 1983, Chen et al. 1992), y, en los últimos años, con termoplásticos (Bucknall et al. 1989, Pearson et al. 1990). Estos últimos permiten mantener las prestaciones a altas temperaturas. Para obtener una mejora en la tenacidad es condición necesaria que durante el proceso de curado se separe una fase rica en modificador de la fase matriz (Bucknall et al. 1986, Iijima et al. 1992). Este proceso de separación depende de las condiciones de curado utilizadas, y, por tanto, de la reología de la polimerización (Toussaint et al. 1985, Winter et al. 1987, Woo et al. 1991). Las condiciones de curado van a fijar en gran medida, tanto la estructura final como la morfología de la matriz (Gillham 1974) y, en consecuencia, las prestaciones de ésta.

El presente trabajo estudia la influencia de la adición de modificadores líquidos en la conducta reológica de sistemas epoxis con dos tipos de agentes de curado. El objetivo perseguido es analizar la evolución de las reacciones de curado, examinando el efecto que produce la variación del contenido de modificador en estos procesos.

2.- EXPERIMENTAL

Se ha utilizado como resina epoxi el diglicidil éter de bisfenol A, DGEBA, DER 332, gentilmente suministrado por Dow Chemical, con n=0.03. Los agentes de curado empleados han sido 4,4'-diamino-3,3'-dimetil-diciclohexilmetano (3DCM), Basf Laromin C260, generosamente suministrado por Basf, y la isoforondiamina, IPDA, de calidad Merck. Como modificadores se ha trabajado con polioxipropilentriamina, POPTA, Jeffamine T-5000, y poliéteramina bis-urea, PEABU, Jeffamine BUD-2000, suministrados amablemente por Texaco. El modificador se ha adicionado a la matriz hasta un 25% en peso. Para todas las mezclas se ha empleado una relación estequiométrica epoxi/amina. Las mezclas se han preparado a temperatura ambiente.

El estudio de la conducta reológica se ha llevado a cabo en un viscoanalizador Metrvib con un accesorio de "annular pumping" en diferentes condiciones isotérmicas para los sistemas no modificados, y a 80°C para el sistema DGEBA/3DC/POPTA o a 60°C en las mezclas DGEBA/IPDA/PEABU. La frecuencia empleada ha sido de 10 Hz. El instrumento permite la determinación del módulo complejo de rigidez y el ángulo de fase.

Para el seguimiento cinético de las recciones de polimerización se han empleado dos técnicas: espectroscopía infrarroja y calorimetría diferencial de barrido. En la primera, se ha utilizado un espectrofotómetro infrarrojo con transformada de Fourier, PT IR, de la casa Perkin-Elmer, modelo 16PC, trabajando con una cámara de temperura en régimen isotermo 60°C para sistemas con IPDA y 70°C para sistemas con 3DCM) y con una muestra del sistema no curado extendida sobre dos pastillas de bromuro potásico. En la segunda, se ha empleado un Perkin-Elmer DSC-7 trabajando en régimen isotermo a 60°C para sistemas con IPDA, y a una velocidad de 10°C/min en los ensayos dinámicos.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1.- Conducta reológica

Se ha estudiado la conducta reológica de los diferentes sistemas, tanto netos como modificados. En las mezclas estequiométricas DGEBA/3DCM se ha trabajado en un rango isotermo entre 50 y 90°C y en el caso del DGEBA/IPIA entre 40 y 90°C. Los valores obtenidos a partir de las curvas reológicas realizadas a 10Hz se muestran en las tablas 1 y 2. Como se observa en dichas tablas, esta técnica reológica es de gran interés de cara a la detección de los diferentes cambios físicos durante el proceso de curado de este tipo de matrices. El análisis teórico de estos resultados junto con datos obtenidos por técnicas físico-químicas permite la caracterización de estos procesos e incluso la correlación con la cinética de los mismos como se verá posteriormente (Imaz et al.).

T (°C)	$t_{(tan\delta max)}$	$t_{gel(G'=G'')}$	$t_{G''=10^5 N/m^2}$	$t_{vitrif.}$
50	120	152	130	175
60	77	97	87	111
70	55	78	65	95
80	36	48	42	62
90	25	31	29	38

T (°C)	t (tanδmax)	t gel(G'=G")	t G"=10^5N/m^2	t vitrif.
50	120	152	130	175
60	77	97	87	111
70	55	78	65	95
80	36	48	42	62
90	25	31	29	38

Tablas 1 y 2.- Tiempos (min) característicos obtenidos de las curvas reológicas. Tabla 1.- DGEBA/3DCM. Tabla 2.- DGEBA/IPDA.

Esta misma técnica ha sido utilizada para la caracterización reológica de las resinas modificadas. La figura 1 muestra la conducta del sistema DGEBA/3DCM/POPTA para contenidos de modificador de hasta el 25 %. Como se puede observar, un aumento en la proporción de POPTA supone un incremento en el tiempo necesario para que se produzca la gelificación del sistema. Este comportamiento ha sido observado en otras resinas epoxi modificadas (Gómez et al. 1993). Sin embargo, el estudio isotermo a 60°C de sistemas epoxi modificados de tipo DGEBA/IPDA/PEABU no muestra variaciones apreciables en el tiempo correspondiente a la gelificación al variar el contenido de modificador, figura 2. Dado que tanto en estos sistemas como en los anteriores se produce separación de fases previamente a producirse la gelificación, la diferencia en la conducta mostrada podría ser debida a variaciones diferentes en la viscosidad de los sistemas modificados tras la separación del modificador.

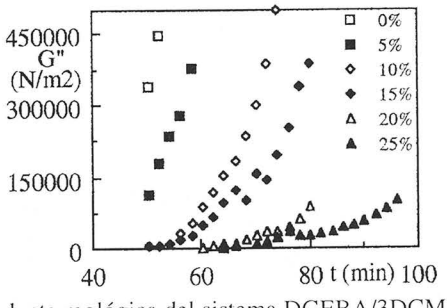


Figura 1.- Conducta reológica del sistema DGEBA/3DCM/POPTA a 80°C.

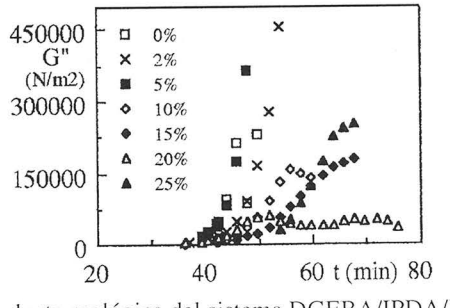


Figura 2.- Conducta reológica del sistema DGEBA/IPDA/PEABU a 60°C.

3.2.- Cinética de curado

La cinética de curado para sistemas sin modificar y modificados se ha estudiado por FT-IR siguiendo la evolución de la banda del grupo epoxi (916 cm^{-1}) y de la banda del grupo amina primaria (hacia 3200 cm^{-1}) tomando como referencia interna la banda aromática (1610 cm^{-1}) que permanece constante a lo largo del proceso de curado.

	DER/IPDA/PEABU				DER/3DCM/PEABU				DER/3DCM/POPTA			
T (°C)	60				70				70			
% Modf	0	5	15	25	0	5	15	25	0	5	15	25
t (min)	40	35	45	60	50	55	60	70	60	70	90	190

Tabla 3.- Tiempo (min) de desaparición del grupo amina para los diferentes sistemas.

En la tabla 3 se muestra la influencia de la adición de modificadores líquidos en las diferentes mezclas donde se presentan los tiempos de desaparición del grupo amina primaria. Se puede constatar que la introducción del modificador POPTA conlleva un retraso en la cinética de polimerización como generalmente es observado (Gómez et al. 1993, Chen et al. 1993). Este hecho es a menudo atribuido al aumento de la viscosidad de las mezclas (Kubotera et al. 1992). Sin embargo, este retraso de la cinética de polimerización no se observa, excepto a altos porcentajes de modificador, cuando el modificador empleado es el PEABU; consecuentemente, parece necesario considerar otros parámetros, como las interacciones entre los diferentes constituyentes de las mezclas. La representación de la conversión del grupo epoxi en función del tiempo de reacción da los mismos resultados, figuras 3-5.

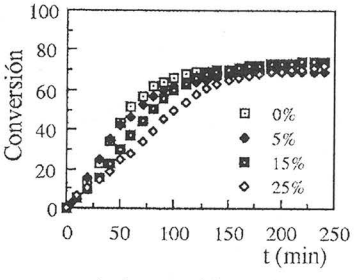


Figura 3.- Grado de avance de la reacción en función epoxi para el sistema DGEBA/3DCM/POPTA a 70°C.

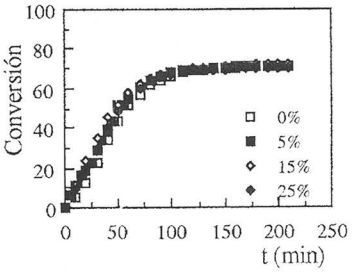
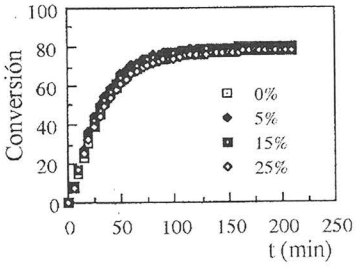


Figura 4.- Grado de avance de la reacción en función epoxi para el sistema DGEBA/3DCM/PEABUa 70°C.



Figuras 5.- Grado de avance de la reacción en función epoxi para el sistema DGEBA/IPDA/PEABU a 60°C.

Además, estos resultados concuerdan con el estudio reológico. Así, por ejemplo, el valor del tiempo de gel ($G''=10^5$ N/m^2) de los sistemas DGEBA/3DCM y DGEBA/IPDA sin modificar, a la temperatura correspondiente a la que se ha realizado el estudio cinético, corresponde a una conversión del grupo epoxi próxima al 60%, que es la conversión teórica en el punto de gel (Flory 1953) para estos sistemas.

La cinética de curado para el sistema DGEBA/IPDA/PEABU también ha sido estudiada por DSC. El avance de la reacción a 60°C se muestra en la figura 6.

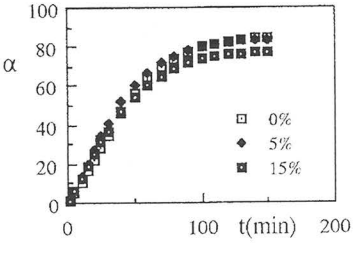


Figura 6.- Evolución del avance de la reacción para el sistema DGEBA/IPDA/PEABU a 60°C.

La similaridad de la velocidad de reacción obtenida por esta técnica con respecto a la obtenida por FTIR o por vía reológica muestra que, a pesar de existir alguna ligera diferencia en las conversiones finales en algún caso, cualquiera de estas técnicas físicoquímicas puede ser utilizada para analizar la evolución del curado en matrices termoendurecibles.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido realizado en el marco de la beca de formación AP92 de personal investigador, financiada por la Dirección General Científica y Técnica.

5.- REFERENCIAS

1.- Bucknall C. B. and Partridge I. K., Polym. Eng. Sci., **26**, pp 54-62,1986.
2.- Bucknall C. B. and Gilbert A. H., Polymer, **30**, pp 213-216,1989.
3.- Chen T. K. and Shy H. J., Polymer, **33**, pp 1654-1663, 1992.
4.- Chen D., Pascault J. P., and Sautereau H., Polym. Intern., **32**, pp 361-367, 1993.
5.- Flory P. J., *Principles of Polymer Chemistry*, Cornell University Press, New York, 1953.
6.- Gillham J. K., J. Appl. Polym. Sci., **18**, pp 951, 1974.
7.- Gómez C. M. and Bucknall C. B., Polymer, **34**, pp 2111-2117,1993.
8.- IijimaT., Hiraoka H., and Tomoi M., J. Appl. Polym. Sci., **45**, pp 709-721, 1992.
9.- Imaz J. J., Cortazar M., Valea A., and Mondragon I., Eur. Polym. J., (aceptado).
10.- Kinloch A. J. and Young R. J., *Fracture behavior of polymer*, Applied Science, New York, 1983.
11.- Kubotera K. and Yee A. F., *Morphological and fracture studies of alloys of thermoses and thermoplastics*, Conference Proceedings ANTEC 92, SPE, Vol. II, pp 2610-2612,1992.
12.- Pearson R. A. and Yee A. F., *Sources of toughness in modified epoxies*, Proceedings of the Amerian Chemical Society, **63**, pp 311-314, 1990.
13.- Toussaint A., Cuypers P., and D'Hont, J. Coat. Techn. **57**, pp 71-78, 1985.
14.- Winter H. H., Polym. Eng. Sci., **27**, pp 1698-1702, 1987.
15.- Woo E. M., Seferis J. C., and Schaffnit R. S., Polym. Compos., **12**, pp 273, 1991.

CONSOLIDACIÓN DE POLVOS COMPOSITES DE Al-5%NAl POR UN CICLO DOBLE DE PRENSADO Y SINTERIZACIÓN

Gallardo J.M., Rodríguez J.A., Herrera E.J.
Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales, Escuela S. de Ingenieros, Avda.. Reina Mercedes s/n, 41012 Sevilla. Tfno: 95-4556897. Fax: 95 4234696

Resumen: Polvos composites ceramo-metálicos de Al-5%NAl se han consolidado por un doble ciclo de prensado en frío y sinterización. Las piezas así obtenidas poseen, en comparación con piezas de aluminio simple preparadas por procedimientos pulvimetalúrgicos similares, una dureza Brinell casi cuatro veces superior, una resistencia a la tracción de aproximadamente 3.5 veces mayor y una ductilidad notablemente inferior. Por otra parte piezas de aluminio aleado mecánicamente, procesadas por una vía semejante, presentan valores de resistencia a la tracción y de alargamiento intermedios entre los resultados anteriores.

Abstract: Ceramo-metallic powders of the composite Al-5%AlN have been consolidated by a double cycle of cold pressing and sintering. The obtained parts have a Brinell hardness almost four times higher, a tensile strength 3.5 larger and a remarkably lower ductility than PM aluminium parts manufactured by a similar method. On the other hand, parts of mechanically alloyed aluminium, processed in a similar way, show values of tensile strength and elongation, which are intermediate between the above-mentioned results.

1.-INTRODUCCIÓN

El aleado mecánico es un proceso de molienda de alta energía, que permite la obtención, entre otras posibilidades, de composites en polvo (Froes et al. 1994). En un trabajo anterior de este Congreso (Rodríguez et al. 1995) se ha descrito la preparación de polvos composites de Al-5%NAl, mediante molienda en un attritor durante 10 y 24 horas, respectivamente. En este trabajo, se trata de la consolidación de dichos polvos mediante un procedimiento pulvimetalúrgico original. El aluminio aleado mecánicamente, bien como tal metal, aleación o composite, es un polvo duro, cuyas partículas están cubiertas por películas de óxido o hidróxido de aluminio. Esto da lugar a problemas en los procesos de consolidación, ya que es difícil lograr un buen contacto directo entre las partículas metálicas propiamente dichas. Por ello, la consolidación se efectúa, normalmente, utilizando una etapa de extrusión en caliente, que permite la rotura de las películas de óxido y el contacto íntimo entre las partículas metálicas (Bomford et al.

1974, Jangg et al. 1975). Nuestro laboratorio ha desarrollado una vía alternativa de procesado consistente en un ciclo doble de prensado en frío y sinterización en vacío (Rodríguez et al. 1995).

En esta investigación se estudia la evolución de la dureza y la densidad aparente de los compactos durante las distintas etapas del procesado y se determinan las propiedades mecánicas (dureza, resistencia a la flexión, resistencia a la tracción y alargamiento) de los compactos finales.

2.- MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los polvos composites Al-5NAl 10 y Al-5NAl 24, preparados en nuestro laboratorio por molienda de 10 y 24 horas, respectivamente, a partir de un polvo inicial de Al, poseen un fino tamaño de partícula, ya que un 90% de su peso es menor de 50 µm. Ambos polvos tienen una elevada dureza (122 y 155 HV0.02, respectivamente). Los polvos, tras ser desgasificados por tratamiento en vacío a 625°C durante 2 horas, fueron sometidos al ciclo doble de presión en frío y sinterización en vacío (5 Pa) en un horno tubular, según el esquema siguiente:

$$P1 = 850\ MPa \qquad S1 = 650°C \qquad P2 = 1300\ MPa \qquad S2 = 650°C,$$

donde P1 y P2 son las presiones de compactación y S1 y S2, las temperaturas de sinterización. Para ensayar las distintas propiedades mecánicas y pulvimetalúrgicas, se utilizaron compactos de diferentes formas, a saber, cilíndricos, paralelepipédicos y tipo "probeta de tracción". La resistencia a la flexión o módulo de rotura se realizó por el método de los tres puntos. Los estudios estructurales y analíticos se llevaron a cabo por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (SEM) y por EDAX.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El desgasificado a 625°C tiene la doble finalidad de eliminar la presencia en los polvos de gases no deseables y de disminuir, al mismo tiempo, su dureza. Tras este tratamiento el polvo Al-5NA1 10 disminuye su microdureza de 122 a 89 HV0.02, y el polvo Al-5NA1 24 desde 155 a 97 HV0.02. Esta disminución de la dureza, es decir, este

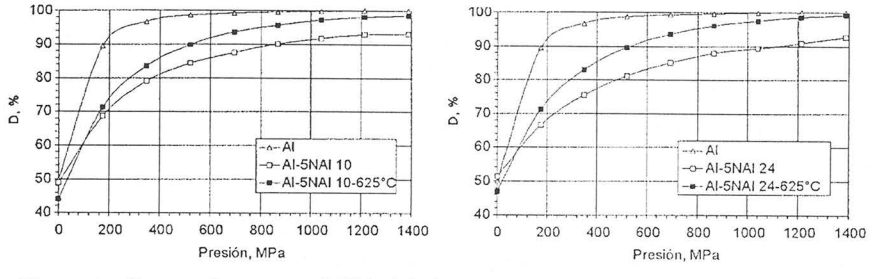


Figura 1.- Curvas de compresibilidad de los polvos Al-5NA1 10 y Al-5NA1 24, sin desgasificar y desgasificados, y del polvo Al.

incremento de su plasticidad, se refleja en las respectivas curvas de compresibilidad. Estas curvas representan la variación de la densidad aparente relativa (D%) de los compactos con la presión de compactación. La figura 1 muestra las curvas de compresibilidad de los polvos Al-5NAl 10 y Al-5NAl 24 (sin desgasificar y desgasificados a 625°C) y del polvo original Al, que se ha incluído a efectos comparativos. Puede contemplarse la excelente compresibilidad del polvo Al, la mejora de compresibilidad introducida por el tratamiento térmico y la ligera, aunque apreciable, mejor compresibilidad del polvo Al-5NAl 10 respecto al Al-5NAl 24, en la mayoría del rango ensayado.

Las figuras 2 y 3 muestra la evolución de la densidad relativa y la dureza HB de los compactos obtenidos, a partir de los polvos Al-5NAl 10 y Al-5NAl 24 desgasificados, en las cuatro etapas del procesado. Puede observarse, en ambos polvos, que la densidad aparente aumenta grandemente con el primer prensado y muy lentamente en las etapas subsiguientes. La densidad final es en los dos casos bastante elevada (99.5 y 99.0%, respectivamente). La dureza de los compactos también aumenta durante las distintas etapas del procesado, siendo más notable en el polvo molido durante 24 horas, cuya dureza Brinell final es un 23% superior a la del compacto resultante del primer prensado.

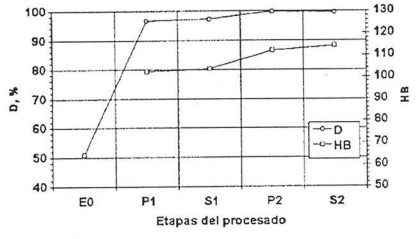


Figura 2.- Evolución de la densidad (D%) y la dureza (HB) en el procesado del polvo Al-5NAl 10 desgasificado.

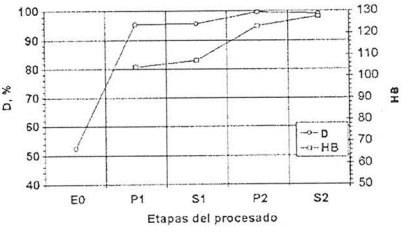


Figura 3.- Evolución de la densidad (D%) y la dureza (HB) en el procesado del polvo Al-5NAl 24 desgasificado.

Los valores finales de densidad relativa, dureza, resistencia a la flexión (Rf), resistencia a la tracción R) y alargamiento (A%) de las piezas procesadas en las condiciones descritas se recogen en la tabla 1. A efectos comparativos, se han incluído también datos referentes a piezas de aluminio (Al) y de aluminio aleado mecánicamente (Al AM) procesadas en condiciones equivalentes. Los materiales composites, en relación con el aluminio sinterizado, poseen una dureza Brinell del orden de cuatro veces superior, una resistencia a la tracción de aproximadamente unas 3.5 mayor y una ductilidad

	D%	HB	R_f, MPa	R, MPa	A%
Al	98.1	27	No rompen	100	45
Al AM	99.5	101	670	294	13.2
Al-5NAl 10	99.5	114	705	373	5.5
Al-5NAl 24	99.0	128	665	344	2.9

Tabla 1.- Propiedades finales de las piezas de polvo composite. Se incluyen, también, las obtenidas a partir de polvo Al y Al AM.

notablemente inferior. Las probetas de aluminio sinterizado no rompen a flexión, experimentando un notable grado de deformación dúctil. Las probetas de material composite rompen a flexión con un notable valor del módulo de rotura. En líneas generales, las propiedades mecánicas -excepto la dureza- de los compactos del composite preparado por molienda de 10 horas son mejores que las del composite de 24 horas. Por otra parte, las piezas de aluminio aleado mecánicamente tienen propiedades intermedias entre las del simple aluminio sinterizado y las de los composites, si bien los valores están mucho más cercanos a los de estos últimos.

Desde el punto de vista estructural, los compactos finales muestran al microscopio óptico una estructura constituida por una matriz metálica en la que se distinguen partículas de NAl, de color oscuro y tamaños del orden de 1 µm, y otras partículas más finas, de color claro y tamanos del orden de 0.5 µm, de un compuesto intermetálico de Fe-Al (Fig. 5). Estas mismas partículas se detectan con mayor nitidez al SEM (Fig. 6).

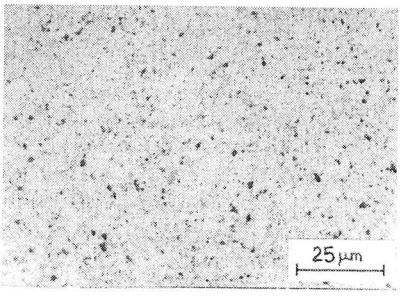


Fig. 5.- Microestructura de los compactos finales donde aparecen partículas de NAl (oscuras) y de un intermetálico Fe-Al (claras).

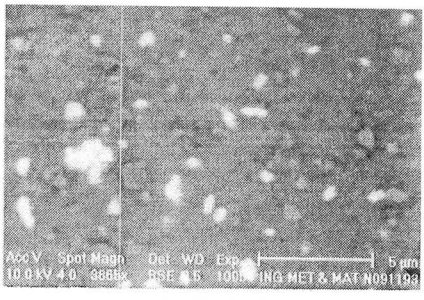


Fig. 6.- Partículas claras del intermetálico Fe-Al visualizadas al SEM por el método BSE.

El examen al SEM de la superficie de las probetas rotas por ensayo de tracción ponen de manifiesto la mala cohesión entre las partículas del polvo composite (Fig. 7). Esta mala adhesión entre las partículas podría explicar los bajos valores de ductilidad que presentan las piezas ensayadas.

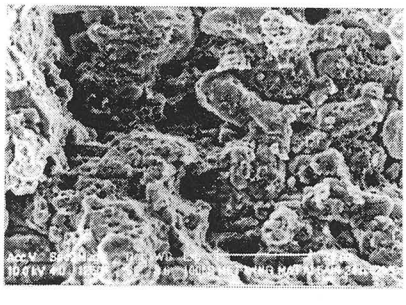


Fig. 7.- Microfractografía SEM de la superficie fracturada de un compacto final donde se aprecia la mala adhesión entre las partículas

5.- CONCLUSIONES

Los composites de matriz metálica de Al-5NAl, consolidados por el doble ciclo de prensado en frío y sinterización poseen una alta dureza (~ 120 HB) y resistencia a la tracción (~ 360 MPa), pero un bajo alargamiento (~ 4%). Esta baja ductilidad puede atribuirse, en gran medida, a una deficiente adhesión entre las partículas de polvo. Por su parte, el aluminio aleado mecánicamente presenta un mejor alargamiento (13%), junto a una notable resistencia a la tracción (~ 300 MPa) y dureza (~ 100 HB). No se han medido, sin embargo, los valores de la dureza en caliente, donde cabe esperar que los composites muestren un comportamiento relativamente más favorable.

6.- REFERENCIAS

1.- Bomford, M.J. & Benjamin, J.S., *Mechanically Alloyed Aluminum-Aluminum Oxide*, U.S. Patent 3,816,080, June 11, 1974.
2.- Froes, F.H. & Suryanarayana, C., *Mechanical Alloying Research broadens its Shape, Metal Powder Report*, **49** (1), pp 14-18, 1994.
3.- Jangg, G., Kutner F. & Korb, G., *Herstellung und Eigenschaften von Dispersionsgehärteten Aluminium, Aluminium*, **51**, pp 641-645, 1975.
4.- Rodríguez, J.A., Gallardo, J.M. & Herrera, E.J., *Obtención de Polvos Composites de Al-5%NAl por Aleado Mecánico, en Materiales Compuestos 95*, pp. 173-179, Sevilla, 1995.
5.- Rodríguez, J.A., Gallardo J.M. & Herrera, E.J., *And Alternative Route to the Consolidation of Mechanically Alloyed Aluminum Powder*, Mater. Trans., JIM, **36** (2), pp 312-316, 1995.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la C.I.C.Y.T. a través del proyecto de investigación MAT92-0711.

MODIFICACIONES INTERFACIALES DESDE EL LADO DE LA MATRIZ EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ TERMOPLÁSTICA. SISTEMAS PP/TALCO Y PP/MICA.

G^{a}-Martínez, J.M^{a}., Laguna, O., Collar, E.P.
Dpto. Física e Ingeniería de Polímeros.
Inst^{o} de Ciencia y Tecnología de Polímeros (C.S.I.C.)
C/ Juan de la Cierva, 3. 28600 Madrid. Tfno: 91-5622900; Fax: 91-5644853

Resumen: En este trabajo se recogen algunos aspectos del comportamiento que como agente modificador de interfase desde el lado de la matriz presenta el polipropileno atáctico (residuo industrial) modificado químicamente con diferentes niveles de anhídrido succínico o succinil-fluoresceina y proporciones variables de aditivo en la fabricación de materiales compuestos de matriz polipropilénica con refuerzos minerales.

Abstract: This work deals with some aspects about the behaviour of the modified atactic PP (industrial waste) with differents grafting levels of succinic anhydride and succinil-fluoresceine used as interfacial agents in the manufacture of Composite Materials based on PP and mineral reinforcements.

1.- INTRODUCCIÓN.

Desde el punto de vista de la obtención y estudio del comportamiento de un material compuesto es capital tener presente el carácter heterogéneo del mismo y el hecho del crítico papel jugado por la interfase en cuanto a la evolución del comportamiento del material, especialmente en términos mecánicos.

La idea principal parece sencilla, aprovechar las características de resistencia y rigidez de las partículas del refuerzo, cuya continuidad se asegura mediante el carácter ligante de la matriz que las embebe. Esto significa, ni más ni menos que, ante una solicitación mecánica, la matriz tiene que actuar como sistema de transmisión de las cargas entre partícula y partícula, y de ahí el papel clave desempeñado por la interfase.

El conjunto de variables que influyen en el proceso está integrado por: 1) rigidez y resistencia de la partícula; 2) diámetro o espesor en la dirección perpendicular a la dimensión preferente de la partícula; 3) longitud o dimensión preferente y distribución de tamaños de la misma; 4) homogeneidad de la partícula; 5) volumen ocupado por las partículas; 6) orientación de las partículas; y, finalmente, 7) las características de la interfase en cuanto a la existencia de huecos, enlaces interfaciales. La contribución de la matriz a través de sus propiedades resulta obvia, como también debe resultarlo, la importancia que una geometría definida en las partículas del refuerzo tiene sobre las

características de comportamiento de éste como tal. Dichas características diferencian a los refuerzos, de las partículas que, como cargas, se utilizan con la intención de abaratar costes o variar características de estabilidad dimensional, color, térmica, etc., pero que en absoluto aportan propiedades como refuerzo. Es importante, entonces no utilizar ambos términos como sinónimos[1-3].

En los materiales compuestos estudiados la fracción en peso de ambos refuerzos se mantuvo en el 30%, que teniendo en cuenta sus densidades medias: 2.85 $g.cm^{-3}$, para la mica, y 2.75 $g.cm^{-3}$, para el talco, suponen fracciones en volumen para ambos, prácticamente iguales, 12 y 12,4% respectivamente, dentro de las máximas manejadas habitualmente, entre el 8 y el 15%[2]. Teniendo en cuenta que los valores de tamaños medios son respectivamente 80 y 10 μ, es evidente el mayor número de partículas que deberá haber en los compuestos con talco, lo que equivale a decir que éstas estarán mejor compactadas que las más grandes de mica, con lo que cabe esperar un efecto de refuerzo mayor.

2.- EXPERIMENTAL.

Los materiales utilizados fueron PP 050 de Repsol Química como matriz temoplástica. Como refuerzo se emplearon talcos y micas laminares de Luzenac y Alsibronz respectivamente. Los agentes de interfase proceden de la modificación química de polipropileno atáctico, suministrado por Repsol Química como residuo industrial, llevada a cabo en nuestros laboratorios con distintos niveles de injerto de anhidrido maleico o succinil fluoresceina. Se utilizó un reómetro de par de torsión como mezclador en discontinuo y posterior moldeo por compresión en placas.

Los ensayos de tracción sobre probetas normalizadas (UNE 53023) se realizaron en un dinamómetro Instron 4204. El estudio del comportamiento térmico se realizó mediante Calorimetría Diferencial de Barrido en un calorímetro Perkin Elmer 7700, llevándose a cabo las medidas de brillo con un Brillometro Gardner Micro TRI.

3.- CARACTERÍSTICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS.

2.1.- Propiedades Mecánicas.

Se procedió al estudio de los parámetros del ensayo de tracción para los compuestos de polipropileno, siguiéndose la evolución del: módulo, resistencias a la tracción en fluencia y rotura y niveles de deformación en fluencia y rotura.

En la Figura 1. se han representado las evoluciones de los módulos en tracción para los compuestos de polipropileno y mica, o talco, determinados a temperatura ambiente, y en función en un caso del nivel de aditivo en la matriz (del 1 al 5 %) y en el segundo caso en función del nivel de injerto en el aditivo.

Respecto al cambio en el nivel de aditivo en la matriz, presentando tal aditivo un 4% de injerto, del todo comparable al del contratipo comercial (representado por una estrella), se estudió sobre el sistema PP/Talco con el a-PP-AS (4%) y a-PP-SF (4%) a fin de confirmar la variación de actividad interfacial por los cambios observados en los valores del módulo, y a fin de poner de manifiesto conclusiones de trabajos previos de nuestro Grupo[6,7] relativas a que la inclusión de un 1,5% de aditivo interfacial como modificador desde el lado de la matriz era suficiente para inducir tales modificaciones con carácter apreciable.

Fijado entonces en un 1,5% el valor de aditivo interfacial, a utilizar como modificador desde el lado de la matriz se procedió a la estimación del efecto de las diferencias en el nivel de injerto en el mismo sobre su capacidad para modificar, propiedades y, ahora sí, extendiendo el estudio a la mica, dadas sus notables diferencias en tamaño de partícula, con el talco.

Sobre la misma Figura 1. se han recogido tales efectos en los que se observan las máximas variaciones, prácticamente en todos los casos cuando el polímero cuenta con el máximo de modificación.

En este caso, en que varía el nivel de injerto del aditivo, es el sistema PP/Talco el que presenta la máxima variación a la baja con el aditivo a-PP-SF, mientras que la máxima variación, a la alza, la presenta el sistema PP/Mica, también para el aditivo con el sustituyente de mayor volumen, que para estas partículas de mayor tamaño y con iones de intercambio entre cada dos capas de sílice contigüas, presenta el máximo de rigidez en el sistema, durante los primeros instantes de la deformación, cuyo máximo se alcanza precisamente con el mayor nivel de injerto del aditivo.

Resulta contribución original de este estudio no sólo la influencia del nivel de injerto en el cambio de propiedades, sino lo que supone disponer de una gama de actividad en función del nivel de modificación del producto, cuyo nivel se puede fijar según las condiciones de producción. Esta posibilidad no ha sido recogida hasta el presente en la literatura especializada.

3.2.- Comportamiento Térmico.

Una primera observación importante a establecer, es el efecto, por otra parte sobradamente conocido, de nucleación en la matriz de polipropileno ejercido por ambos tipos de refuerzos, y cuya inclusión en el i-PP hace que su cristalinidad pase del 27% inicialmente determinado y consecuencia de las condiciones de procesado impuestas, a, respectivamente, 44,6% para el talco y 46,3% para la mica.

Respecto a las temperaturas determinadas para los picos de fusión y cristalización, variables, digamos, más termodinámicas, apenas sufren variaciones oscilando en todos los casos en las inmediaciones de los 164°C para las primeras y en el entorno de los 123°C para las segundas.

Sí son interesantes, sin embargo las evoluciones que se presentan en la Figura 2. en cuyo gráfico A se reproducen los valores de calores específicos en fusión y cristalización para los sistemas PP/Talco incorporando un 1,5, un 3 ó un 5% de, respectivamente, a-PP-AS o a-PP-SF, ambos con un 4% de injerto. Se aprecia una tendencia al aumento de tales variables, con respecto al sistema sin modificar, cuando se incorpora el 1,5% de aditivo, tendencia que después empieza a mostrarse a la baja a medida que aumenta la fracción de aditivo. Ello demuestra la idoneidad del 1,5 % de aditivo para inducir modificaciones de actividad interfacial, apreciables en los compuestos. Para el caso del a-PP-SF, el efecto de ordenación que se sugería, como consecuencia del gran tamaño del injerto de succinil-fluoresceína, parece confirmarse obteniéndose los más altos valores de los calores específicos, tanto en fusión como en cristalización.

Por su parte, en los gráficos B y C de la misma Figura 2. han sido reproducidas las evoluciones de los mismos calores específicos en fusión y en cristalización, pero en función en este caso, del porcentaje de injerto en el aditivo. Se encuentra una dependencia prácticamente lineal en la variación de aquéllos con el citado nivel de injerto. En el sistema PP/Talco esta dependencia lineal presenta siempre pendiente positiva, ligeramente menor para los cambios en el calor específico de cristalización, que para sus

homólogos en fusión. Ello puede ser debido al fenómeno de reordenación, o crecimiento secundario que puede tener lugar antes de la fusión durante la etapa de calentamiento, y a cuyo efecto se atribuyen las diferencias entre los cambios de calor detectados en la muestra en fusión y cristalización, que de otro modo deberían ser iguales. De hecho, la existencia de un punto de corte entre las rectas representativas de ambos fenómenos, en función del nivel de injerto del aditivo interfacial podría tomarse como la consecución de algún tipo de equilibrio termodinámico en cuanto a la máxima actividad interfacial del aditivo.

En cuanto al sistema PP/Mica hay que observar que los calores de fusión para ambos aditivos, y aun el de cristalización para el a-PP-SF presentan una variación prácticamente lineal con el índice de injerto de los mismos, pero a diferencia del sistema PP/Talco, presentan pendiente negativa.

Hay que advertir que en ambos casos la introducción del aditivo interfacial significa una disminución de los calores con relación a ambos sistemas sin modificar. Recordando el aceptado efecto nucleante de talco y mica como agentes extraños al polipropileno que empieza a ordenarse, desde el estado fundido, la relación con el tamaño de partícula se aprecia, cuando se tiene en cuenta el tamaño, unas ocho veces superior de la mica, con respecto al talco. Si la respuesta del polipropileno ante un agente extraño es el aumento de su fracción ordenada, resulta obvio que la mica es el agente más extraño puesto que en su presencia, la fracción de polipropileno cristalizado es mayor.

Si por la introducción de un aditivo que, se estima de interfase, la respuesta del sistema es en ambos casos la disminución de la fracción cristalina, cabría pensar que podría deberse a la pequeña fracción de matriz sustituida por el aditivo. Pero entonces, la dependencia de estos parámetros térmicos con el nivel de injerto del aditivo debería ser una constante. Las evoluciones mostradas indican que ello no es así, sino que tal dependencia se aleja bastante de una constante y varía significativamente, no sólo ya con el citado nivel de injerto, si no también con la naturaleza química de la especie injertada. Concluir entonces el alcance interfacial de la modifiación introducida parece inmediato.

3.4.- Acabado Superficial.

Hay que hacer una mención adicional a las excelentes características de acabado superficial derivadas, como ventaja añadida, de la incorporación de cualquiera de nuestros aditivos a los materiales compuestos. Especialmente significativas eran en el caso de las partículas de mica, dado su mayor tamaño, y en cuyo caso el contratipo comercial resultaba absolutamente desfavorable en cuanto a la estética de acabado.

Como indicación cuantitativa de estas observaciones relativas al acabado superficial de las piezas moldeadas, en la Figura 3. se presentan los resultados sobre medidas de brillo realizadas sobre las superficies las correspondientes placas. Puede verse que los valores a destacar especialmente, en cuanto a esta característica del material, son los correspondientes al a-PP-SF utilizado como aditivo, y en particular, cuando contiene a partir de un 3% de injerto.

Igualmente destacables, por lo muy bajo de los valores, son las medidas para el contratipo comercial, cuya utilización estaría muy desfavorecida frente a nuestros aditivos cuando las características de acabado superficial de la pieza fueran un requerimiento de diseño.

4.- REFERENCIAS.

1.- L.L. Blyler, J.H. *Daane, Polym. Eng. Sci.*, **7**, 178 (1967)
2.- E.P. Collar, Tesis Doctoral, Univ. Complutense, Madrid (1986)
3.- O. Laguna, E.P. Collar, J. Taranco, *J. Polym. Mat.***4**, 195 (1987)
4.- J. Mª. Gª. Martínez, O. Laguna, E.P. Collar, *Polymer* (enviado) (1995)
5.- J. Mª. Gª. Martínez, O. Laguna, E.P. Collar, *Polymer* (enviado) (1995)
6.- J. Taranco, J. Mª. Gª. Martínez, O. Laguna, E.P. Collar, *J. Polym. Eg.*,**13**, 287 (1987)
7.- J. Mª. Gª. Martínez, Tesis Doctoral, Univ. Complutense, Madrid (1995)

5.- FIGURAS.

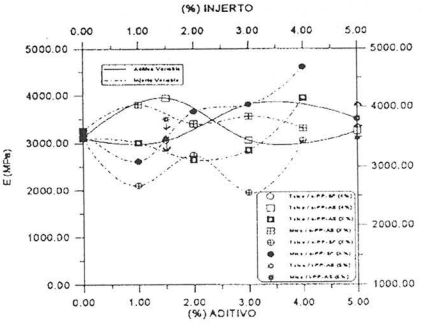
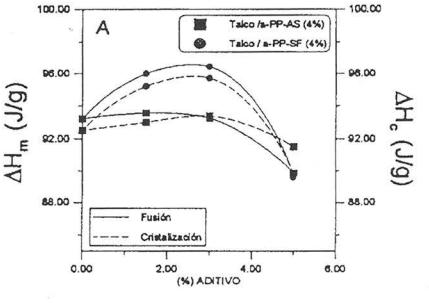


Figura 1.- Representación del Módulo de Rigidez de los Materiales Compuestos en las condiciones que se indican



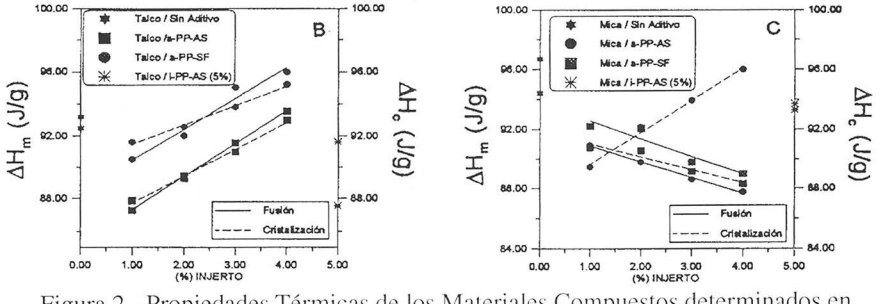


Figura 2.- Propiedades Térmicas de los Materiales Compuestos determinados en condiciones dinámicas.

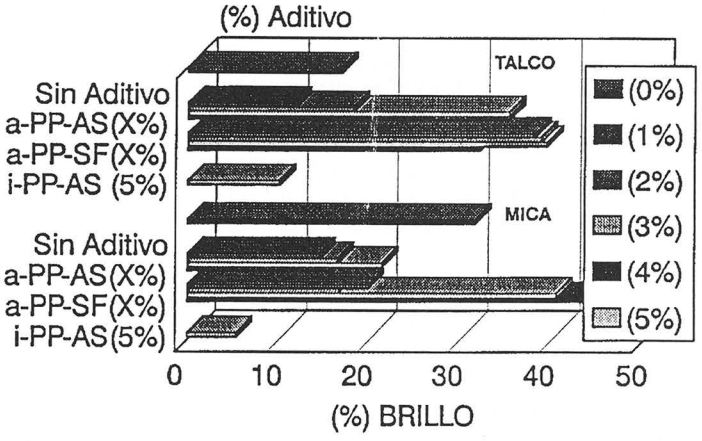


Figura 3.- Representación de las medidas de brillo sobre las placas de los Materiales Compuestos a base de Talco y Mica.

COMPOSITES DE MATRIZ COBRE CON REFUERZO CERÁMICO

García Romero A.; Goñi Arrizabalaga J.
Inasmet, Centro Tecnológico de Materiales
Camino de Portuetxe 12, San Sebastián 20.009. España
Tel. (943) 21 80 22 - Fax (943) 21 75 60

Resumen: Dada la complejidad de las especificaciones requeridas actualmente por la industria, los CMMs son una relevante alternativa a las aleaciones tradicionalmente empleadas en numerosas aplicaciones. Los composites de matriz cobre representan un campo de investigación recientemente iniciado en países como Estados Unidos y Japón, tecnológica e industrialmente avanzados. En la presente ponencia se muestran la posibilidades que dichos composites ofrecen, así como el estado actual de desarrollo a nivel mundial. Se presenta también una breve semblanza de las investigaciones desarrolladas en el campo por los autores.

Abstract: The need for quality in the present industrial standards has made Metal Matrix Composites to become a relevant and atractive altemative to unreinforced alloys in many components and applications. Copper Matrix Composites are a new field, recently approached in the U.S.A. and Japan, that potentially offers great advantages and possibilities of applications. The present paper deals with the potential advantages of Cu matrix composites and the state of the art worldwide. An overview of authors activities in the field is also presented.

1.- INTRODUCCIÓN

El desarrollo de los materiales compuestos de matriz metálica durante los últimos diez años ha traspasado el umbral de la experimentación a nivel de laboratorio, para convertirse en una alternativa real y tangible. El desarrollo de estos materiales ha sido propulsado en gran medida por la necesidad del sector de la automoción de construir vehículos más ligeros y eficientes, ofreciendo grandes ventajas frente a los materiales habitualmente empleados en diversos componentes de dicho sector. Específicamente, es ya bien conocida la introducción de pistones de aluminio localmente reforzados con fibras cortas de alúmina en vehículos de alta gama de fabricación Japonesa. Unidos a estos ejemplos destinados a automóviles de gran consumo se encuentran los numerosos componentes que actualmente se emplean en el mundo de la Fórmula 1, de los cuales podemos citar los discos de freno fabricados en aluminio reforzado con partículas de

carburo de silicio (actualmente en adecuación para su empleo en automóviles turismo de gama alta), las bielas de aluminio reforzado con fibra continua de carbono, o los cigueñales de aluminio con partículas de alúmina.

Unido al sector de automoción, el sector aeronáutico ha sido el otro gran punto de apoyo para el desarrollo de los materiales conocidos como CMMs. Debido al empuje motor de estos dos sectores industriales el desarrollo de los composites de matriz metálica ha estado centrado en matrices de aleaciones ligeras, tipo aluminio, magnesio o titanio. Los refuerzos empleados, en cambio, así como los procesos de fabricación son de muy diverso tipo dependiendo de las aplicaciones concretas.

No obstante, motivado por las necesidades de reducción de peso y aumento de fiabilidad del sector aeroespacial, durante los últimos años han sido detectadas las ventajas que los composites de matriz cobre pueden ofrecer en numerosas aplicaciones, especialmente en las relacionadas con la disipación de calor en el equipamiento electrónico de abordo. El avance experimentado por el equipo electrónico ha incrementado notablemente las exigencias de los materiales para su producción. En el presente artículo se presenta un breve resumen del estado del arte a nivel mundial en el campo de los composites de matriz cobre, así como una breve exposición sobre los composites producidos por técnicas de fundición.

2.- APLICACIONES Y ESTADO DEL ARTE

La literatura abierta (1-17) indica que tanto en Japón como en los Estados Unidos la investigación en este campo se inició hace aproximadamente 6 años. Centrada en un principio en el estudio y evaluación del potencial que ofrecen los Composites de Matriz Cobre en aplicaciones de transmisión térmica en estructuras aeronaúticas y espaciales, ha ido evolucionando a aplicaciones ingenieriles, tales como electrodos de soldadura o cojinetes.

2.1.- Composites con refuerzo continuo.

El aumento de las prestaciones de los equipos electrónicos, aeronáuticos, espaciales, y armamentísticos ha puesto de manifiesto la necesidad de desarrollar materiales que ofrezcan mejores combinaciones de resistencia, rigidez, bajo coeficiente de expansión térmica, y elevado coeficiente de transmisión de calor, junto a una reducción del peso. Especialmente críticas son las estructuras ópticas, antenas, radiadores e intercambiadores de calor, soportes de circuitería con expansión térmica controlada, y sumideros de calor (1) colocados en satélites y telescopios, cuyo coste e inaccesibilidad exigen componentes fiables y duraderos. Debido a estos condicionantes, varias compañías americanas (AMOCO INC; FIBER MATERIALS, DWA, SPARTA, AMERCOM, CORDEC, and AMERICAN CYANAMID, además de la NASA) se encuentran desarrollando composites de matriz cobre con refuerzo contínuo de fibras de carbono, niobio o carburo de silicio, y monofilamentos de wolframio (2). El proceso de fabricación que se aborda en la mayoría de los casos es la unión por difusión, que conduce a materiales de muy buenas prestaciones pero de elevado coste, sólo abordable en componentes de elevado valor, como los comentados.

Específicamente, las aplicaciones que se están estudiando para la introducción de composites de fibra continua son las siguientes: Paneles de radiación de sistemas de propulsión espaciales en composite de cobre con fibra de carbono (específicamente

fibras del tipo P130x por su gran rigidez y elevado coef. de transmisión de calor) reemplazando al Be actualmente empleado. Los recubrimientos de las cámaras de combustión de motores para cohetes podrían ser ventajosamente fabricados de composite de cobre con filamentos de Wolframio. Actualmente éstos están realizados en aleaciones especiales de cobre cuya vida se encuentra limitada por las elevadas deformaciones plásticas que se producen durante los ciclados térmicos. Se ha determinado que se puede aumentar la resistencia mecánica un 90% cediendo sólo un 5% en la conductividad térmica respecto a las aleaciones empleadas hoy en día. Además se estima que las propiedades mecánicas se mantienen aceptables hasta temperaturas cercanas a los 900°. Algunos componentes navales son también susceptibles de mejorar su eficiencia mediante el empleo de composites de bronce con fibras de carburo de silicio (19).

Finalmente, las ventajas más ostensibles de los composites de cobre con fibras largas de carbono son las que ofrecen a los soportes y sumideros de calor de los circuitos electrónicos. Estos se fabrican hoy en día en un sistema multicapa alternando láminas de cobre y láminas de invar con el fin de disminuir la dilatación térmica y acercarla a la de los soportes de los microchips, habitualmente hechos de alúmina o de alguna otra cerámica, con la cual deben estar en contacto. Además del elevado coste de fabricación del sistema multicapa, y el elevado peso que presenta (la densidad del Invar es cercana a 11g/cc), la vida del sistema suele estar limitada por la fatiga térmica debida a la diferencia de coef. de dilatación entre las capas. El empleo de un composite diseñado para cumplir unas características térmicas concretas aumentaría la eficiencia, la vida, y sobre todo la fiabilidad de los equipos electrónicos. Este composite "a medida" puede ser fabricado en el sistema cobre-carbono.

2.2- Composites con refuerzo discontinuo

El número de empresas involucradas en el desarrollo de composites con refuerzo discontinuo es mayor que en el caso de los continuos, siendo las aplicaciones más habituales las eléctricas y las mecánicas sometidas a condiciones de desgaste y donde se requiere bajo coeficiente de fricción. Su fabricación es abordada por ruta pulvimetalúrgica en la mayoría de los casos. El grado de avance y desarrollo es muy desigual en las diferentes partes del mundo.

Tanto en la ex-Unión Soviética como en Japón son varias las investigaciones y patentes recogidas sobre composites de cobre con diversos refuerzos producidos por ruta pulvimetalúrgica, tanto para aplicaciones mecánicas (sometidas a desgaste y que requieren bajo coef. de fricción) como para contactores eléctricos. Específicamente en la ex-Unión Soviética se han patentado procesos por ruta pulvimetalúrgica (21) para producir composites de diversas aleaciones de cobre con partículas de grafito, mientras en Japón Mitsubishi (22) opta por fabricar composites mixtos donde mezcla un componente lubricante tal como grafito, bisulfuro de molibdeno, o bisulfuro de wolframio, con un componente de elevada resistencia al desgaste tal como el carburo de silicio, nitruro de boro, nitruro de silicio, alúmina, óxido de cromo, o sílice.

En Estados Unidos Metcer Technology ha desarrollado composites de cobre con partículas de wolframio por ruta pulvimetalúrgica para incrementar la resistencia mecánica sin ceder en conductividad térmica y poder ser utilizados en soportes de circuitos electrónicos tal como se ha comentado en el caso de los composites de fibra contínua. El M.I.T (16) ha desarrollado un proceso de precipitación in situ denominado "Mixalloy". La técnica consiste en generar un torrente líquido turbulento en una cámara de intrincada geometría, solidificando a continuación el líquido rápidamente, de modo que las

fases de refuerzo se generan in situ produciendo finísimas partículas en una también finísima microestructura. Los productos así fabricados presentan excelentes características, pero su coste es muy elevado. Otro interesante proceso americano es el patentado por Olin Copr. (20), denominado spray-casting, en el cual se atomiza el metal líquido inyectando partículas de grafito o de alúmina al mismo tiempo.

Dentro de los paises industrializados son sin duda los de Europa Occidental los menos desarrollados en el campo de los composites de cobre. Merlin Guerin (Francia) se encuentra desarrollando en colaboración con la Universidad Católica de Lovaina (12) un proyecto de producción de composites de matriz Cu-Ni con partículas de grafito para reemplazar a los contactos eléctricos de bajo voltaje producidos con gran contenido de plata. Las tecnologías de fabricación que están evaluando son pulvimetalúrgicas, bien sin presión bien con presión uniaxial. Hasta el momento, el mayor problema que presentan los materiales por ellos desarrollados son las bajas propiedades mecánicas debidas a la débil e incoherente intercara entre la aleación y las partículas de grafito.

3.- COMPOSITES DE FUNDICIÓN

A pesar del indudable atractivo económico que presentan las tecnologías de fundición, la fabricación de composites de cobre mediante ellas ha sido unicamente abordada por tres equipos de investigación (según la literatura abierta). Estos equipos son la Universidad de Wisconsin-Milwakee en EEUU (17), la Universidad de Han Yang junto con el Instituto de Tecnología del Automóvil, ambos en Korea (14), y el equipo formado por Inasmet junto con la Universidad de Burdeos, en España y Francia respectivamente.

Este último equipo se encuentra desarrollando el trabajo dentro de un programa europeo de cooperación industrial (CRAFT), participando en él varias empresas de España (Wisco S.A., Mecauto, Serra Soldadura), Francia (Cimulec, Thomson), y Alemania (Saar Metal). El objetivo principal es el estudio y desarrollo de composites de cobre con refuerzo discontínuo (alúmina, carburo de silicio, grafito,..) a precios competitivos con los materiales a los que deben sustituir. Se han definido una serie de sectores y componentes industriales donde el empleo de composites de matriz cobre tiene un gran atractivo. Estos son:

* Cojinetes
* Electrodos de soldadura por punto
* Soportes para circuitos electrónicos

Los materiales para la fabricación de cojinetes deben conjugar una elevada resistencia al desgaste, un bajo coeficiente de fricción, una buena conductividad térmica, y moderadas propiedades mecánicas a temperaturas entorno a 400C. Los electrodos de soldadura por punto exigen, por otra parte, una elevada conductividad eléctrica y térmica, elevadas rigidez y resistencia mecánica a temperaturas cercanas a 700C, así como elevada resistencia al desgaste por contacto a elevadas temperaturas. Finalmente, los soportes para circuitos precisan de un bajo coeficiente de dilatación térmica (cercano al de las cerámicas), una excelente conductividad térmica, y gran rigidez.

Las figuras 1 a 3 muestran las características ofrecidas por los materiales habitualmente empleados en dichos componentes, y las que ofrecen los composites Cu-Grafito (18).

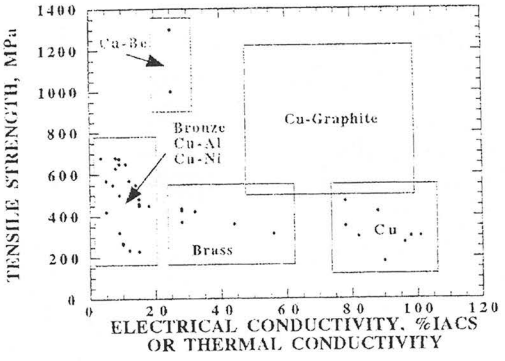


Figura 1.- Relación entre resistencia mecánica y conductividades térmica y eléctrica, para diversos materiales habitualmente empleados en cojinetes y electrodos. (F. Girot, Univ. de Burdeos)

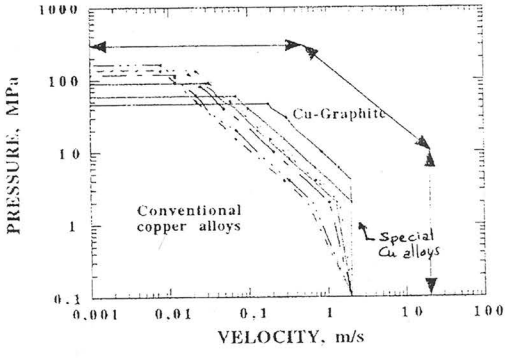


Figura 2.- Relación entre la presión y la velocidad máximas admisibles entre eje y cojinete. (F. Girot, Univ. de Burdeos)

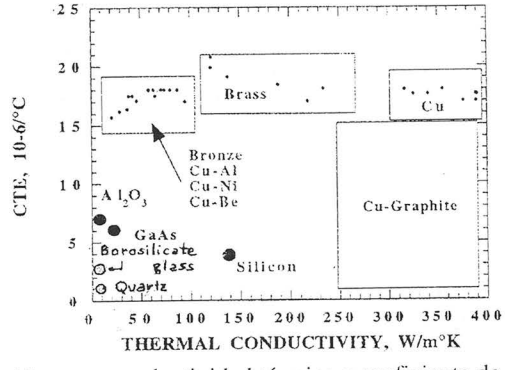


Figura 3.- Relación entre conductividad térmica y coeficiente de expansión térmica para diversos materiales. (F. Girot, Univ. de Burdeos)

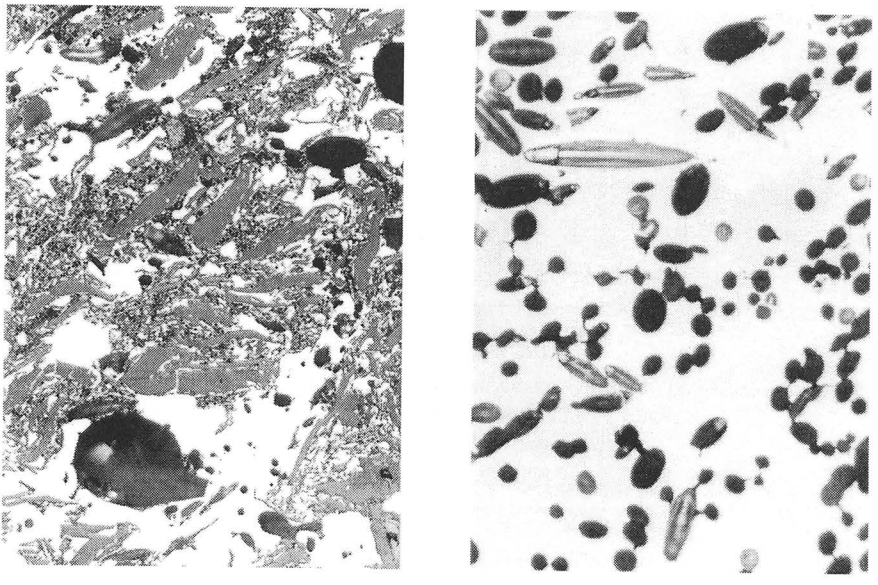


Figura 4.- Microestructura de composites de matriz Cu-25%Zn con refuerzo de (a) escamas de grafito, (b) fibra corta de alúmina. (Inasmet)

Los materiales seleccionados para el desarrollo de los citados componentes comprende como matrices desde latones de alta resistencia hasta aleaciones especiales (producidas y modificadas específicamente para este trabajo). En el caso de los refuerzos se han considerado varios tipos de partículas y fibras cortas, tanto de grafito como de carburo de silicio o de alúmina. El proceso de producción de los composites se está estudiando mediante tecnologías de mezcla en estado líquido y semisólido. Asímismo, varias tecnologías de conformado secundario están siendo puestas a punto, tales como squeeze casting, extrusión, forja y centrifugación. La figura 4 muestra la microestructura de dos composites de matriz Cu-25%Zn con fibras de alúmina el primero, y con escamas de grafito el segundo. Las dificultades más importantes del proyecto estriban en la escasa mojabilidad de los refuerzos con las aleaciones de cobre, la reactividad entre refuerzos y algunos aleantes, y la elevada diferencia de densidad entre matrices y refuerzos.

4.- AGRADECIMIENTOS

Nos gustaría agradecer la cooperación de nuestros colegas de la Universidad de Burdeos Franck Girot, Jean Francois Sylvain y Corinne Arvieu, así como el gran apoyo y cooperación de las empresas del consorcio, especialmente a Antonio Gómez de Wisco S.A. Pero sobre todo agradecer el esfuerzo y dedicación mostrado por nuestros compañeros y colaboradores Mari Carmen Castro y Dominique Coupard.

5.- REFERENCIAS

1.- C.F.McGuire and B.L.Vollerin. SAMPE European Chapter 1990, Plastics-Metals Ceramics, edited by H.L.Hornteld.
2.- C.F.McGuire and B.L.Vollerin. AMOCO internal report., 1990.
3.- D.L.Ellis and D.L.McDanels. Annual Meeting of the Metallurgical Society, New Orleans, Lousiana, USA, Feb. 17-21, 1991.
4.- W.Yulin and Z.Liu. Wright Patterson AFB, Mar. 30, 1990, report n°: AD-A221 584/6/XAB.
5.- S.M. Devincent et al. Proceedings of 2nd Int. Ceramic Science and Technology Congress Symposium on Composites, Orlando, Florida, USA, Nov. 12-15, 1990, edited by M.D. Sacks, The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, USA, pp.205-211.
6.- Gr/Cu *composites excel at thermal management.* Advanced Materials and Processes, Jan., 1991, p.24.
7.- K.Kuniya et al., Nippon Kinzoku Gakkaishi, Vol. 49, n° 10, 1985, pp. 906-912.
8.- K.Kuniya et al., Nippon Kinzoku Gakkaishi, Vol. 50, n° 6, 1986, pp. 583-589.
9.- K.Kuniya et al., Nippon Kinzoku Gakkaishi, Vol. 50, n° 1, 1986, pp. 119-125.
10.- K.Kuniya et al., Nippon Kinzoku Gakkaishi, Vol. 49, n° 12, 1985, pp. 1137-1141.
11.- P.D.Desai et al., Center for information and Numerical Data Analysis and Synthesis, West Lafayette, In, USA, Technical report n°: CINDAS-56, Dec. 1979, 275 p.
12.- Texas Instruments Inc., B.Ozmat, patent n°: 92-058591.
13.- G.Yongxue et al., Composites, Vol. 22, n° 6, 1991, pp. 463-466.
14.- Y.M.Ryu et al., Proceed. ICCM9, 1993, pp. 824-830.
15.- M.F.Amateau et al., Wear. Vol. 54, 1979, pp. 175-185.
16.- A.K.Lee et al., Adv. Mat. & Processes, Vol. 8, 1992, pp. 31-34.
17.- P.K. Rohatgi. D. Nath & S. Ray. AFS Transactions, 1993 (93-104)
18.- Comunicación privada. Franck Girot. ENSAM, Esplanade de Arts et Metiers, 33405 Talence Cedex, Bordeaux, France, 1995.
19.- Brian Terry & Glyn Jones in Metal Matrix Composites, Elsevier Advanced Technology, Oxford, U.K. 1990. pp. 67-68.
20.- Patente US 5390722.
21.- Patente SU 1785806.
22.- Patente JP 4041601.

PREPARACIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS C/C A PARTIR DE BREAS. EFECTO DE LOS INSOLUBLES EN QUINOLEINA DE LAS BREAS EN LAS PROPIEDADES DE LOS MATERIALES

Granda M.[1]; Walker A.[1]; Patrick J.W.[1]; Bermejo J.[2]; Menéndez R.[2]

[1] Carbon Research Group, Department of Chemical Enginnering, Loughborough University of Technology.
Loughborough, Leics. LE11 3TU, Reino Unido. Tfno: 44 1509 222526. Fax: 44 1509 231746

[2] Instituto Nacional del Carbón, CSIC.
La Corredoria s/n, Apto. 73, Oviedo 33080 Asturias. Tfno: 98 5280800. Fax: 98 5297662

Resumen: Tres materiales compuestos bidireccionales C/C se prepararon a partir de telas de fibras de carbono cruzadas y tres breas de alquitrán de hulla con distinto contenido en insolubles en quinoleina obtenidas de una misma brea por filtración. La caracterización de los materiales se realizó en términos de la microstructura (porosidad y textura óptica), densidad y comportamiento mecánico (resistencia a la flexión y a la cortadura interlaminar). Los resultados obtenidos muestran como la presencia de los insolubles en quinoleina condiciona el desarrollo de las estructuras cristalinas y porosidad del material con la consiguiente influencia en las propiedades mecánicas del mismo.

Abstract: Three 2D C/C composites were prepared from carbon fibres and three coal-tar pitches with different quinoline insolubles content which were obtained from the same pitch by filtration. The characterization of the composites was performed in terms of microstructure (porosity and optical texture), density and mechanical behaviour (flexural strength and interlaminar shear strength). The results obtained show that the quinoline insolubles controlled the development of the optical texture and porosity of the composite and consequently its mechanical properties.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos C/C tienen un futuro muy prometedor debido a sus excelentes propiedades mecánicas las cuales conservan a alta temperatura en atmósfera no oxidante. El comportamiento de estos materiales depende, fundamentalmente, de su porosidad, de la interacción fibra/matriz y de la microstructura de la matriz carbonosa.

Entre los precursores de matrices carbonosas más utilizados, las breas de alquitrán de hulla están adquiriendo especial relevancia en los últimos años por ser relativamente baratas, tener un alto rendimiento en carbono y generar materiales carbonosos con microstructuras muy variadas. La microstructura de estos materiales viene controlada por la composición química de la brea de partida, las condiciones de operación y por el

contenido en insolubles en quinoleina (IQ) de la brea. Los IQ son partículas carbonosas de < 8 μm de diámetro que se arrastran en el alquitrán durante el proceso de coquización.

En la literatura existen diversos estudios (Dillon 1993 y col., Rand 1993, Matzinos y col. 1994, Figueiras y col. 1995) sobre el comportamiento de materiales compuestos preparados a partir de breas diferentes con distinto contenido en IQ. En estos estudios resulta difícil discernir cuál es el papel que juega la composición química y cuál los IQ, de ahí que en el presente trabajo se haya procedido a la preparación de una serie de tres breas con distinto contenido en IQ, obtenidas a partir de la misma brea por filtración, asegurándose de esta manera una misma composición química en el precursor de la matriz carbonosa.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Filtración de la Brea

Una brea de alquitrán de hulla (B-A), con un 6,7 % en IQ, se pasó a través de un filtro de fibra de vidrio de 1,2 μm de tamaño de poro y 5 cm de diámetro. En cada filtración se emplearon 100 g de brea que se colocaron en el interior de un reactor y se calentaron a 250°C a 5°C min^{-1} en atmósfera de nitrógeno. Una vez alcanzada esta temperatura, el sistema se mantuvo durante 6 h a 250°C bajo una presión de nitrógeno de 1,5 atm. El contenido en IQ de la brea, antes y después de la filtración, se determinó mediante el procedimiento ASTM D2348-86.

2.2. Análisis Dinamomecánicos de las Breas

Los análisis dinamomecánicos de las breas se llevaron a cabo en un equipo Perkin Elmer DMA 7e. Las curvas de variación con la temperatura del factor de pérdidas (tg δ) y componente elástica del módulo (E') se obtuvieron por tratamiento térmico de 40 mg de brea a 700°C, 3°C min^{-1} y un flujo de nitrógeno de 65 ml min^{-1}.

2.3. Preparación de Materiales Compuestos Bidireccionales C/C

Para la preparación de los materiales compuestos se empleó tela de fibras de carbono cruzadas 2/2 Torayca M40 y tres breas con diferente contenido en IQ: B-A (brea de alquitrán de hulla comercial) utilizada en la preparación de MC-A; B-B (brea obtenida a partir de B-A después de eliminarle los IQ mediante el procedimiento de filtración descrito anteriormente) para la obtención de MC-B; y B-AB (brea resultante de la mezcla en la relación ponderal 1/1 de las dos breas anteriores) para preparar MC-AB. En la Tabla 1 se muestran las principales características de las breas.

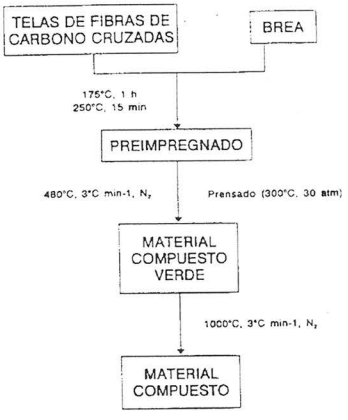
Tabla 1. Principales características de las breas utilizadas en el presente estudio.

Brea	Análisis Elemental (daf, %)					Cenizas (%)	C/H[2]	IQ[3]	RC[4]
	C	H	N	S	O[1]				
B-A	92,25	4,41	0,81	0,46	2,07	0,22	1,74	6,7	58
B-B	92,54	4,46	0,75	0,44	1,81	0,06	1,73	0,0	41

[1] determinado por diferencia
[2] relación atómica C/H
[3] insolubles en quinoleina, %
[4] rendimiento en carbono, % (1000°C, 5°C min^{-1}, 65 ml N_2)

Los materiales compuestos se fabricaron siguiendo el procedimiento puesto a punto en el *Carbon Research Group* de la Universidad Tecnológica de Loughborough, Reino Unido, de acuerdo con el esquema de la Figura 1.

En una primera etapa se preparó el preimpregnado utilizando un molde especialmente diseñado en el que se colocaron 12 láminas de tela de fibra de carbono (120 mm x 25 mm) entre cada una de las cuales se espolvoreó 0,75 g de brea. A continuación se dispuso el molde en una prensa de platos calientes a 175 °C durante 1 h. Seguidamente, se elevó la temperatura a 250°C y la presión hasta que las tapas del molde entraron en contacto. El preimpregnado resultante se carbonizó a 480°C, 3°C min^{-1} en atmósfera de nitrógeno. Una vez alcanzada esta temperatura, se prensó el material a 30 atm en una prensa de platos precalentados a 300°C durante 30 min. Finalmente, el material compuesto verde se sometió a una nueva carbonización a 1000°C, 3°C min^{-1} en atmósfera de nitrógeno obteniéndose el material compuesto propiamente dicho, el cual no fue densificado posteriormente. Las dimensiones de los materiales compuestos fueron de 103 mm x 23 mm x 2,3-2,6 mm.



Fgura 1. Secuencia de pasos seguida en la preparación de materiales compuestos bidireccionales.

2.4. Propiedades de los Materiales Compuestos

Los ensayos mecánicos de resistencia a la flexión se llevaron a cabo con probetas de 100 mm x 20 mm x 2,3-2,6 mm siguiendo el procedimiento de ensayo a tres puntos descrito en la normativa ASTM D790M-86. La distancia entre los cilindros de apoyo y de carga fue de 80 mm, siendo sus diámetros de 10 y 20 mm, respectivamente. La velocidad del pistón de carga fue de 1 mm min^{-1}.

Los ensayos mecánicos de resistencia a la cortadura interlaminar se realizaron con probetas de 30 mm x 10 mm x 2,3-2,6 mm de acuerdo con la normativa ASTM D2344-84. La distancia entre los cilindros de carga y apoyo fue de 20 mm y los diámetros de ambos de 6 mm. La velocidad del pistón de carga fue de 1 mm min^{-1}.

Las densidades aparente, ρ_a (g cm^{-3}), y real, ρ_r (g cm^{-3}), de los materiales compuestos se determinaron por picnometría de helio con un picnómetro Micromeritics 1305. La densidad aparente se determinó sobre piezas de 7 mm x 5 mm x 2,3-2,6 mm. Para la determinación de la densidad real se utilizó 1-1,5 g de material compuesto pulverizado a un tamaño de particula inferior a 63 µm.

La porosidad abierta, PA (vol %), y total, PT (vol %), de los materiales se calculó a partir de las siguientes ecuaciones:

$$PA = 100 - \frac{100\rho_v}{\rho_a} \qquad (1) \qquad PT = 100 - \frac{100\rho_v}{\rho_r} \qquad (2)$$

Donde ρ_v es la densidad volumétrica (g cm^{-3}) determinada por desplazamiento de mercurio, ρ_a la densidad aparente (g cm^{-3}) y ρ_r la densidad real (g cm^{-3}).

La porosidad cerrada se determinó como diferencia entre la porosidad total y la porosidad abierta.

2.5. Textura Optica de los Materiales Compuestos

Muestras representativas de secciones perpendiculares a las fibras de los materiales (20 mm x 2,3-2,6 mm) se montaron en resina epoxi y se pulieron siguiendo procedimientos estandar. La observación de las muestras se llevó a cabo en un microscopio Leitz Laborlux 12 Pol equipado con diversos objetivos y una placa de retardo para generar colores de interferencia que permitieron distinguir claramente las estructuras cristalinas de las matrices carbonosas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Efecto del Contenido en IQ en las Propiedades de la Brea

El rendimiento global de la filtración de la brea B-A para obtener B-B fue de 86,5 %. El balance de masas mostró que la filtración no fue homogénea a lo largo del proceso debido al efecto de las partículas de IQ las cuales se fueron acumulando sobre el filtro obstruyendo la filtración y haciendo que la eficacia del proceso fuese decayendo con el paso del tiempo.

La caracterización tanto de la brea filtrada como de la brea de partida, reveló que la filtración no supuso alteraciones apreciables en la composición química de la brea tal y como se deduce de sus análisis elementales (Tabla 1). Sin embargo, la eliminación de los IQ produjo algunas modificaciones en el comportamiento térmico de la brea.

Una propiedad de especial relevancia en la preparación de materiales compuestos es la mojabilidad del precursor de la matriz carbonosa en relación con las fibras de carbono. Una valoración de esta propiedad se puede obtener a partir de las curvas de análisis dinamomecánicos. La Figura 2 muestra la variación con la temperatura del factor de pérdidas (tg δ) y de la componente elástica del módulo (E') para las breas B-A y B-B. Las curvas de la tg δ ponen de manifiesto que la filtración produjo ligeras modificaciones en las propiedades reológicas de la brea haciendo que las variaciones de éstas tengan lugar a temperaturas más bajas que en la brea de partida. Esto puede ser debido al efecto de los IQ los cuales conducen a un sistema más viscoso en el que los cambios reológicos se desplazan a temperaturas más elevadas (Rand 1993). Sin embargo, estos cambios en la tg δ no fueron acompañadas por variaciones importantes en E, la cual presentó un rango de mínimo valor semejante en las dos breas.

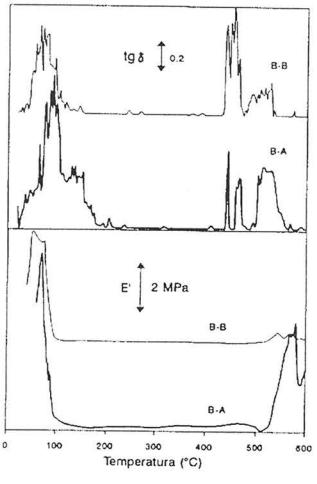


Figura 2. Variación con la temperatura de tg δ y E' para las breas B-A y B-B.

La presencia de IQ condicionó el comportamiento de la brea durante su carbonización. Así, el rendimiento en carbono sufrió un descenso significativo de 58 % en B-A a 41 % en B-B. Este descenso fue mayor del que cabría esperar, lo que indica

que los IQ tienen un papel activo durante la carbonización atenuando el efecto de la pérdida de volátiles. La textura óptica de los coques resultantes de la carbonización también se vio afectada por la presencia de los IQ. El coque obtenido a partir de la brea filtrada mostró estructuras cristalinas de gran tamaño (dominios fluidos), mientras que el procedente de la brea de partida estaba constituido por estructuras cristalinas de menor tamaño (dominios pequeños y medios) y aglomerados de IQ. Todo esto está en concordancia con el hecho de que los IQ dificultan el desarrollo de texturas ópticas de gran tamaño debido a que rodean a la fase anisótropa impidiendo su crecimiento (Menéndez y col. 1994).

3.2. Efecto del Contenido en IQ de las Breas en las Propiedades de los Materiales Compuestos

Como ya se ha descrito anteriormente, durante la fase fluida de la carbonización, la presencia de IQ da lugar a sistemas más viscosos que en la preparación del material mitigan el efecto de la exudación de brea por el arrastre de los volátiles. Este hecho junto con el mayor rendimiento en carbono de la brea B-A contribuyeron a que el contenido en matriz fuese mayor en MC-A que en MC-AB y en éste que en MC-B, Tabla 2. Esta misma tendencia fue observada para la densidad volumétrica de los materiales. Sin embargo, no se encontró ninguna relación entre el contenido en IQ y el desarrollo de porosidad abierta y cerrada.

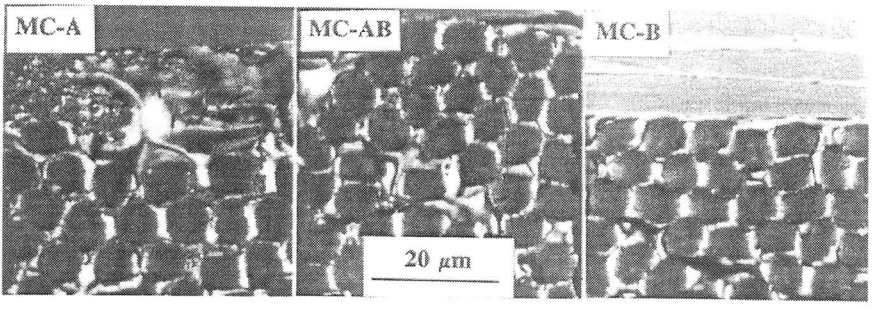
Tabla 2. Propiedades estructurales y mecánicas de los materiales compuestos.

Muestra	CM[1]	ρ_v[2]	PA[3]	PC[4]	PT[5]	S_H[6]	S[7]	E_B[8]
MC-A	33	1,43	23,5	3,9	27,4	4,9	109	75
MC-AB	32	1,41	20,3	7,8	28,1	5,5	111	79
MC-B	30	1,40	22,2	6,4	28,6	4,7	118	84

[1] Contenido en matriz, %
[2] Densidad volumétrica, g cm-3
[3] Porosidad abierta, vol %
[4] Porosidad cerrada, vol %
[5] Porosidad total, vol %
[6] Resistencia a la cortadura interlaminar, MPa
[7] Resistencia a la flexión, MPa
[8] Módulo de Young, GPa

Estudios realizados por microscopía óptica revelaron que, como cabía esperar de la textura óptica de los coques, la textura óptica de la matriz en MC-A y MC-AB fue de mosaicos y laminar, mientras que en MC-B fue exclusivamente laminar, Figura 3. También se observó una excelente unión fibra/matriz en los materiales MC-A y MC-AB, especialmente en aquellas zonas en las que predominaba las estructuras cristalinas tipo mosaico. Sin embargo, la unión entre haces de fibras perpendiculares dentro de una misma capa no fue tan buena, apreciándose en algunas zonas una gran acumulación de aglomerados de IQ (Figura 3, MC-A). El material MC-B mostró una unión fibra/matriz más pobre que en MC-A y MC-AB.

Los resultados de los ensayos mecánicos de los materiales compuestos (Tabla 2), mostraron que la resistencia a la cortadura interlaminar no experimentó grandes variaciones de un material a otro. Sin embargo, la resistencia a la flexión y el módulo de Young aumentaron de forma inversa al contenido en IQ de la brea precursora. Estos resultados están de acuerdo con los encontrados por Fitzer y col. 1980 para materiales compuestos



Fgura 3. Fotografías ópticas mostrando las estructuras cristalinas y unión fibra/matriz de los materiales compuestos.

unidireccionales, donde observaron que cuanto mayor era el desarrollo de estructuras laminares entorno a las fibras mayor era el módulo de Young. La presencia de estructuras cristalinas laminares en la matriz de MC-B podría ser la responsable del mayor valor del módulo de Young de este material. Por otra parte, la acumulación de aglomerados de IQ entre haces de fibras perpendiculares encontrados en MC-A y MC-AB podrían suponer puntos débiles en la rotura del material lo que explicaría los menores valores de resistencia a la flexión de estos materiales respecto a los obtenidos para MC-B.

4. CONCLUSIONES

La eliminación de los IQ de la brea no afectó prácticamente a su composición química, pero si produjo ligeras modificaciones en su comportamiento reológico, siendo los cambios más acentuados su rendimiento en carbono y la textura óptica del coque resultante.

La presencia de IQ originó materiales compuestos con mayor contenido en matriz carbonosa y densidad volumétrica, lo cual se puede explicar en términos de viscosidad y de rendimiento en carbono.

El desarrollo de estructuras cristalinas de mayor tamaño en la matriz carbonosa como consecuencia de un más bajo contenido en IQ produjo una mejora en el valor del módulo de Young y resistencia a la flexión de los materiales compuestos.

5. REFERENCIAS

1.- Dillon F., Thomas M.K. and Marsh H. *Carbon* **31**, 1337-1348, 1993.
2.- Figueiras A., Fernández J.J., Granda M., Bermejo J., Casal E. and Menéndez R. *Journal of Microscopy* **177**, 218-229, 199S.
3.- Fitzer E., Huttner W. and Manocha L.M. *Carbon* **18**, 291-295, 1980.
4.- Matzinos P., Patrick J.W. and Walker A. *Carbon'94*, Spanish Carbon Group, Granada (Spain), 702-703, 1994.
5.- Menéndez R., Granda M., Bermejo J. and Marsh H. *Fuel* **73**, 25-34, 1994.
6.- Rand B. *Essentials of Carbon-Carbon Composites*, (Ed. C.R. Thomas), Royal Society of Chemistry, Cambridge (UK), Chapter 3, pp. 67-102, 1993.

MATERIALES COMPUESTOS CARBONO-CARBONO

Jurado Oñate M.J.; Martínez de la Hidalga E.
Dpto. Materiales Compuestos. Inasmet
Camino de Portuetxe, 12. 20009 San Sebastián. Tfno: 943-218022. Fax: 943.217560

Resumen: Los materiales compuestos carbono-carbono constituyen una clase única de materiales estructurales con excepcionales propiedades a temperaturas elevadas. Constituidos por un sustrato de fibra de carbono embebido en una matriz de carbono, combinan las ventajas de los materiales reforzados con fibras, como su alta resistencia específica, rigidez y tenacidad, con las propiedades refractarias de las cerámicas estructurales.

Abstract: Carbon-Carbon composite materials make-up a unique class of structural materials with a exceptional high-temperature properties. Formed of a carbon-fibre sustrate embedded in a carbon matrix, they combine the advantages of fibre-reinforced materials, such as high specific strength, rigidity and toughness, with the refractory properties of structural ceramics.

1.- INTRODUCCIÓN

Un material compuesto carbono-carbono (C/C) es una combinación de un refuerzo de fibra de carbono o grafito en una matriz de carbono o grafito. El primer compuesto C/C se obtuvo en 1958, por accidente, en el laboratorio de Chance Vought Aircraft Company, al exponer un material compuesto de matriz orgánica a alta temperatura en un entorno no oxidante. El compuesto "chamuscado" resultante exhibió características estructurales. Así nació el carbono-carbono.

Sin embargo, el avance en la tecnología del C/C fue muy lento durante años. Fue a finales de la década de los 60, con la aparición de la fibra de carbono y la tecnología de tejido, cuando los compuestos C/C estructurales con resistencia a alta temperatura, rigidez y tenacidad comenzaron a emerger como una nueva clase de materiales ingenieriles.

2.- PROPIEDADES

La introducción de fibras de carbono en una matriz de carbono produce un material compuesto con unas propiedades únicas.

La principal ventaja de los materiales compuestos carbono-carbono radica en su

capacidad para soportar altas temperaturas, hasta 3315°C en atmósfera inerte. Virtualmente ningún metal puede soportar temperaturas por encima de 900°C, pero los materiales C/C aumentan su resistencia con la temperatura hasta los 2000°C.

El peso ligero y la baja densidad (1400-2000 Kg/m^3) de los materiales C/C (frente a las densidades del aluminio, titanio y niobio: 2700, 4500 y 8400 Kg/m^3, respectivamente) hacen a este material extremadamente atractivo para aplicaciones aeroespaciales a alta temperatura.

Su alta resistencia y rigidez, junto con su baja expansión térmica, hacen del C/C uno de los materiales más resistentes al choque térmico. También exhibe un coeficiente de expansión térmico negativo hasta que la temperatura alcanza alrededor de 500°C.

Otra característica del C/C es que retiene y aumenta la resistencia mientras aumenta la temperatura, como se evidencia en la figura 1. Contrariamente a su frágil apariencia, el carbono-carbono es resistente a la fractura: se han introducido clavos en el material sin romperlo.

Por estar constituidos exclusivamente de carbono, además, los materiales C/C son biocompatibles con el cuerpo humano, integrándose completamente en los tejidos.

En la tabla I se dan las propiedades de algunos materiales compuestos carbonocarbono comerciales.

PROPIEDADES	SCHUNK	SEP	KAISER	AEROLOR
	CF 122	T21 (3D)	K-KARB 388	A 223 G
Densidad (g/cm^3)	1,55	1,60	1,66	1,50
Porosidad (%)	<5	-	-	-
Resistencia a flexión (MPa)	260	250	248	70
Resistencia a tracción (MPa)	-	180	310	50
Resistencia a cizalla interlam. (MPa)	20-25	8	9	20
Resistencia a compresión (MPa)	-	140	186	150
Resistencia eléctrica (20°C, ⊥ a las fibras) ($\Omega \cdot \mu m$)	-	-	-	25

Tabla I. Propiedades de materiales Carbono-Carbono comerciales.

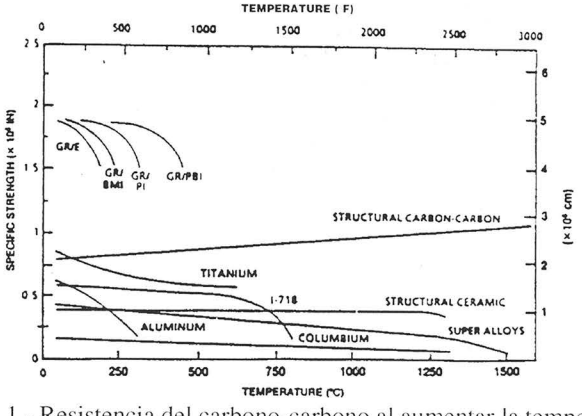


Figura 1.- Resistencia del carbono-carbono al aumentar la temperatura.

3- CONSTITUYENTES DE LOS MATERIALES CARBONO-CARBONO

Las fibras de carbono más utilizadas en los materiales carbono-carbono son las que provienen de la brea o del poliacrilonitrilo (PAN).

Para entender muchas de las aplicaciones y propiedades de los materiales compuestos carbono-carbono, hay que referirse a su elemento constitutivo: el carbono, ya que la mayoría de las ventajas y desventajas de estos materiales se derivan de las de este elemento.

La matriz de carbono se obtiene a partir de compuestos de carbono, llamados precursores de la matriz, los cuales, tras ser introducidos entre las fibras de carbono y mediante una degradación térmica, que recibe el nombre de *carbonización*, se transforman en carbono.

A este proceso le puede seguir un tratamiento térmico a altas temperaturas por encima de 2000°C, llamado grafitización.

En la fabricación de los materiales compuestos carbono-carbono se utilizan tres categorías de precursores de matriz, cuya elección depende, en muchos casos, del proceso de fabricación:

* Resinas termoestables
* Breas termoplásticas
* Vapores ricos en carbono (hidrocarburos gaseosos)

4.- FABRICACIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS CARBONO-CARBONO

En la actualidad se utilizan tres procesos para la fabricación y densificación de los materiales compuestos C/C:

- Impregnación líquida
- Infiltración química en fase vapor (CVI)
- Prensado en caliente (Hot-Press)

También se puede utilizar un proceso mixto de impregnación líquida y CVI.

4.1.- Impregnación líquida

El método más ampliamente usado para introducir una matriz de carbono en las preformas fibrosas es a través de la impregnación de la preforma con un material orgánico, resina, en estado líquido a presión atmosférica o a presión reducida y la carbonización del compuesto resultante bajo atmósfera inerte.

La utilización de breas como precursores de la matriz suele requerir la utilización de altas presiones en el proceso de impregnación, por la mayor viscosidad de las breas. Este proceso de altas presiones recibe el nombre de **HIP** (Hot Isostatic Pressing). El porcentaje de carbono depositado tras la carbonización aumenta con el valor de la presión utilizada durante la impregnación (desde un 50% a presión atmosférica hasta por encima de 85% a 68,9 MPa).

En la actualidad, la fabricación de materiales compuestos C/C es un proceso extremadamente lento, requiriendo una pirólisis lenta para eliminar los gases sin agrietar la matriz. Puede durar desde varios días hasta un mes.

4.2.- Infiltración química en fase vapor (CVI)

En este proceso, la matriz se deposita químicamente dentro de una preforma porosa a partir de un precursor en forma de vapor. Como precursores se utilizan hidrocarburos volátiles, o volatilizados, como metano, propano, benceno y otros compuestos de carbono de bajo peso molecular.

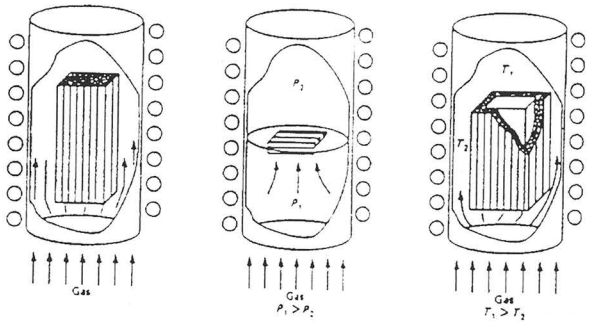


Figura 2. Proceso de infiltración química en fase vapor

La preforma se coloca en un horno de alta temperatura en cuyo interior fluyen los reactivos gaseosos, penetran en los poros de la preforma, que se encuentra a una temperatura superior a la de descomposición del gas (800-2000°C), y depositan una capa sólida en la superficie de la fibra. La deposición se produce como resultado de reacciones químicas en la fase gaseosa próxima a la superficie o en la misma superficie del sustrato. Al continuar el proceso de deposición, las fibras se hacen más grandes y, consecuentemente, los espacios entre ellas disminuyen. Finalmente, los revestimientos de las fibras se unen y mantienen las fibras juntas.

4.3.- Prensado en caliente (Hot-Press)

Esta ruta, dirigida a una reducción del tiempo de fabricación y a una utilización de tecnologías menos avanzadas, ha sido investigada recientemente por grupos japoneses. Este proceso implica el prensado en caliente de una mezcla de coque en polvo, brea o resina, y fibras de carbono. El moldeo por presión en caliente, a unos 600°C, piroliza la estructura; a esto le sigue un tratamiento térmico secundario en atmósfera inerte. De esta forma se consigue un material compuesto C/C mucho más rápidamente y con buenas propiedades mecánicas.

5.- PROTECCIÓN ANTI-OXIDACIÓN

Aunque el carbono y, por lo tanto, los materiales compuestos carbono-carbono pueden soportar temperaturas de hasta 3000°C en vacío o atmósfera inerte, son susceptibles a la oxidación a temperaturas elevadas (>500°C) cuando se encuentran en atmósferas oxidantes.

Ya que las aplicaciones más interesantes de estos materiales son a altas temperatu-

ras, es necesario conseguir una protección de los compuestos para lograr que los materiales C/C desarrollen todo su potencial.

Las características básicas de una protección anti-oxidación se basan principalmente en tres líneas de defensa:

- Recubrimientos, normalmente de SiC y, a veces, de Si_3N_4
- Sellantes vítreos, basados en vídrios de silicatos y boratos
- Inhibidores de matriz, tipo Si, B o Zr

6.- APLICACIONES

Los materiales C/C se han utilizado en aplicaciones aeroespaciales y militares desde mediados de los años 60. Por sus características de ablación y erosión, predecibles y controlables, se ha utilizado C/C en componentes tales como el cono de nariz en vehículos de re-entrada, coraza térmica, garganta y cono de salida de toberas de cohetes.

Sin embargo, el uso más importante, hoy en día, es en los frenos de avión, donde el C/C ofrece dos beneficios principales: peso más ligero y mayor número de aterrizajes entre revisiones que los frenos de acero (dos veces más).

En el campo biomédico, la biocompatibilidad, baja densidad y buen comportamiento a fractura y fatiga del material C/C ofrecen ventajas únicas para su uso en prótesis.

Frenos de materia! compuesto carbono-carbono. Los frenos de carbono se han utilizado en la aviación civil desde su introducción por Dunlop en los Vickers VC 10, en el servicio de aerolíneas, en 1973, seguidos un año más tarde por su instalación en el Concorde. Desde entonces los frenos de material compuesto carbono/carbono se han convertido en una alternativa de larga vida y ligero peso a los frenos de acero.

Aviones civiles como el Boeing 747-400, 757, 767, el MD11, Airbus A320, A330 y A340, representa un considerable y creciente mercado para los frenos de C/C. Todos los aviones militares, incluyendo cazas, aviones de transporte y bombarderos incorporan frenos de C/C.

En los coches de carreras los frenos de C/C pueden reducir la distancia de parada en un 30% con respecto a los metálicos, y el peso del coche en 11 Kg.

También se estudia su uso en los sistemas de frenos de alta velocidad (por ejemplo, el TGV francés), motocicletas y tanques.

Cohetes y misiles. En las zonas sometidas a temperaturas más altas: toberas, conos de nariz y bordes de ataque de lanzaderas espaciales, misiles y cohetes de combustible sólido.

Turbinas y aviones supersónicos. En el lanzamiento y posterior re-entrada en la atmósfera terrestre, la superficie del avión alcanzará altas temperaturas. Igualmente, las altas velocidades previstas (varias veces la velocidad del sonido) producen un calentamiento aerodinámico con unas temperaturas por encima de 2500°C, superiores a las que la mayoría de los metales pueden soportar.

Industria. Se utiliza material C/C en la maquinaria para fabricar botellas de vidrio, en las zonas que entran en contacto con el vidrio fundido, en prensas isostáticas en caliente, reactores nucleares de fusión y piezas para hornos.

Medicina. Algunas aplicaciones: fijación interna de fractura de hueso, cirugía del oído interno, placas de osteosíntesis, implantes dentales, prótesis de cadera, prótesis vasculares y en las válvulas del corazón artificial.

7.- MERCADO

Los considerables gastos de I+D de los C/C han propiciado la participación de las grandes compañías en este campo. Las compañías estadounidenses desarrollaron el mercado y la mayor parte de la tecnología en las dos primeras décadas de la industria, pero las firmas europeas han hecho la mayor parte de los desarrollos más innovadores.

Se está produciendo un rápido aumento en la demanda y se están explotando nuevos mercados como piezas de cohetes, prótesis médicas, plantas químicas y equipos para hornos (Tabla II).

Mercado	1995			2000		
	EEUU	Europa Occid.	Otros	EEUU	Europa Occid.	Otros
Frenos						
Avión	170	150	30	190	190	100
Camiones/trenes	10	10	10	10	15	15
Cohetes/Hipersónico	55			60	50	25
Escapes (Toberas)		35	15			
Conos de nariz,etc	45			50		
Motores a reacción	5	2	-	10	5	-
Espacio	2	-	-	5	1	1
Medicina	<1	-	-	<1	<1	<1
Piezas de horno,industrias químicas,etc	3	3	3	4	4	5
TOTAL	**291**	**200**	**58**	**330**	**266**	**147**

Fuente: Materials Technology Publications

Tabla II.-Mercados para los compuestos C/C por aplicación y año (millones de dólares)

8.- BIBLIOGRAFÍA

1.- C. F. Lewis, "Carbon takes the heat", M.E., Nov. 1986, 36.
2.- E. Fitzer, "The future of carbon-carbon composites", Carbon **25** (2), (1987), 163.
3.- G. Savage, "Carbon-carbon composite materials", Metals and Materials, Sept. 1988, 544.
4.- H. G. Maahs, C. W. Ohlhorst, D. M. Barret, P. O. Rane, J. W. Sawyer, "Response of carbon-carbon composites to challenging environments", Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Materials Research Society, Vol. 125, (1988), 15.
5.- A. J. Klein, "Carbon/carbon: An ultrahigh-temperature composite", Adv. Comp., March/April 1989, 39.
6.- K.J.Huttinger, "The potential of the graphite lattice", Adv. Mater. 2(8), (1990), 349

7.- "Carbon-Carbon Materials and Composites", J. D. Buckley and D. D. Edie, Eds., NASA (Reference Publication 1254), (1992).
8.- Y. M. Tarnopol'skii, I. G. Zhigun, V. A. Polyakov, "Spatially Reinforced Composites", Technomic Publishing Co., Inc., (1992).
9.- G. Savage, "Carbon-Carbon Composites", Chapman & Hall, (1993).

MISCIBILIDAD PARCIAL EN COMPUESTOS DE POLÍMERO CON UNA FASE ELASTOMÉRICA: APLICACIÓN AL PS/SBS

Pagès, P.[1]; Carrasco, F.[2]

[1] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica Universidad Politécnica de Cataluña c/ Colom, 11, 08222 Terrassa. Tfno.: (93) 739 8152. Fax: (93) 739 8101

[2] Departamento de Ingeniería Química, Agraria y Tecnología Agroalimentaria Universidad de Girona. Av. Lluis Santaló, 17071 Girona. Tfno.: (972) 4184 00. Fax: (972) 4183 99

Resumen: Se ha estudiado la miscibilidad parcial en mezclas termoplásticas constituidas por distintas proporciones de una matriz de poliestireno (PS) y un refuerzo de copolímero poli(estireno-butadieno) (SBS) mediante la técnica espectrofotométrica FTi.r. Para poder detectar diferentes niveles de interacción, se han preparado muestras según metodologías distintas: muestras sólidas (mezcla en estado sólido, con lo cual puede presuponerse una interacción mínima o nula), muestras en film (se mezclan los componentes en dislución, evaporando posteriormente el disolvente, con lo cual puede pensarse en un nivel de interacción máximo) y muestras extruidas (en las cuales el nivel de interacción debería ser intermedio entre el correspondiente al de las muestras sólidas y las muestras en film).

Abstract: Fourier Tranfrom Infrared Spectrophotometry (FTi.r.) has been used to measure the interfacial interactions in thermoplastic blends composed of diferents amounts of polystyrene (PS) matrix and the copolymer poly(styrene-butadiene) (SBS), acting as an elastomeric filler. In order to detect various interaction levels, samples have been prepared according to three diferent methods: solid samples (the blend is achieved in solid state, leading to a minimum o zero interaction level), film samples (the blend is carried out in solution with further solvent evaporation, leading to a maximum interaction level) and extruded samples (the interaction should be intermediate between that in solid and film samples).

1.- INTRODUCCIÓN

La mezcla del poliestireno (PS) con una segunda fase elastomérica, como es el copolímero de poli(estireno-butadieno) (SBS) permite mejorar las propiedades de tenacidad y resitencia al impacto. Dichas propiedades están totalmente condicionadas por la adhesión conseguida entre la matriz y el refuerzo. La importancia de esta adhesión o interacción interfacial se ha estudiado por medio de la espectrofotometría infrarroja por transformada de Fourier (FTi.r.). Esta técnica ha sida aplicada anteriormente con éxito para el estudio de la adhesión del refuerzo de vidrio en un material compuesto de

matriz termoestable (Pagès et al., 1992). Asimismo, se ha estudiado la interacción en materiales compuestos HDPE/fibras de madera, en los que éstas últimas han sido pretratadas con distintos agentes de unión con el fin de mejorar el acoplamiento entre los componentes del material compuesto, habiéndose demostrado que las propiedades mecánicas de estos materiales varían significativamente con el pretratamiento de la madera (Carrasco et al., 1993).

La técnica FTi.r. se ha utilizado para el estudio de la interacción entre las fases en materiales compuestos PH/PEO y PH/PMO, analizándose la evolución de los puentes de hidrógeno formados en función de la proporción de PEO (Coleman y Moskala, 1983) o la formación de este tipo de enlaces para mezclas polacetálicas-polivinilfenólicas (French et al., 1992). Otra forma de detección de la miscibilidad parcial entre el PH y otras fases, consite en medir la desaparición de determinados grupos funcionales por reacción quimica (Fernández-Berridi et al., 1993). Tran-Cong et al. (Tran-Cong et al., 1994) han utilizado igualmente la técnica de FTi.r. para estudiar la interacción entre los componentes de materiales compuestos P2CS/PVME, correlacionando los resultados obtenidos con los correspondientes a la calorimetría diferencial de barrido (DSC). También se han utilizado otras técnicas de caracterización de la miscibilidad en polímeros de dos fases mediante la absorción UV (7) o el estudio de la morfología de los componentes en las mezclas (Callaghan et al., 1993; Eastmond y Kotonin, 1994).

El objetivo de este trabajo se centra en el estudio de la relación existente entre la estructura (adhesión matriz-refuerzo) y las principales propiedades de materiales compuestos constituidos por distintas proporciones de PS y SBS. Ha de tenerse en cuenta que el estudio del material compuesto PS/SBS es complejo debido a la similitud de los componentes de la mezcla, lo cual implica la existencia de espectros IR muy parecidos.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

El PS utilizado ha sido suministrado por BASF ESPAÑOLA, S.A. comercializado bajo la denominación E-143. Este grado posee un 5.5 % de lubricante y su masa molecular media es de 274 000. Presenta igualmente las siguientes propiedades: temperatura de transición vítrea = 82°C e índice de fluidez = 0.768 g/min. La fase dispersa es SBS, suministrado por REPSOL y comercializado bajo el nombre CALPRENE 416. Este SBS es un grado comercial de copolímero en bloque estirenobutadieno-estireno con un contenido en estireno del 30% que se obtiene mediante polimerización en solución.

Las proporciones de SBS/PS estudiadas expresadas como g de SBS en 100 100 g de PS son: 2 (correspondiente al 1.96% en peso de SBS), 2.5 (2.449%), 5 (4.76%), 7.5 (6.97%), 10 (9.09%) y 25 (20%). Para la preparación de las mezclas se utilizó una extrusora de doble husillo, donde se introdujeron ambos polímeros en las proporciones indicadas y posteriormente se procedió al granceado.

Las muestras de material compuesto, que fueron sometidas a análisis FTi.r. (NICOLET 510M equipado con óptica de CsI), se han preparado según tres metodologías distintas (ver tabla 1) con el fin de analizar la importancia de las interacciones entre el polímero y la fase elastomérica.

I) *Muestras inyectadas*: Estas muestras se han preparado utilizando las mezclas de PSSBS de diferentes proporciones, obtenidas por extrusión conjunta de estos dos materiales, granceado e inyección. Los espectros FTi.r. se han obtenido a partir de pastillas con 7 mg de material y 300 mg de KBr. La mezcla obtenida se ha triturado y

homogeneizado introduciéndola posteriormente en un molde y prensándola a una presión de 167 MPa. Se han denominado con la letra I.

2) *Muestras en film*: Las muestras en film corresponden a los mismos materiales utilizados en las anteriores pero preparadas en film sobre NaCl en lugar de en pastilla. La preparación de las muestras se ha llevado a cabo disolviendo 7 mg de muestra en tolueno y depositando esta disolución sobre un cristal de NaCl. Tras la evaporación del tolueno, se obtiene un film adherido a la superficie del cristal de NaCl a partir del cual se obtiene el espectro FTi.r. Son las muestras denominadas con la letra F.

3) *Muestras sólidas*: Se trata de muestras en las que se han mezclado diferentes proporciones de PS y SBS sólidos idénticos a los utilizados en la preparación de las muestras extruidas. En lugar de proceder a su calefacción y extrusión, se trituraron, homogeneizaron y se realizaron pastillas con KBr de forma análoga a las muestras extruidas. La concentración utilizada ha sido de 7 mg de material en 300 mg de KBr. Corresponden a la denominación S.

Muestras SÓLIDAS	Muestras EXTRUIDAS	Muestras en FILM	COMPOSICIÓN (% en SBS)
S-2	E-2	F-2	100 g PS + 2 g SBS (1.96%)
S-2.5	E-2.5	F-2.5	100 g PS + 2.5 g SBS (2.44%)
S-5	E-5	F-5	100 g PS + 5 g SBS (4.76%)
S-7.5	E-7.5	F-7.5	100 g PS + 7.5 g SBS (6.98%)
S-10	E-10	F-10	100 g PS + 10 g SBS (9.09%)
S-11			100 g PS + 11 g SBS (9.91%)
S-25	E-25	F-25	100 g PS + 25 g SBS (20.0%)
S-33			100 g PS + 33 g SBS (24.8%)

Tabla 1.- Código y composición de las muestras preparadas según tres metodologías distintas (mezcla sólida, extrusión y preparación en film)

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Estudiando los espectros correspondientes a las muestras preparadas, se han observado desplazamientos de los números de onda correspondientes a la máxima absorción. Las zonas espectrales en las que se han observado dichos desplazamientos se hallan en los números de onda siguientes: 698, 906 y 964 cm^{-1}. En las tablas 2, 3 y 4 se indican las frecuencias a las que han aparecido los máximos de absorción para cada composición en las tres zonas espectrales anteriormente mencionadas. Examinando los máximos de absorbancia de los espectros obtenidos, se constatan los siguientes hechos:

i) Las muestras sólidas presentan el máximo de absorbancia siempre al mismo número de onda, independientemente de la proporción de SBS.

ii) Las muestras en film presentan máximos de absorbancia a números de onda superiores, generalmente, a los de las muestras sólidas. Este fenómeno se observa con mayor claridad en las muestras con mayor contenido en SBS.

iii) Las muestras inyectadas presentan un comportamiento similar al de las muestras en film. A bajas proporciones, los máximos de absorción coinciden con los de las muestras sólidas mientras que a proporciones mayores de SBS, los máximos de absorción de las muestras extruidas tienen lugar a mayores números de onda. La diferencia fundamental entre las muestras extruidas y las muestras en film es que el desplazamiento se hace perceptible a más baja concentración en éstas últimas.

Los cambios espectrales observados son de pequeño orden de magnitud, atribuidos a fuerzas de tipo Van der Waals que producen pequeños desplazamientos en las bandas de absorción del espectro (Garton, 1992). Para advertir estos desplazamientos entre todos los espectros realizados ha sido necesario un estudio muy cuidadoso de éstos, seleccionando pequeños intervalos espectrales y confrontando espectro a espectro las similitudes y diferencias obsenadas. Todos los valores de máximos de absorción obtenidos se han comprobado realizando la segunda derivada del espectro.

Si se considera la imposibilidad de interacción en las muestras sólidas debido a que ambos polímeros se mezclan en dicho estado y que las muestras en film son las que poseen mayor capacidad de interacción por haberse disuelto conjuntamente los polímeros que componen el material compuesto, la comparación entre los resultados de las muestras extruidas con los dos tipos de muestras anteriores debe llevarnos a establecer similitudes o diferencias en cuanto a la interacción entre los polímeros estudiados.

Los máximos de absorción en las bandas de las muestras en film se hallan desplazados hacia número de onda mayores que los de las muestras sólidas. Esto puede observarse en la zona de número de onda 698.4 cm^{-1} en todas las proporciones y en las demás zonas a partir de un 7% de SBS aproximadamente. Este resultado confirma la presencia de interacciones en las muestras en film. Una vez comprobadas las muestras de referencia sólidas (no interacción) y film (interacción máxima), se compararon las muestras extruidas con éstas. Los resultados indican que las muestras extruidas se comportan de forma similar a las muestras en film. En concentraciones de SBS inferiores al 7%, las muestras se comportan como si no existiesen interacciones (no hay desplazamientos del máximo de absorción) y en concentraciones superiores aparecen desplazamientos del máximo de absorción, de forma análoga a las muestras en film, lo que equivale a existencia de interacciones. Estos resultados indican que, a pesar de ser cambios espectrales pequeños, se detecta de forma efectiva la interacción entre los materiales estudiados a concentraciones superiores al 7%. Ahora bien, el hecho de no obsenar desplazamientos a bajas concentraciones de SBS puede ser debido a que las débiles interacciones formadas junto con la baja cantidad de producto pueden producir un efecto demasiado pequeño para ser observado mediante esta técnica. Es decir, basándonos en estos datos no podemos descartar la existencia de interacciones a bajas concentraciones de SBS aunque no sean detectadas por la técnica analítica utilizada.

El estudio de materiales como el PS y el SBS desde un punto de vista espectroscópico es dificultoso debido a que se obtiene menor información que en otros casos, por la similitud de los componentes de la mezcla en lo que se refiere a su naturaleza química y consecuentemente a sus espectros IR. Por consiguiente, puede afirmarse que la técnica FTi.r. es muy sensible ya que es capaz de detectar, aunque sea en pequeña cuantía, las interacciones existentes entre moléculas de naturaleza química muy similar.

Zona espectral de número de onda de 698 cm^{-1}			
Contenido en SBS (%)	Muestras EXTRUIDAS	Muestras SÓLIDAS	Muestras en FILM
0.00	--	696.5	--
1.96	696.5	696.5	698.4
2.44	696.5	696.5	698.4
4.76	696.5	696.5	698.4
6.98	696.5	696.5	698.4
9.09	698.4	696.5	698.4
9.91	--	696.5	--
20.0	696.5	696.5	698.4
24.8	--	696.5	698.4

Tabla 2.- Números de onda correspondientes a la máxima absorción en los tres tipos de muestras (exuidas, sólidas y en film) en la zona espectral de 698 cm^{-1}

Zona espectral de número de onda de 906 cm^{-1}			
Contenido en SBS (%)	Muestras EXTRUIDAS	Muestras SÓLIDAS	Muestras en FILM
0.00	--	906	--
1.96	906	906	906
2.44	906	906	906
4.76	906	906	906
6.98	906	906	906
9.09	906	906	908
9.91	--	906	--
20.0	908	906	908
24.8	--	906	--

Tabla 3.- Números de onda correspondientes a la máxima absorción en los tres tipos de muestras (extruidas, sólidas y en film) en la zona espectral de 906 cm^{-1}

Contenido en SBS (%)	Muestras EXTRUIDAS	Muestras SÓLIDAS	Muestras en FILM
0.00	--	964.7	--
1.96	964.7	964.7	964.7
2.44	964.7	964.7	964.7
4.76	964.7	964.7	964.7
6.98	966.6	964.7	966.6
9.09	966.6	964.7	966.6
9.91	--	964.7	--
20.0	966.6	964.7	966.6
24.8	--	964.7	--

Tabla 4.- Números de onda correspondientes a la máxima absorción en los tres tipos de muestras (extruidas, sólidas y en film) en la zona espectral de 968 cm^{-1}

4.- CONCLUSIONES

Se ha demostrado que la espectrofotometría FTi.r. es una técnica adecuada para el estudio de las interacciones interfaciales en mezclas poliméricas PS/SBS. A pesar de la gran similitud química entre la matriz (PS) y el refuerzo elastomérico (SBS), la técnica FTi.r. ha logrado detectar diferencias, aunque pequeñas, entre la suma de espectros de los polímeros puros (muestras sólidas) y el espectro de la mezcla.

El éxito del presente trabajo ha estribado en la originalidad de preparación de muestras, ya que según la metodología preparativa se consigue modificar el grado de interacción

interfacial. Por un lado se han preparado muestras por mezcla en estado sólido de los dos componentes. En estas denominadas muestras "sólidas", el nivel de interacción ha de ser nulo. Por otro lado, se han preparado muestras por disolución en tolueno y posterior evaporación sobre un cristal de NaCl. En estas muestras en film, la interacción debe ser máxima debido a la gran probabilidad que existe en estado líquido de promover interacciones entre las cadenas poliméricas de los componentes de la mezcla. Por fin, en las muestras extruidas, el nivel de interacción debe encontrarse en algún lugar entre los extremos de interacción definidos por las muestras sólidas y las muestras en film.

Con el fin de evaluar la influencia del contenido en copolímero SBS en las mezclas poliméricas PS/SBS en el grado de interacción intefacial se ha estudiado el desplazamiento del máximo de absorción en determinadas zonas espectrales. Este estudio ha mostrado que las zonas de mayor sensibilidad son las que corresponden a los siguientes números de onda: 698, 906 y 964 cm^{-1}.

Al analizar los máximos de absorbancia de los espectros obtenidos, se han constatado los siguientes hechos: i) Las muestras sólidas presentan el máximo de absorbancia siempre al mismo número de onda, independientemente de la proporción de SBS, lo cual es indicativo de que no existe interacción interfacial y si existe, es tan sumamente pequeña que no es detectable. ii) Los máximos de absorción de las muestras en film se hallan desplazados hacia número de onda mayores que los de las muestras sólidas. Esto puede observarse en la zona de número de onda 698.4 cm^{-1} en todas las proporciones y en las demás zonas a partir de un 7% de SBS. Este resultado confirma la presencia de interacciones en las muestras en film. iii) Las muestras extruidas presentan, en general, un comportamiento similar al de las muestras en film. A bajas proporciones, los máximos de absorción coinciden con los de las muestras sólidas mientras que a proporciones mayores de SBS, los máximos de absorción de las muestras extruidas tienen lugar a mayores números de onda. La diferencia fundamental entre las muestras extruidas y las muestras en film es que el desplazamiento comienza a más baja concentración en éstas últimas. Los cambios espectrales observados son de pequeño orden de magnitud, atribuidos a fuerzas de tipo van der Waals que producen pequeños desplazamientos en las bandas de absorción del espectro.

5.- REFERENCIAS

1.- Pagès, P., Andrés, A. y Arnau, J., VTT Textiles and Composites Proceedings, Tampere, Finlandia, 133 (1992).
2.- Carrasco, F., Kokta, B.V., Arnau, J. y Pagès, P., Composites, **33**(2), 46-52 (1993)
3.- Coleman, M.M.y Moskala, E.J., Polymer, **24**(3), 251-257 (1983).
4.- French, R.N., Machado, J.M. y Lin-Vien, D., Polymer, **33**(4), 755-759 (1992).
5.- Fernández-Berridi, M.J., Valero, M., Martínez de Ilarduya, A., Espi, E. y Iruin, J.J., Polymer, **34**(1), 38-42 (1993).
6.- Tran-Cong, Q., Nakano, H., Okinaka, J. y Kawakuvo, R., Polymer, **35**(6), 12421247 (1994).
7.- Eastmond, G.C. y Kotonin, S.V., Polymer, **35**(4), 882-884 (1994).
8.- Callaghan, T.A., Takakuva, K., Paul, D.R. y Padwa, A.R., Polymer, **34**(18), 3796-3808(1993).
9.- Garton, A., "Infrared Spectroscopy of Polymer Blends, Composites and Surfaces", Hanser Publ., New York (1992).

OBTENCIÓN DE POLVOS COMPOSITES DE Al-5%NAl POR ALEADO MECÁNICO

Rodríguez J.A., Gallardo J.M., Herrera E.J.
Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales, Escuela S. de Ingenieros, Avda.. Reina Mercedes s/ n, 41012 Sevilla. Tfno: 95-4556897. Fax: 95-4234696

Resumen: Polvos composites de Al-5%NAl se han preparado por molienda conjunta de dichos materiales en un attritor en presencia de una cera en polvo. Superadas algunas dificultadas experimentales, el rendimiento en polvo útil conseguido, tras molienda de 10 y 24 h, respectivamente, ha sido de alrededor de un 95%. La molienda produce cambios morfológicos, de granulometría (afino) y estructurales de los polvos. En particular, la microdureza Vickers es de seis a ocho veces superior a la del aluminio de partida. Las características pulvimetalúrgicas -densidad aparente y fluidez-, no experimentan, sin embargo, cambios apreciables.

Abstract: Composite powders of Al-5 %AlN have been prepared by attrition milling of both materials in the presence of a wax. Milling times were 10 and 24 h, respectively. Serious experimental difficulties had to be overcome to get a final yield of 95% in composite powder. Milling brings about changes in powder particle shape, size (refining) and structure. Vickers microhardness, specially, is between six and eight times higher than in the starting powder. Nevertheless, PM characteristics, such as apparent density and flowability, experience no noticeable change.

1.-INTRODUCCIÓN

El aleado mecánico es un proceso de molienda de alta energía mediante el cual partículas de polvo son deformadas fuerte y repetidamente dando lugar a un aleado íntimo entre las mismas (Benjamin 1970). El aleado mecánico se ha usado, por ejemplo, para obtener aluminio endurecido por dispersión mediante molienda en presencia de un agente controlador del proceso (ACP), de forma que se establezca un equilibrio entre las tendencias a la fractura y a la soldadura de las partículas. Estos aditivos, tales como el metanol (Benjamin et al. 1977) y el negro de humo (Jangg 1975), evitan una soldadura excesiva entre las partículas metálicas y al mismo tiempo reaccionan con el aluminio, bien durante la molienda o en el tratamiento térmico posterior (desgasificado), introduciendo dispersoides adecuados (Al_2O_3, Al_4C_3) en la matriz (Singer et al. 1980). Jangg y colaboradores (Jangg et al. 1975) han experimentado también con adiciones directas al aluminio de compuestos inorgánicos (Al_2O_3, CTi, NTi), algunos de los cua-

les reaccionan durante la molienda y el desgasificado posterior con la matriz de aluminio para formar nuevos compuestos, en general, de fino tamaño.

En años recientes el aleado mecánico ha sobrepasado el simple objetivo de producir polvos metálicos composites con una fina microestructura. El proceso se ha empleado para obtener aleaciones con solubilidades ampliadas, materiales amorfos, estructuras nanocristalinas, así como para sintetizar compuestos inorgánicos (Froes et al. 1994). En realidad, se conoce desde hace tiempo que la reactividad química de los polvos puede incrementarse por molienda (Carrión et al. 1977). Importantes trabajos pioneros de investigación sobre esta temática, conocida por Mecanoquímica o Activación Mecánica, se llevaron a cabo en Alemania a principios de los años 60 (Schrader 1969, Naeser 1970).

Las propiedades de los materiales obtenidos por aleado mecánico dependen grandemente de las condiciones experimentales (tipo de molienda, energía aplicada, tipo, naturaleza y cantidad de ACP, atmósfera, etc). En este trabajo se describe la preparación de un composite de matriz metálica de aluminio, conteniendo un 5% de nitruro de aluminio, por molienda en un attritor. El compuesto inorgánico, adicionado como tal, se molió conjuntamente con el aluminio. En realidad, la idea original era la preparación de un composite con un 10% de nitruro de aluminio, pero, debido a las dificultades experimentales encontradas, se decidió su reducción a un 5 % de NAl. Una vez elegidas las condiciones de procesado, se ha estudiado el efecto de una molienda de 10 y 24 horas, respectivamente, sobre la estructura y propiedades de los polvos.

2.- MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El polvo de aluminio de partida, designado simplemente Al, fue un polvo atomizado comercial suministrado por la empresa Eckart-Werke, Fürth (Alemania). La pureza del polvo es superior al 99.5%, siendo la principal impureza un 0.15%Fe. Su tamaño de partícula es inferior a 125 µm. El polvo de NAl fue suministrado por Hermann C. Starck Berlín (Alemania), con un tamaño de grano inferior a 50 µm y un tamaño medio de partícula de 4 µm. Estos polvos fueron normalmente mezclados, junto con el ACP, en un attritor Szegvari, de Union Process, Akron, OH (EE.UU.). El ACP utilizado fue la cera en polvo Micropowder C ($H_{35}C_{17}CONHC_2H_4NHCOC_{17}H_{35}$, < 40 µm), fabricada por Hoechst, Frankfurt/M (Alemania). El attritor (Szegvari 1956) es un molino de bolas vertical, donde las bolas son agitadas por paletas giratorias. La elección de las condiciones generales de molienda se hizo en base a la experiencia previa adquirida en la preparación de aluminio aleado mecánicamente (Rodríguez et al. 1993). Los polvos composites fueron obtenidos por molienda de 10 y 24 horas, siendo designados Al-5NAl 10 y Al-5NA1 24, respectivamente.

La distribución del tamaño de partícula se midió por tamizado. Para la realización de observaciones metalográficas, los polvos, una vez empastillados, fueron desbatados, sometidos a un pulido final con alúmina y atacados con el reactivo de Keller. El examen al microscopio electrónico de barrido (SEM) se llevó a cabo con un equipo Philips XL30, dotado de dispositivo EDAX. Las medidas de microdureza Vickers, restringidas al rango de partículas mayores -del orden de 100 µm- se realizaron con un durómetro Zwick 3212 001, con carga de 0,02 kg. Cada valor es la media de 20 medidas. Las propiedades pulvimetalúrgicas, tales como la densidad aparente, de golpeo y fluidez, se determinaron empleando los métodos usuales.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los primeros ensayos de molienda se realizaron en base a la experiencia adquirida en la preparación de aluminio aleado mecánicamente (Rodríguez et al. 1993). La técnica empleada (Método A) consiste simplemente en moler durante 10 horas el aluminio mezclado con 10% de NAl y 1.5% de ACP. El polvo tratado según el método A produce solamente un 37% de polvo útil, ya que la mayor parte del polvo se adhiere fuertemente a las paredes de la vasija y de las bolas, dando lugar, además, a una verdadera torta compacta por apelmazamiento de los polvos (Tabla 1). Para mitigar la adhesión del polvo a las bolas y a las paredes de la vasija, se modificó el proceso anterior haciendo una impregnación previa de las bolas y de las paredes de la vasija, añadiendo el 1,5% de ACP previamente a la molienda, propiamente dicha, haciendo girar el conjunto durante 5 minutos a 300 rpm (Método B). El polvo procesado de esta manera no mejora su rendimiento, que queda limitado al 33 % (Tabla 1). Dado que se había observado que el polvo de NAl desprendía un cierto olor a amoníaco, y sabido que el NAl puede reaccionar con el agua desprendiendo dicho compuesto, se modificó el método anterior en el sentido de desecar el polvo de aluminio por tratamiento a 110°C durante 2 horas, como paso previo a la realización de las operaciones ligadas a la molienda. El rendimiento en polvo útil de este método C (Tabla 1) fue del 55 % . Este rendimiento es aun bajo, por lo que, para no alargar excesivamente la labor de búsqueda de un procedimiento apropiado, se decidió reducir la cantidad de NAl a sólo un 5 % . Además de disminuir el contenido de NAl, el siguiente método probado (Método D) conlleva el desecado de este compuesto a 110°C durante 4 horas y, especialmente, una premolienda del polvo de aluminio con 1.5% de ACP con el doble fin de endurecer el aluminio, para disminuir su plasticidad, e impregnar, al mismo tiempo, las bolas y paredes de la vasija; finalmente, se muele con el 5% de NAl desecado y un 0.5% de ACP adicional. El rendimiento del método D fue del 77%, lo que representa una mejora muy apreciable. El método E es similar al anterior, con la diferencia que el desecado del NAl se hizo a 200°C durante 1 hora. El rendimiento subió ligeramente al 82% (Tabla 1). Como se había observado que una gran parte del polvo quedaba remansado en el fondo de la vasija se bajó, hasta el máximo posible, el eje vertical de las paletas con el fin de que pudieran efectuar un efecto de rastrillo. Repetida la técnica del método anterior, pero con este posicionamiento del eje (Método F), el rendimiento en polvo útil fue el mismo (Tabla 1). El siguiente procedimiento ensayado parte de la observación de que las partículas de NAl, tras las 10 h de molienda, eran relativamente gruesas. Para disminuir el tamaño de particula de NAl, se procedió a una molienda previa del compuesto inorgánico con 0.5 % de ACP durante 30 minutos (la presencia del ACP en la premolienda se justifica por la acción impregnante de este lubricante); a continuación, se añade el aluminio junto con 1.5% de ACP (Método G). Con el empleo de esta técnica el rendimiento subió, inesperadamente, hasta el 91% (Tabla 1). Cabe sospechar, sin embargo, que la utilización de este método, dado el carácter altamente abrasivo del NAl, pueda originar una impurificación notable del polvo final en hierro. Por eso, se modificó el procedimiento, disminuyendo el tiempo de premolienda a 5 minutos y aumentando el contenido de ACP hasta el 1.5% en esta etapa. La adición total de ACP, en este nuevo método (Método H), se mantuvo en un 2% de ACP (Tabla 1). El rendimiento mejora hasta condiciones casi óptimas (97%). El contenido de hierro del composite obtenido por el método H es de 1.86%Fe. Por último, el método I se diferencia del anterior que se aumenta el tiempo de molienda hasta 24 horas. En estas condiciones el rendimiento del polvo es de

MÉTODO	DESECADO	PREMOLIENDA	MOLIENDA 10h, 500rpm	RENDIMIENTO, %
A	-	-	Al+10NAl+1.5ACP	37
B	-	1.5ACP 5min,300rpm	Al+10NAl	33
C	Al-10NAl 110°C,2h	1.5ACP 5min,300rpm	Al+10NAl	55
D	5NAl 110°C,4h	1.5ACP+Al 4h,500rpm	0.5ACP+5NAl	77
E	5NAl 200°C,1h	1.5ACP+Al 4h,500rpm	0.5ACP+5NAl	82
F	5NAl 200°C,1h Separar la vasija	1.5ACP+Al 4h,500rpm	0.5ACP+5NAl	82
G	-	0.5ACP+5NAl 30min,500rpm	1.5ACP+Al	91
H	-	1.5ACP+5NAl 5min,500rpm	0.5ACP+Al	97
I	-	1.5ACP+5NAl 5min,500rpm	0.5ACP+Al (24h)	93

Tabla 1.- Métodos de molienda.

93% (Tabla 1), siendo su contenido en hierro de 1.94%. El aumento del contenido de hierro hasta aproximadamente 1.9%Fe en los polvos preparados por los métodos H e I, respectivamente, puede tener un efecto endurecedor tanto si el hierro se encuentra en solución sólida o en forma de compuesto intermetálico; sin embargo, el hierro en forma de compuesto puede originar, además, una disminución de la ductilidad (Rodríguez et al. 1994, Rodríguez et al. 1995). Debido al buen rendimiento en polvo útil conseguido por los métodos H (molienda de 10 h) e I (molienda de 24 h), éstos fueron los métodos elegidos para la preparación del polvo composite.

El polvo composite obtenido por molienda de 10 horas experimenta un afino del tamaño de partícula con respecto al polvo de aluminio de partida. Esto queda ilustrado en el histograma de la figura 1, donde se representa la distribución del tamaño de partículas determinada por tamizado. Puede comprobarse en dicha figura que el polvo molido 10 horas experimenta un afino importante en el rango de partículas menores de 100 μm. El incremento del tiempo de molienda hasta 24 horas no conlleva un aumento significativo del afino de partículas, como muestra claramente el histograma de la figura 2.

La morfología del polvo se ve afectada por la molienda. El polvo de aluminio de partida es de morfología nodular. Las partículas poseen, en general, formas redondea-

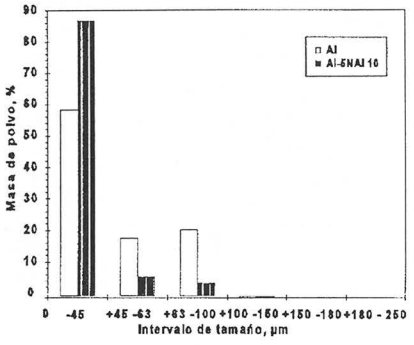


Fig. 1.- Granulometría de los polvos Al y Al-5NA1 10 en forma de intervalos.

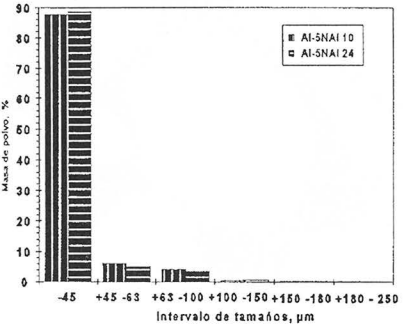


Fig. 2.- Granulometría de los polvos molidos 20 y 24 horas, respectivamente.

das y están dotadas de numerosas protuberancias (Fig. 3). El polvo molido 10 o 24 horas tiene, sin embargo, una morfología granular, sus formas son irregulares, pero relativamente equiaxiales (Fig. 4). En el polvo molido 10 horas se aprecian al SEM algunas partículas de tamaño relativamente grueso, del orden de 100 µm, resultantes de la aglomeración de partículas más pequeñas (Fig. 4).

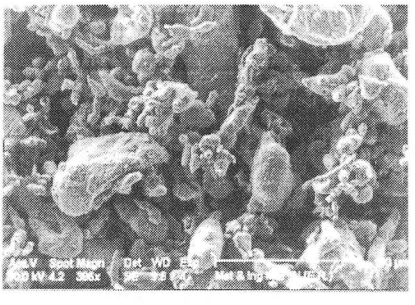


Fig. 3.- Micrografía SEM del polvo de aluminio de partida (Al)

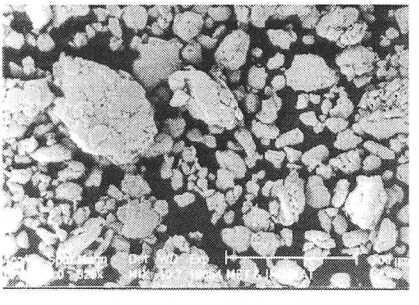


Fig. 4.- Aspecto del polvo molido durante 10 horas.

El polvo de aluminio de partida, obtenido por un proceso de atomización, muestra al microscopio óptico una típica estructura dendrítica, propia de un proceso de colada (Fig. S). La molienda destruye la estructura dendrítica, siendo sustituída por una matriz metálica homogénea, en cuyo interior se aprecian finísimas partículas de NAl y de compuestos intermetálicos de Fe-Al. En el polvo molido 10 horas, las partículas de NAl tienen un tamaño medio de alrededor de 1 µm, alcanzando algunas un tamaño máximo de 2.8 µm; en el polvo molido 24 horas las partículas de NAl son algo más finas, su tamaño medio es de 0.7 µm y su tamaño máximo de 2.3 µm. En ambos polvos, las partículas del intermetálico son algo más finas que las de NAl (Fig. 6).

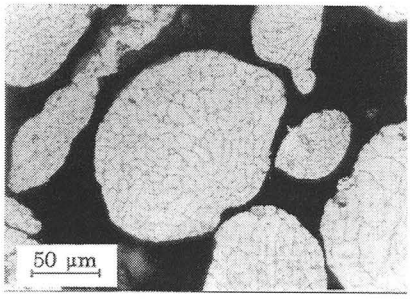


Fig. 5.- Estructura dentrítica del polvo de aluminio de partida.

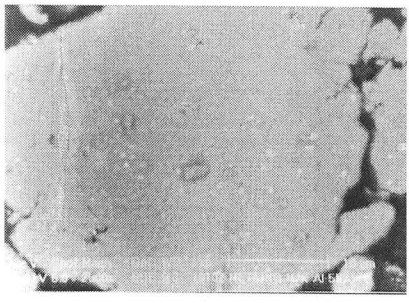


Fig. 6.- Polvo molido 10 horas, conteniendo partículas de NA1 (gris) y de un intermetálico Fe-Al (claras).

La molienda produce un fuerte endurecimiento del polvo. El polvo composite obtenido por molienda de 10 horas tiene una microdureza de 122 HV, que es más de seis veces superior a la del polvo de aluminio de partida (20 HV), mientras que el polvo molido durante 24 horas tiene una microdureza (155 HV) de casi ocho veces la del polvo original (Tabla 2). Este endurecimiento, y la diferencia producida por los tiempos de molienda, puede explicarse por el reforzamiento debido a la presencia del 5%NAl y al mayor afino de las partículas de este compuesto conseguido a las 24 horas de molienda; pero, el más importante efecto endurecedor se debe probablemente al afino de grano metalúrgico y al endurecimiento por dispersión provocado por partículas submicroscópicas de Al_2O_3 y Al_4C_3 (Rodríguez et al. 1995).

POLVO	HV0.02, kg/cm^2	d_0, g/cm^3	d_g, g/cm^3	Fluidez, s/50g
Al	23	1.0	1.5	NO
Al-5NAl 10	122	1.1	1.5	NO
Al-5NAl 24	155	1.1	1.5	NO

Tabla 2.- Características del polvo de aluminio original y de los molidos.

Las propiedades pulvimetalúrgicas -densidad aparente (d_0) densidad aparente de golpeo (d_g) y fluidez- del polvo de aluminio inicial y de los polvos molidos durante 10 y 24 horas, respectivamente, aparecen en la tabla 2. No se observa ninguna variación importante de estas propiedades por efecto de la molienda.

5.- REFERENCIAS

1.- Benjamin, J.S., *Dispersion Strengthened Superalloys by Mechanical Alloying, Met. Trans.*, **1**, pp 2943-2951, 1970.

2.- Benjamin, J.S., *Dispersion Strengthened Aluminum Made by Mechanical Alloying, Met. Trans.*, **8A**, pp 1301-1305, 1977.
3.- Carrión, J., Criado, J.M., Herrera, E.J. & Torres, C., *Some Observations on the Chemical Reactivity of Nickel Powder Mechanically Treated by Grinding*, in Reactivity of Solids, (Ed. J. Wood et al.), pp 267-272, Plenum Press, New York, 1977.
4.- Froes, F.H. & Suryanarayana, C., *Mechanical Alloying Research broadens its Shape, Metal Powder Report*, **49** (1), pp 14-18, 1994.
5.- Jangg, G., Kutner F. & Korb, G., *Herstellung und Eigenschaften von Dispersions-gehärteten Aluminium, Aluminium*, **51**, pp 641-645, 1975.
6.- Naeser, G., *Mechanical Activation of Solid Materials and it's Technological Significance, Int. J. Powder Metall.*, **6**(2), pp J1-J9, 1970.
7.- Rodríguez, J.A., Gallardo, J.M. & Herrera, E.J., *Consolidation of Mechanically Alloyed Aluminium by Double Cold Pressing and Sintering*, in Advances in Materials and Processing Technologies, (Ed. M.S.J. Hashmi), pp 241-249, Dublin City University, Dublin, 1993.
8.- Rodríguez, J.A., Gallardo, J.M. & Herrera, E.J., *Structure and Properties of Attrition-Milled Aluminium Powder*, (Trabajo enviado para su publicación a la revista J. Mater. Sci.,1995).
9.- Schrader, R., *Mechanochemie und ihre technische Anwendung, Die Technik*, **24** (2), pp 88-96, 1969.
10.-Singer, R.F., Oliver, W.C. & Nix, W.D., *Identification of Dispersoid Phases Created in Aluminum During Mechanical Alloying, Met. Trans*, **IIA**, pp 1895-1901, 1980.
11.-Szegvari, A., U.S. Patent No. 2,764,359 Sept. 25, 1956.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la C.I.C.Y.T. a través del proyecto de investigación MAT92-0711.

COMPOSITES DE POLIÉSTER REFORZADOS CON PIZARRAS

Rodríguez, Mª A.[1], Rubio, F.[2], Rubio, J.[2], Liso, M.J.[1], Oteo, J.L.[2]

[1] Área de Mineralogía. Facultad de Ciencias. Universidad de Extremadura. Avda. de Elvas s/n. 06071 Badajoz. Tfno: 924-289360. Fax: 924-276181

[2] Dto. M. Fisicoquímicos. I.C.V. (CSIC). Carret. Valencia Km. 24.3. 28500 Arganda del Rey (Madrid).Tfno:91-8711800. Fax: 91-8755005

Resumen: En este trabajo se han preparado materiales compuestos a base de resina de poliéster y partículas de pizarra tratadas superficialmente mediante procesos de organofilización (con agentes de acoplamiento γ-APS y γ-MPS) y lixiviación ácida. Posteriormente, en los materiales compuestos obtenidos se midieron las propiedades mecánicas de flexión, compresión e impacto, tratando de relacionar las propiedades fisicoquímicas de la superficie con las propiedades mecánicas del composite comparando los resultados obtenidos del composite reforzado con los de la pizarra sin tratar.

Abstrat: In this work we have prepared composites using a polyester resin and surface modified slates. The modification was by silanes coupling agents, γ-APS and γ-MPS, and by aqueous acid leaching. Later, the mechanical properties of the composite materials where those related with flexural, compression and impact tests. Finally, we have compared the results of composites obtained using non modified slates.

1.- INTRODUCCIÓN.

Los residuos que ocasionan las industrias de rocas ornamentales como consecuencia del propio procesado (corte y pulido) a que se someten estos materiales, se acumulan en las canteras y alrededores, ensucian el paisaje e incluso pueden dar lugar a contaminación por arrastres meteóricos. Estas escombreras no recuperables y, hoy por hoy no utilizadas, pueden emplearse como carga reforzante en matrices poliméricas orgánicas con el fin de obtener materiales compuestos (composites) orientados a la obtención de piedra artificial.

Para evitar las incompatibilidades que se generan al unir constituyentes de distinta naturaleza química (pizarra y matriz orgánica) se ha de modificar previamente la superficie de la pizarra. La modificación superficial se puede realizar mediante procesos de organofilización y lixiviación ácida. La organofilización se lleva a cabo mediante el empleo de dos agentes de acoplamiento, γ-APS y γ-MPS, compuestos híbridos orgánico-inorgánicos, que actúan mejorando la resistencia a la interfase pizarra-matriz a la

hidrólisis (Ishida et. al. 1983, Culler et. al. 1984). El proceso de lixiviación (extracción de componentes de la superficie del refuerzo) aumenta la rugosidad y provoca un incremento de hidroxilos superficiales. En el primer caso, aumenta la adhesión puesto que hay más puntos de contacto (adhesión física), y en el segundo, la posibilidad de formación de nuevos enlaces dan lugar a una mayor unión (adhesión química).

En este trabajo se ha estudiado la obtención de materiales compuestos a base de resina de poliéster y particulas de pizarra tratadas superficialmente mediante los dos procesos comentados anteriormente.

La caracterización fisicoquímica se realizó mediante adsorción de N_2 a 77K y mediante cromatografía inversa de gases a dilucción infinita (Shultz, 1987). La caracterización mecánica de los composites se llevó a cabo mediante ensayos de flexión, compresión e impacto.

2.- EXPERIMENTAL.

La muestra de pizarra utilizada en este trabajo procede de una cantera situada en Villar del Rey (Badajoz).

Al no existir referencias bibliográficas sobre modificación superficial de pizarras, las condiciones óptimas de los procesos de organofilización y lixiviación (concentración, temperatura y tiempo de reacción) se determinaron experimentalmente (Rodríguez, 1995). La organofilización se realizó a t=1, 3, 5 y 10 minutos, [C]= 0.5, 1, 3 y 5% en peso de silano y T^a= 25, 35 y 50°C, y la lixiviación, a t=2, 5, 10, 30, 90 minutos y 24 horas, 50°C y pH= 1, 2 y 3.

Para la determinación de la superficie específica se han utilizado las isotermas de adsorción de N_2 utilizando el método dinámico (Nelsen y Eggertsen, 1958).

El estudio energético interfacial se llevó a cabo mediante la adsorción isoterma de vapores orgánicos tanto polares como no polares (n-alcanos, benceno, cloroformo, dietiléter, tetrahidrofurano, acetona y acetato de etilo), obteniéndose las distintas variables termodinámicas (ΔG, ΔH, ΔS), las cuales dan información sobre la superficie.

Las interacciones no específicas producidas entre el adsorbente y el adsorbato (componente dispersiva de London, γ_S^D) se calcularon segun el método propuesto por Dorris y Gray en 1980, mientras que las interacciones específicas (Isp) se calcularon mediante el método propuesto por Saint Flour y Papirer en 1983, a partir de las cuales fue posible determinar y semicuantificar la naturaleza ácido-base de la superficie.

La preparación de los materiales compuestos se realizó por dispersión aleatoria de las particulas de pizarra original, organofilizadas y lixiviadas en una resina de poliéster al 50% en peso. Las propiedades mecánicas (flexión, compresión, impacto) de los materiales compuestos se determinaron siguiendo las normas UNE.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Para comprobar la adsorción de los agentes de acoplamiento sobre la superficie de la pizarra se emplearon diversas técnicas experimentales; espectroscopía IR, análisis térmico diferencial y determinación de superficie específica. En el caso del γ-APS, y dada la escasa reacción de este silano con sólidos de baja superficie específi-

ca, la espectroscopía IR no permitió apreciar cambios significativos; sin embargo, en los termogramas ATD de las muestras organofilizadas aparecen picos exotérmicos a 250 y 770°C correspondientes a las combustiones del silano (figura 1).

En el caso del γ-MPS, la espectroscopía IR resultó una técnica muy útil para estudiar el grado de modificación superficial, pudiéndose incluso realizar un análisis cuantitativo del proceso de organofilización, mediante un estudio exhaustivo (utilizando la deconvolución gaussiana) de la evolución de las bandas a 1720 y 1700 cm^{-1}, asignadas al grupo carbonilo libre o unido por puentes de hidrógeno a otros hidroxilos o moléculas de agua, respectivamente. Estas bandas aumentan con la concentración de silano indicando mayor cantidad de γ-MPS unida por o sin puentes de hidrógeno (figura 2).

La disminución de la superficie específica de 5.9 m^2/g en la pizarra original hasta 1.7 y 0.2 m^2/g en las organofilizadas con y-APS y y-MPS respectivamente, demuestra que estos silanos se adsorben sobre la superficie y tapan sus poros.

Tras la lixiviación se comprobó que la extracción de SiO_2, Fe_2O_3, Al_2O_3, MgO, CaO, Na_2O y K_2O, aumenta con el tiempo y acidez del medio (Rodríguez et. al. 1995).

Para realizar la caracterización superficial se eligió una muestra representativa de cada tratamiento: pizarras organofilizadas a la menor temperatura y concentración (25°C y 0.5 % en peso) y a un tiempo de reacción de 3 minutos, y pizarra lixiviada al máximo tiempo (24 h) y medio más ácido (pH= 1).

La caracterización superficial se realizó teniendo en cuenta los tipos de interacciones (física y química) que tienen lugar entre el refuerzo (pizarra) y la matriz (poliéster).

Las interacciones físicas (dependientes de la superficie específica, porosidad y rugosidad superficial) se cuantificaron mediante la adsorción de N_2 a 77 K. Debido a los bajos valores de superficie específica que presentan estas muestras, sólo conseguimos medir la pizarra original y la lixiviada.

Las isotermas de adsorción de N_2 son de tipo IV para ambas muestras (figura 3), características de sólidos porosos. Se puede decir que la porosidad de ambas es similar, ya que la inflexión en la curva de desorción tiene lugar alrededor de una presión parcial de 0.5. Los valores de la superficie especifica de estas muestras se pueden obtener aplicando la ecuación de BET (Lowell, 1977) en el rango de presiones $0.05 \leq P/Po \leq 0.35$. La pizarra original presenta un valor de superficie específica mayor (2.6 m^2/g) que la lixiviada (2.0 m^2/g) debido a la eliminación de poros durante el proceso de lixiviación.

Las interacciones químicas (dependientes de la energía superficial del refuerzo) se determinaron mediante cromatografía inversa de gases a recubrimiento cero, donde se cumple la ley de Henry.

A partir de la variación de la energía libre de n-alcanos de distinto tamaño molecular y utilizando la ecuación de Dorris y Gray (1980) se determinó la componente dispersiva de la energía superficial (γ_S^D). El descenso de la componente de London de 140 mJm^{-2} en la pizarra original hasta valores de 111 y 29 mJm^{-2} para las modificadas con γ-APS y γ-MPS respectivamente, indican que estos silanos recubren los centros activos y los poros de la superficie, impidiendo así mayores interacciones con las moléculas orgánicas e indicando el carácter orgánico de las nuevas superficies. La elevada energía superficial de la muestra lixiviada (269 mJm^{-2}) es debida a la gran energía que poseen los hidroxilos libres de la moscovita.

Las interacciones específicas se calcularon mediante la inyección de vapores pola-

res. Los vapores básicos y anfóteros interaccionaron fuertemente con la superficie de la pizarra, mientras que los vapores ácidos mostraron cierta repulsión, indicando que la superficie de estas pizarras tienen carácter ácido. En la tabla 1 se muestran las constantes ácida y básica de la superficie, comprobándose el carácter más ácido que básico de la pizarra original, tal y como corresponde a un compuesto inorgánico que posee sílice, alúmina e hidroxilos libres (moscovita), carácter que permanece tras los tratamientos de modificación.

	Piz. original	Piz. con γ-APS	Piz. con γ-MPS	Piz. lixiviada
KA	7.4	2.3	3.6	0.2
KB	2.2	1.7	2.6	0.1
$\gamma_s^p(mJm^{-2})$	140.02	111.32	29.02	269.34
$S_E(m^2/g)$	5.9	1.7	0.2	5.21

Tabla 1.- Constantes superficiales de la pizarra original y de las modificadas.

En la tabla 2 se presentan los resultados obtenidos en la caracterización mecánica de los materiales compuestos obtenidos a partir de pizarra modificada y sin modificar. Todos los tratamientos de modificación efectuados a las pizarras (organofilización y lixiviación ácida) mejoran las propiedades de flexión respecto a la muestra sin modificar y a la pizarra original tal y como era de esperar dados los valores de la componente de London encontrados. Los datos obtenidos de la resistencia al impacto y compresión, evidencian una vez más la mejora de las propiedades mecánicas en materiales sometidos a estas modificaciones superficiales.

Muestra	Flexión (MPa)	Compresión (MPa)	Impacto (cm)
Pizarra original	32.70	24	40
Mat. Comp. Piza.	33.53	137	50
Mat. Comp. γ-APS	31.87	134	39
Mat. Comp. γ-MPS	47.30	167	50
Mat. Comp. Lixiv.	37.85	87	45

Tabla 2.- Propiedades mecánicas de los composites obtenidos.

A la vista de esta clara mejora en cuanto a propiedades físicas, los materiales compuestos obtenidos en este trabajo son aptos para su utilización en diversos revestimientos de interior (baldosas, peldaños de escaleras, etc.) y diversos objetos

decorativos debido al vistoso aspecto estético que presentan, así como sustitutos de otros plásticos en carcasas externas de televisores, ordenadores, teléfonos, etc., y variados objetos moldeados (juguetes, botellas, interruptores, etc.), abaratando de esta forma el producto final.

4.- CONCLUSIONES.

1.- La organofilización de las pizarras con los dos agentes de acoplamiento se llevan a cabo por adsorción física, llegando a polimerizar sobre la superficie. Mediante deconvolución espectral se ha comprobado que la adsorción del γ-MPS tiene lugar tanto a través de grupos Si-OH como del grupo carbonilo (C=O).

2.- Los silanos γ-APS y γ-MPS recubren los centros activos y poros (micro y mesoporos) de la superficie, lo que demuestra el carácter orgánico de las nuevas superficies creadas.

3.- Tanto la superficie de la pizarra original como las modificadas poseen carácter ácido.

4.- Los procesos de modificación superficial (organofilización y lixiviación) mejoran las propiedades mecánicas de los materiales compuestos obtenidos.

5.- REFERENCIAS.

1.- Culler, S.R., Ishida,H., Koenig, J.L. *Nondestructive Ft-IR Sampling Technique to Study Glass Fiber Composite Interfaces. Applied Spectroscopy*, **38**,1, pp 1, 1984.

2.- Dorris, G.M., Gray, D.G., *J. Coll. Interf. Sci.*, **77**, pp 353, 1980.

3.- Ishida, H ., Miller, J . D. *Substrate effects on the Chemisorbed and Physisorbed layers of methacryl silane modified particulate fillers. 38th Anual Conference Reinforced Plastic.*, 1983.

4.- Lowell, S. *Introduction to powder surface area.* Ed. John Wiley & Sons., 1979.

5.- Nelsen, F.M., Eggertsen, F.T. *Determination of surface area. Adsorption measurement by a continous flow method. Anal. Chem.*, 30, 8, pp 1357, 1958.

6.- Rodríguez González, Mª A. *Aprovechamiento de residuos de pizarras para su utilización en materiales compuestos. Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias. Universidad de Extremadura*, 1995.

7.- Rodríguez, Mª A., Rubio, F., Rubio, J., Liso, M.J., Oteo, J.L. *Lixiviación de pizarras para su utilización como cargas en resinas de poliéster. Bol. Soc. Esp. Cer. Vidrio*, **34**, 1, pp 19, 1995.

8.- Saint Flour, C., Papirer, E. *Gas-Solid Chromatography: A Quick Method of Estimating Surface Free Energy Variations Induced by the treatment of short Glass Fibers. J. Colloid Interf. Sci.*, **91**, 1, pp 69, 1983.

9.- Shultz, J. *The role of the interface in carbon fibre-epoxy composites. J. Adhesion*, **23**, pp 45, 1987.

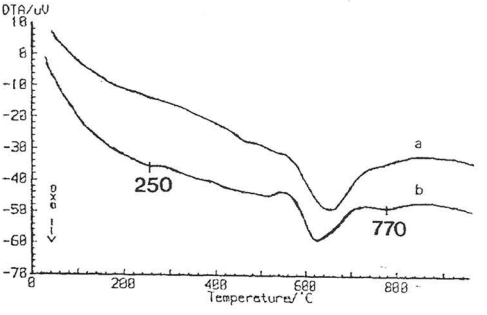


Figura 1.- Termogramas ATD: a) Pizarra original. b) Organofilizada con γ-APS

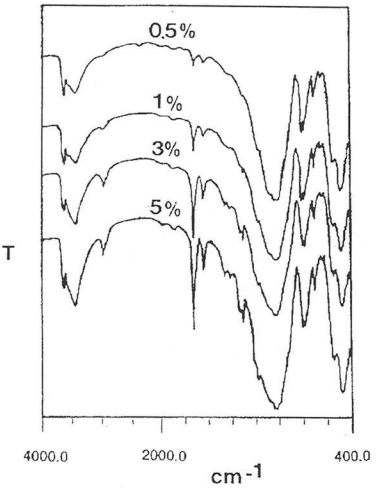


Figura 2.- Espectros IR de pizarras organofilizadas con γ-MPS a diversas concentraciones.

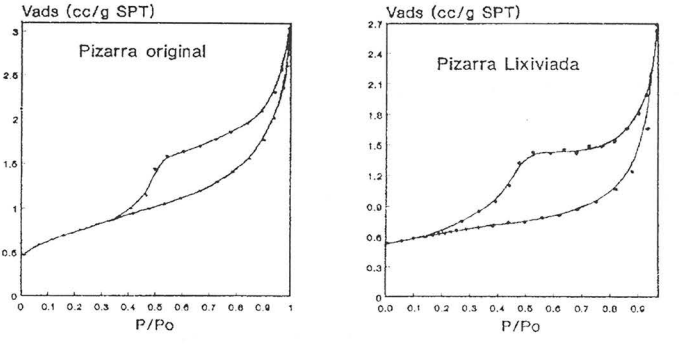


Figura 3.- Isotermas de adsorción-desorción de N_2.

OBTENCION DE PERFILES POR PULTRUSIÓN. OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO-PRESTACIONES-COSTE.

Sarrionandia M.A; Etxebarria J.E.; Castillo G.
Lab. Materiales Composites. Mondragón Eskola Politeknikoa.
Loramendi, 4. 20500 Mondragón. Tfno: 943-794700. Fax: 943-791536

Resumen: La utilización de cargas es una práctica habitual para disminuir el precio de los perfiles de pultrusión. El problema estriba en determinar el máximo porcentaje de cargas para obtener unas propiedades y un acabado aceptable. En este artículo se muestran curvas límites de procesabilidad que permiten obtener la relación óptima fibra-carga. Ahora bien, el coste de materias primas sólo es uno de los que influyen en el precio final. La influencia de los diferentes costes en cada tipo de perfil se puede determinar mediante una hoja de cálculo. Por último, se presenta una metodología de diseño de mezcla para la optimización del ciclo térmico, a fin de ajustar la polimerización a la velocidad de tiro y longitud del molde.

Abstract: The use of fillers is a current practice to decrease the prize of pultrusion profiles. The problem consists in determining the maximum percentage of fillers to obtain acceptable properties and finish. In this paper, manufacturing limit curves for optimum fiber-filler ratio selection are shown. Raw materials cost is only a part of the total cost. The influence of the different costs in each type of profile can be determined with a spreadsheet. Finally, a mixture designing methodology for the optimisation of the thermal cycle is presented. This metodology takes into account the pulling speed and the length of the die.

1.- INTRODUCCIÓN.

La pultrusión es un proceso que permite el conformado en continuo de perfiles de sección constante y de gran variedad de formas. Las materias primas utilizadas son: resinas, fibras continuas y cargas.

El proceso consiste en tirar de las fibras impregnadas en resina a través de una hilera o molde, donde se produce la polimerización de la resina, dando lugar a la producción de perfiles con la misma forma que la cavidad de la hilera.

Se trata de un proceso automatizado, que permite elevados porcentajes de fibra en los perfiles, elevadas cadencias y un aseguramiento de la calidad constante.

El proceso de pultrusión permite procesar la mayor parte de las fibras, asi como resinas termoplásticas y termoendurecibles de baja viscosidad.

M.E.P ha diseñado y construido una máquina de pultrusión (Patente n°90/02867) cuyas prestaciones son:

-Velocidad máxima de tracción ..... 3 m/min.
-Fuerza máxima de tracción ..... 3000 Kg.
-Longitud máxima de la hilera ..... 1200 mm.
-Tamaño máximo del perfil (h x b) ..... 100 x 400 mm.

Esta máquina consta de los siguientes módulos:

-Almacén de fibra.
-Sistema de impregnación.
-Molde hilera.
-Módulo de tracción.
-Módulo de corte.

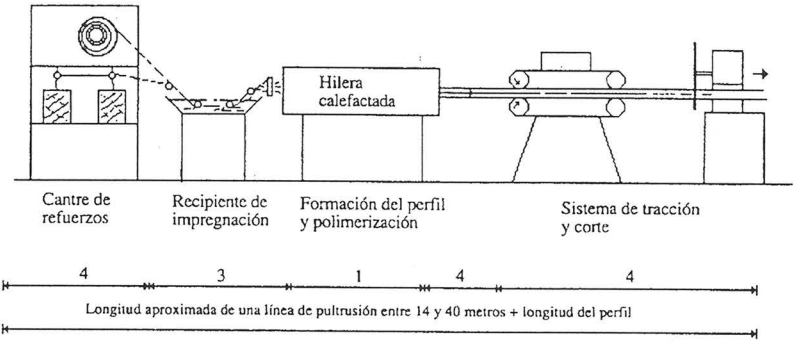


Figura 1.- Esquema de máquina de pultrusión.

Las variables sobre las que se puede actuar a la hora de fabricar un perfil son: velocidad de tiro, temperatura del molde hilera, composición de la matriz y sistema catalítico. Estas variables van a afectar directamente tanto sobre las propiedades como sobre el coste de los perfiles.

2.- DISEÑO DE BOQUILLA DE INYECCION.

La impregnación se puede realizar de dos formas:

-Bañera abierta.
-Boquilla de inyección.

El sistema tradicionalmente utilizado es el de bañera abierta, presentando los siguientes inconvenientes:

-Emisión de estireno. Este hecho provoca por un lado la variación de la composición de la resina, afectando a su reticulación y por otro aumenta el estireno en el aire creando problemas de contaminación ambiental.

-Variación de la composición de la mezcla por el decantado de las cargas.

-Problemas de manipulación y limpieza de las bañeras.

Con el fin de evitar estos problemas se ha diseñado una boquilla de inyección para obtener varilla de 10 mm de diámetro.

Inicialmente se diseñó una boquilla en la que la resina se inyectaba a presión en dirección perpendicular al avance de la fibra (figura 2). Este sistema presentaba el problema de que al realizarse la impregnación del exterior hacia el interior, a velocidades de tiro superiores a 400 mm/min, la fibra situada en el interior quedaba sin impregnar correctamente.

Para evitar este problema se procedió a inyectar la resina en la dirección del tiro (figura 3), mejorando la impregnación de la fibra hasta velocidades de 800 mm/min. Este sistema presenta el inconveniente de hacer más laboriosa la operación de introducción de los hilos.

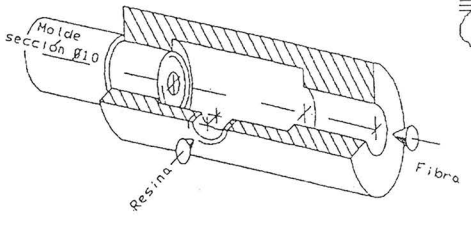


Figura 2.- Boquilla inyección.

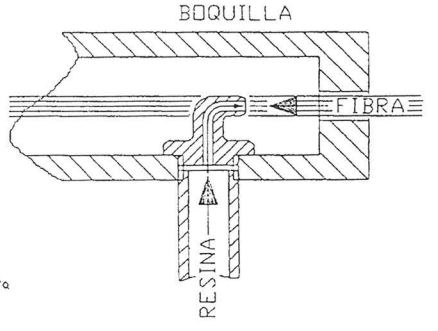


Figura 3.- Impregnación dirección fibra.

Las relaciones entre la velocidad de tiro y la impregnación de la fibra descritas son válidas para secciones totales de fibra < 250 mm^2.

En el caso de secciones mayores de fibra resulta necesario separar las mismas dentro de la boquilla. Con este fin se introdujo en la misma una preforma (figura 4).

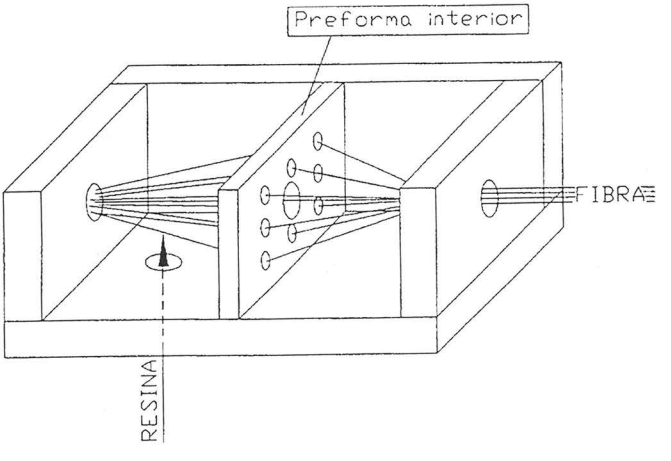


Figura 4.- Boquilla con preforma.

3.- DISEÑO DE LA MEZCLA. OPIIMIZACIÓN DEL CICLO TÉRMICO.

A fin de obtener buenas propiedades mecánicas asi como un buen acabado superficial es necesario que la polimerización se produzca con un gradiente de temperatura y una temperatura de pico exotérmico lo más bajo posible.

Se ha analizado cómo afecta al ciclo térmico, el porcentaje de catalizador y el de cargas.

3.1.-Influencia del porcentaje de catalizador.

Una vez elegido el catalizador a utilizar (peróxidos orgánicos) hemos estudiado la influencia de su porcentaje sobre el ciclo térmico. Se ha procedido a realizar el test SPI (UNE 53-304-75) modificado para tener en cuenta las temperaturas de transformación.

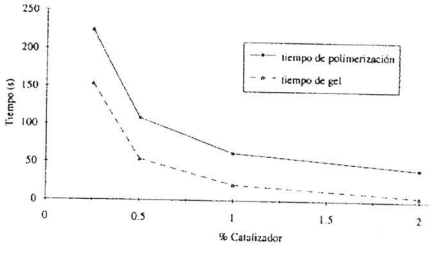


Figura 5.

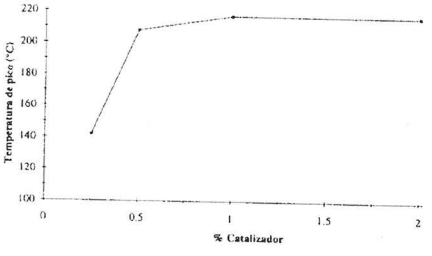


Figura 6.

En las figuras 5 y 6 se pueden observar los resultados obtenidos para cuatro porcentajes de catalización diferentes:

-El aumento de porcentaje de catalización disminuye el tiempo de gel asi como el de polimerización, aumentando la temperatura del pico exotérmico.

-A partir de un cierto porcentaje de catalizador dichos valores tienden a estabilizarse asintóticamente.

Estudios realizados por (Herbert Engelen, 1990) han mostrado que adiciones superiores a 0,075 % de oxígeno activo a la resina no aceleran la reticulación de forma notoria.

Pruebas de pultrusión realizadas para un gradiente de temperatura en el moldehilera y diferentes porcentajes de catalizador (Herbert Engelen, 1990) han mostrado que si la polimerización se produce hacia el comienzo de la hilera las fuerzas necesarias para procesar la placa son muy elevadas (provocada por el aumento de las fuerzas de rozamiento) y el acabado superficial es deficiente. Para mantener una producción elevada y asegurar el calibrado del perfil el pico exotérmico debe producirse a un 75% de la longitud de la hilera.

3.2.-Influencia de las cargas.

Las cargas análizadas son el carbonato cálcico y la mica. Para ver la influencia de éstas se han realizado mezclas con diferentes porcentajes, obteniendose los siguientes resultados figuras 7 y 8:

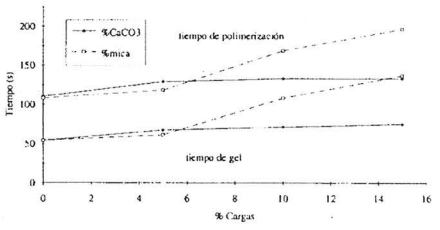


Figura 7.

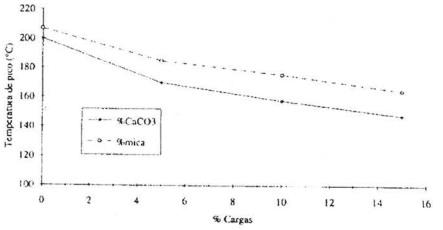


Figura 8.

-Tanto la mica como el carbonato cálcico aumentan el tiempo de polimerización y el tiempo de gel, disminuyendo la temperatura del pico exotérmico. Por tanto, este tipo de cargas retardan la reticulación.

Por tanto para conseguir que para una velocidad de transformación, y para una mezcla resina-cargas determinada, la polimerización se produzca a un 75 % de la longitud del molde y con temperatura de pico baja, diseñamos la mezcla con la adición de varios catalizadores, que se activen a distintas temperaturas.

3.3.-Diseño de la mezcla.

El diseño de la mezcla se realizará mediante un test SPI modificado. El proceso a seguir es el siguiente:

1.- Se fija un valor de velocidad de tiro en función de la complejidad del perfil.

2.- Se determina el tiempo de polimerización para que a esa velocidad obtengamos el pico exotérmico al 75% de la longitud de la hilera.

3.- Teniendo en cuenta que el máximo porcentaje efectivo de oxigeno activo es de 0,075% se calculan los porcentajes de cada catalizador. Se ensayan varias combinaciones de peróxidos (que se activan a diferentes temperaturas) con el fin de obtener el tiempo de polimerización deseado y picos exotérmicos lo mas bajos posibles.

La puesta a punto del método de diseño de la mezcla mostrado nos ha permitido obtener una sustancial mejora del acabado superficial y una considerable reducción de la fuerza de tiro.

4.- CURVAS LÍMITE DE PROCESABILIDAD.

Económicamente resulta ventajoso sustituir la fibra por cargas. Ahora bien, éstas afectan tanto a las propiedades mecánicas como al aspecto superficial. Para disminuir el precio de las materias primas, es necesario determinar el porcentaje máximo de cargas compatible con las propiedades deseadas así como con un aspecto superficial aceptable. Con este fin, se ha puesto a punto la siguiente metodología:

Fijando una cantidad de carga, se varía el número de hilos introducido. El mínimo vendrá fijado por la falta de llenado del molde-hilera, lo que se traduce en un aspecto superficial malo. El número de hilos máximo esta limitado por un excesivo llenado del molde que implica una fuerza de tiro elevada, mala impregnación, ...

La cantidad máxima de carga está limitada por la viscosidad a la cual la fibra no se impregna correctamente. A partir de la experiencia de transformadores, se ha medido la

viscosidad de matrices con los máximos porcentajes de carga utilizados, obteniéndose que la máxima viscosidad a la que se transforma es de 25 poises. Una vez obtenidos los perfiles se analiza su comportamiento a flexión.

A partir de estos ensayos se ha comenzado a trazar, para cada propiedad deseada, las curvas límite de procesabilidad (figura 9). En ellas se van dibujando las curvas % fibra - propiedad, para diferentes porcentajes de carga.

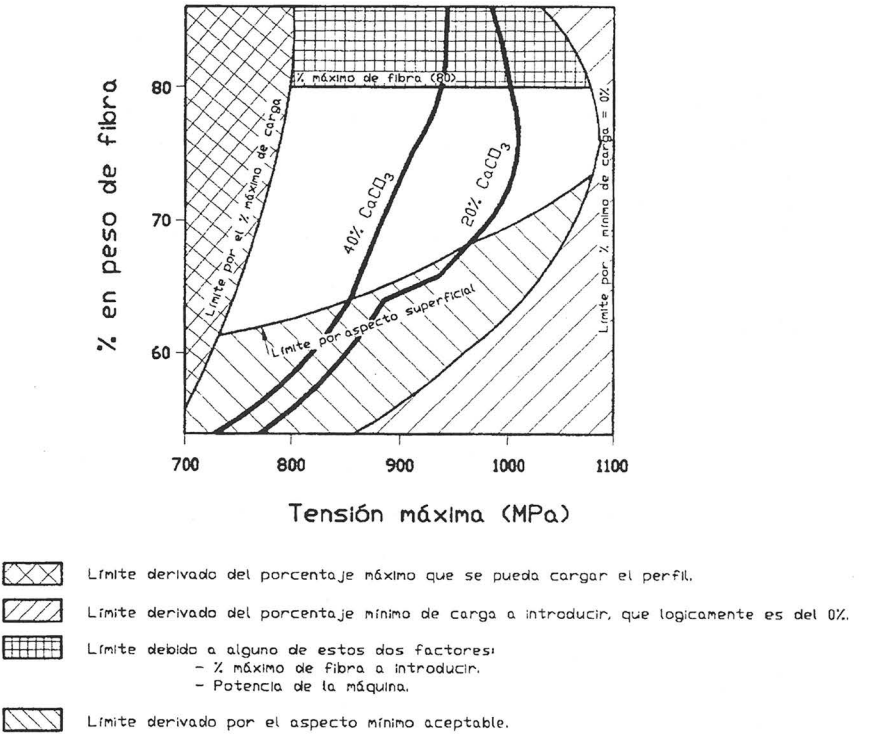


Figura 9. Curvas límite de procesabilidad.

Su utilización es simple, a partir de un valor mínimo de la propiedad deseada, se obtienen las diferentes combinaciones % fibra - % carga.

5.- FACTORES QUE INFLUYEN EN EL PRECIO DE UN PERFIL.

Existen numerosos factores que afectan al precio de un perfil de pultrusión:
-materias primas: fibra, cargas, catalizadores, aditivos, termoplásticos, etc.
-costes de producción: equipamiento, utillajes, moldes, mano de obra,etc.

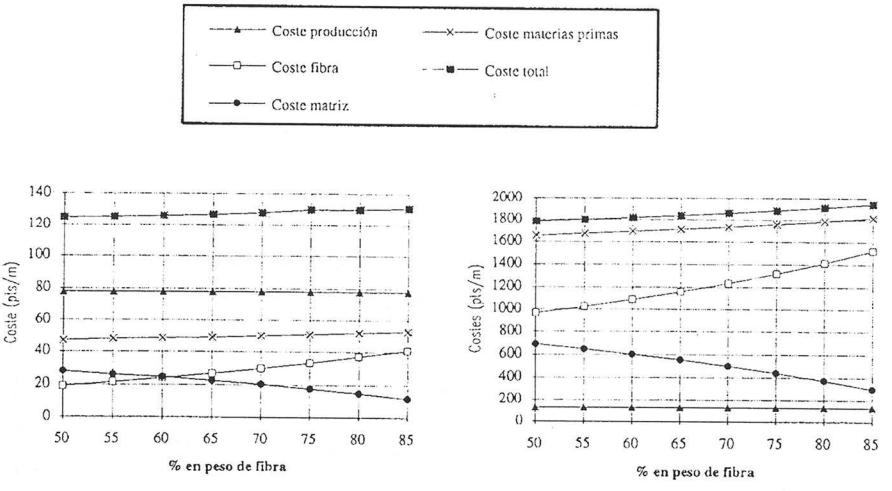
Además muchos de estos factores están correlados. Por tanto para poder realizar un análisis de costes y poder determinar los factores que más influyen en el coste final del perfil resulta interesante disponer de hojas de cálculo que permitan hacer rápidamente un estudio de sensibilidad. En este sentido se ha desarrollado una hoja de cálculo que permite realizar este estudio. En la figura 10 se puede ver tanto el módulo de entrada de datos, como el módulo de salida.

DATOS DE ENTRADA			
DATOS DEL PERFIL		DATOS MATRIZ	
Seccion (cm2)	0.90	RESINA	
DATOS FIBRA		A-228	
ROVING		CARGA	Cantidad en 100
Nombre del roving	4800	CO3Ca	20
%PESO	65	TERMOPLASTICO	Cantidad (%)
		LP-10	20
TEJIDO		COSTE MOLDE	
Nombre del Tejido	868	Coste molde y utillajes (pts)	200000
Nº capas	0	DATOS DE PRODUCCION	
Ancho banda medio (cr	0.00	Tirada (m)	10000
MAT		Velocidad de tiro (m/min)	1.00
Nombre del Mat	450	Horas de preparacion de la	5
Nº capas	0		
Ancho banda medio(cr	0.00		

DATOS SALIDA			
DATOS PERFIL		COSTE M. PRIMA	pts/m de perfi
PESO PERFIL (kg/	0.18	COSTE TOTAL FIBRA	26.67
DENSIDAD PERFIL	1.96	COSTE TOTAL MATRIZ	22.44
nº HILOS PERFIL	22	COSTE TOTAL M.PRIMA	49.11
PRECIO DE VENTA		COSTE M. OBRA + MOLDE	73.64
(pts/m de perfil)	147.29	COSTE TOTAL PERFIL	122.74
(pts/ kg de perfil)	835.93		

Figura 10. Módulos de entrada y salida de la hoja de cálculo PULCOS.XLS

Así por ejemplo se puede ver (figura 11), la influencia de cada uno de los costes sobre el precio total para dos tipos de perfil diferentes.



a) Perfil simple pequeño, roving. b) Perfil complejo, grande roving+tejidos

Figura 11.- Costes de un perfil.

6.- BIBLIOGRAFÍA.

1.- *Composites*. Engineered Materials Handbook Vol. 1. ASM International. 1987.
2.- Engelen H., *Quality assurance and optimum processing achieved by on-line process control. Composites*, **5**, pp. 8-19, 1990.
3.- Gay D., *Matériaux composites*. Ed. Hermes, 1991.
4.- Manera A., Massot J.J., Morel G., *Manuel de calcul des composites verre-résine*. Ed. Pluralis, 1988.
5.- Meyer R.W., *Handbook of pultrusion technology*. Ed. Chapman and Hall, 1985.

IV.- COMPORTAMIENTO

CARACTERIZACIÓN A FRACTURA DEL PEI REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO UNIDIRECCIONAL, ENVEJECIDO EN CÁMARA DE NIEBLA SALINA

Arguelles Amado A.; Viña Olay J.A.; Viña Olay I.; Fernández Canteli A.
Dpto. Construcción e ingeniería de fabricación. E.T.S. Ingenieros Industriales e I. Informáticos de Gijón
Ctra. de Castiello s/n. Campus de Viesques. 33204 Gijón. Tfno: 98-5182052. Fax: 98-5182160

Resumen: En el presente trabajo se analiza el comportamiento a fractura de un compuesto de matriz termoplástica reforzado con fibra de vidrio unidireccional bajo tratamiento estándar y sometido a un proceso de envejecimiento acelerado, para diferentes relaciones de la geometría de la probeta, longitud de las entallas y tiempos de exposición.

Abstract: This work analyzes the fracture behaviour of a composite made up of thermoplastic matrix reinforced by unidirectional glass fibre, both under a standard treatment and after being submitted to an accelerated ageing process. Different rates of the specimen geometry, notch lengths and exposure times have been considered as main parameters in this study.

1.- INTRODUCCIÓN.

Uno de los aspectos más importantes en la caracterización de un material ante fenómenos de fatiga es el análisis de su comportamiento ante la presencia de entallas o fisuras. El fallo de muchos elementos estructurales está asociado a un deficiente conocimiento de su comportamiento ante fenómenos de este tipo, por lo que en los últimos tiempos se han realizado grandes esfuerzos en profundizar en el conocimiento a fractura de los materiales compuestos. Aunque hasta el momento se han analizado con bastante profundidad compuestos con fibras cortas aleatoriamente distribuidas (Low et. al. 1992), con fibras continuas y orientadas en una dirección, prácticamente no se ha llevado a cabo ninguna investigación experimental (Brandsky et. al. 1993), (Tohgo et. al. 1993) debido a la gran complejidad de los mecanismos de rotura asociados a este tipo de laminados.

Se presenta aquí el análisis de la tenacidad a fractura de un compuesto formado por una matriz a base de una resina termoplástica de altas prestaciones, comercializada por General Electric, con denominación comercial PEI (Polyetherimid) reforzada unidireccionalmente con fibra de vidrio tipo "E", con una fracción volumétrica del 50%. Para ello se analizó su comportamiento en condiciones estándar o sometido a ambientes corrosivos y se estudia la influencia de diferentes dimensiones de las probetas

y de las longitudes de entalla sobre la tenacidad a fractura. Ante la inexistencia de modelos válidos para este tipo de materiales, se han empleado las expresiones existentes, válidas para materiales isótropos.

2.- MATERIAL Y PROCESO DE DAÑO.

Se ha partido de un compuesto en forma de preimpregnado conformándose el material a ensayar por apilamiento de sucesivas capas, todas ellas con la fibra alineada en la misma dirección, y posterior curado en prensa de platos calientes "POLYSTAT 300S" con el ciclo de presión y temperatura recomendado por el fabricante del polímero. Con el fin de analizar su comportamiento en función de las dimensiones del elemento se fabrican cuatro espesores diferentes: 4, 6, 8 y 9 mm, para lo que se tomarán 15, 20, 25 y 30 capas respectivamente. Una vez realizadas las planchas se obtuvieron las probetas por corte, mediante disco de diamante a baja velocidad en una fresadora universal.

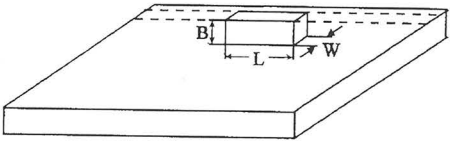


Figura 1.- Proceso de obtención de probetas.

Para la realización de los ensayos se fabricaron probetas de tipo flexión de longitud 55 mm y ancho de 10 mm, ajustando la otra dimensión en función del espesor de la plancha. Una vez cortadas las probetas, se procedió a la mecanización de la entalla, mediante disco de diamante de 25 mm de diámetro y 0,5 mm de espesor. Seleccionándose profundidades de: 3, 5 y 6 mm.

El proceso de daño consistió en someter grupos de diez probetas a un ambiente húmedo y corrosivo en cámara de niebla salina "OMI" con tiempos de permanencia de 1, 4, 16, 25 y 36 días a una temperatura de 39°C, humedad relativa del 95% y una solución del 5% de cloruro de sodio, calidad "pa" en agua desmineralizada, de acuerdo a la norma ASTM 117.

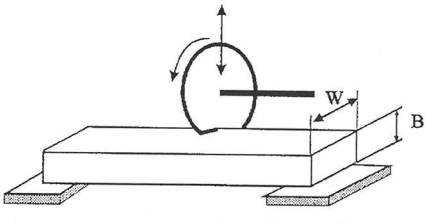


Figura 2.- Preparación de entallas.

3.- METODOLOGÍA.

Los ensayos fueron precedidos de una caracterización estática en la que se determino el módulo de elasticidad, límite elástico y la tensión de rotura del compuesto. Adicionalmente se determinó la tenacidad a fractura, tanto para el material sin deteriorar como para el material sometido a envejecimiento acelerado, para diferentes espesores y diferentes longitudes de entalla. Para lo cuál se admitió como válida la norma ASTM E399, aplicable a materiales metálicos, dada la no existencia de una norma específica para este tipo de material. Todos los ensayos se realizaron en una máquina dinámica de ensayos "MTS 810.22" de 100kN de capacidad de carga. El esquema general del plan de ensayos queda reflejado en la figura 3.

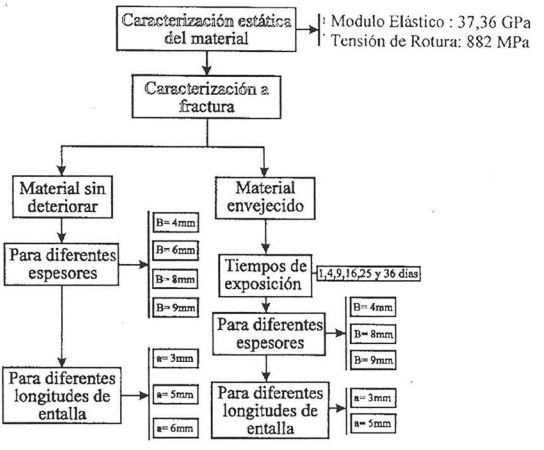


Figura 3.- Metodología de trabajo

4.- RESULTADOS DE LOS ENSAYOS.

Los resultados de este trabajo relativos, tanto al material en condiciones estándar, como para el sometido a proceso de daño aparecen recogidos en las tablas 1 y 2.

Espesor "B" (mm)	Longitud de la entalla "a" (mm)	Media K_{Ic} ($Pa.m^{1/2}$)
4	3	30,3
6	3	32,5
8	3	33,3
9	3	27,5
4	5	29,79
8	5	32,4
9	5	31,4
4	6	27,87

Tabla 1.- Resultados del material sin deteriorar.

Espesor "B" (mm)	Tiempo de exposición (días)	Longitud de la entalla "a" (mm)	Media K_{Ic} ($MPa.m^{1/2}$)
6	4	3	34,01
6	16	3	34,07
6	36	3	37
8	4	3	38,06
8	16	3	39,04
8	36	3	39
9	1	3	36,1
9	4	3	40,5
9	9	3	37,7
9	16	3	43,5
9	25	3	36,9
9	36	3	41
9	1	5	35,3
9	4	5	38,1
9	9	5	34,9
9	16	5	39
9	25	5	36,5
9	36	5	36,5

Tabla 2.- Resultados material envejecido.

5.- ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.

En la presente experimentación se trató de relacionar:

a) la influencia de la longitud de la entalla sobre la tenacidad a fractura, para distintas secciones de probetas.

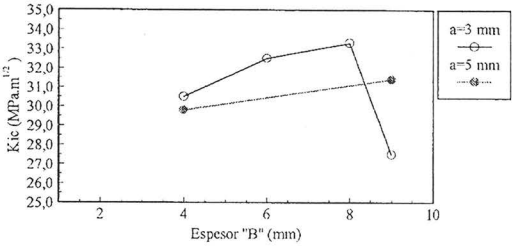


Figura 4.- Relación entre tenacidad a fractura y espesor de probeta

Se observa que para una longitud de fisura de 3 mm. se produce un ligero aumento de la tenacidad a fractura, a medida que aumenta el espesor, para posteriormente decrecer, mientras que para profundidad de entalla de 5 mm la tenacidad aumenta con el espesor, no experimentando caída alguna en la tenacidad, al menos en el rango de espesores estudiado. Este comportamiento, en parte contradictorio, podría deberse a los espesores de probeta relativamente pequeños, que inducen a pensar que nos encontramos en una zona de transición de tensión plana a deformación plana. Dado que aplicando la limitación de la norma, la deformación plana en materiales isotrópos sólo se garantiza para espesores mayores de 5.5 mm. Por otra parte, se hace notar que para longitudes de entalla de 5 mm. no hay información disponible de los espesores 6 y 8 mm, por lo que cabe la posibilidad de que el comportamiento sea similar al obtenido para 3 mm.

b) La variación de la tenacidad a fractura para diferentes longitudes de entalla y para idénticas dimensiones del espesor de las probetas.

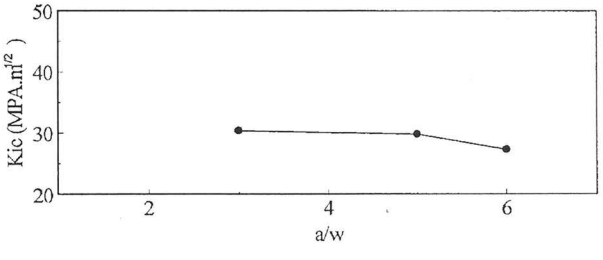


Figura 5.- Variación de K_{Ic} con la dimensión de la entalla (para B=4 mm)

Analizando la representación gráfica de los resultados experimentales se aprecia una pequeña influencia del tamaño de la grieta en el valor de la tenacidad a fractura, disminuyendo ligeramente a medida que aumenta la longitud de la entalla.

c) Las dimensiones de las probetas y los tiempos de exposición en cámara para longitudes idénticas de entalla.

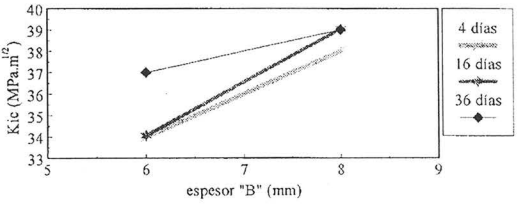


Figura 6.- Variación de K_{Ic} con el espesor y el tiempo de exposición

Para todos los tiempos de exposición la tenacidad a fractura del compuesto aumenta con el espesor de probeta, o lo que es lo mismo, aumenta con el volumen del material tal como ocurre con los materiales metálicos, para los cuales es aplicable la norma empleada en la determinación del factor de intensidad de tensiones.

d) Para diferentes longitudes de entalla (3 y 5 mm), iguales dimensiones de probeta, cuando varía el tiempo de exposición en cámara.

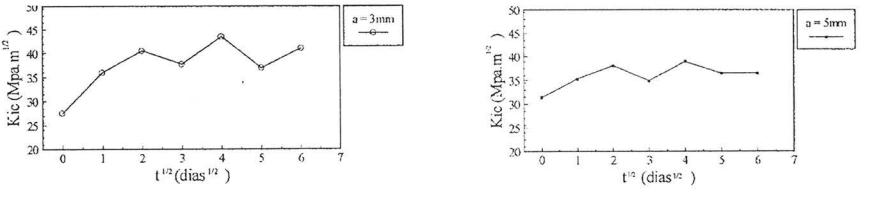


Figura 7.- Variación de la tenacidad a fractura con el tiempo de exposición

En las gráficas se observa un ligero aumento de la tenacidad con el tiempo de exposición, sobre todo en los primeros días, para luego mantenerse casi constante. El pequeño aumento inicial podría deberse a que el material de partida no se encontrase perfectamente curado, habiendo contribuído a un posterior curado, el tiempo de permanencia en la cámara a 39°C. Asimismo, en cada uno de los tiempos de exposición, se comprueba el supuesto obtenido anteriormente en el sentido de que la tenacidad a fractura disminuye con la longitud de la entalla.

6.- CONCLUSIONES

Las conclusiones más relevantes que se derivan de este trabajo, pueden resumirse en tres:

-La tenacidad a fractura de un material compuesto reforzado con fibras continuas unidireccionales, con una entalla en dirección perpendicular a las fibras aumenta lige-

ramente a medida que lo hace el volumen del material, tanto para el caso de aumento del ancho de la probeta como de disminución de la longitud de la entalla.

-Para el material sometido a períodos diferentes de envejecimiento acelerado, el valor de la tenacidad a fractura del compuesto, aumenta a medida con el espesor de la probeta, como en el material inalterado.

-Al someter al material compuesto a diferentes períodos de envejecimiento, la tenacidad a fractura aumenta ligeramente en los primeros días de exposición, para posteriormente mantenerse prácticamente constante e independiente de los tiempos de exposición.

7.- REFERENCIAS

1.- Bradsky G., Chivers R.A., Crick A. and Tumer R.M., *Interlaminar Fracture Toughness of a range of Continuos Fibre PEEK Composites*, Composites Science and technology, Vol. 47 pp 75-81,1993.

2.- Kim J., Baillie C., Poh, J., and Mai Y., *Fracture Toughness of CFRP with Modified Epoxy Resin Matrices*, Composites Science and Technology, Vol. 43 pp 283-297, 1992.

3.- Low I., Mai Y., and Bandyopadhayaay S., *Effects of temperature and Rate on Fracture Toughness of Short-Alumina-Fibre-Reinforced Epoxies*, Composites Science and Technology, Vol. 43 pp 3-12,1992.

4.- Tohgo K., Wang A. and Chou T., A *Criterion for Splitting Crack Initiation in Unidirectional Fiber-Reinforced Composites*, Journal of Composite Materials, Vol 27, pp 1054-1076,1993.

8.- AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo se ha desarrollado dentro del proyecto de investigación DF 94/224-1 financiado por la Universidad de Oviedo.

PROPIEDADES MECÁNICAS DE MATERIALES COMPUESTOS DE POLIETILENO/CELULOSA SOMETIDOS A CONDICIONES CLIMÁTICAS DRÁSTICAS

Carrasco, F.[1]; Pagés, P.[2]

[1] Departamento de Ingeniería Química, Agraria y Tenología Agroalimentaria Universidad de Girona. Av. Lluís Santaló, 17071 Girona. Tfno.: (972) 4184 00. Fax: (972) 4183 99

[2] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica Universidad Politécnica de Cataluña c/ Colom, 11, 08222 Terrassa. Tfno.: (93) 739 8152. Fax: (93) 739 8101

Resumen: Se ha estudiado la variación de las propiedades mecánicas (i.e. resistencia a la tracción, módulo de elasticidad y energía de impacto) de materiales compuestos de polietileno y fibras de celulosa, tras ser expuestos a condiciones climáticas drásticas durante períodos variables de tiempo. Se ha analizado igualmente el efecto de la utilización de agentes de unión.

Abstract: The variation of mechanical properties (tensile strength, tensile modulus and impact energy) of polyethylene/wood fibre composites due to weathering ageing for variable time of exposure was analyzed. The influence of using coupling agents was also considered.

1.- INTRODUCCIÓN

Las fibras celulósicas ofrecen numerosas ventajas, tales como su bajo costo económico, especialmente si provienen de residuos lignocelulósicos, e interesantes propiedades físicas (baja densidad y relación L/D deseable). A pesar de estas peculiares características, su uso en la fabricación de materiales compuestos está limitada debido a las siguientes razones (Galli, 1982): 1) Lábil adhesión entre las fibras hidrófilas y el polímero hidrófobo. 2) Posibilidad de degradación térmica de las fibras celulósicas a alta temperatura 3) Alto carácter higroscópico de las fibras. La mayoría de estos problemas puede solventarse modificando la superficie de las fibras mediante agentes de unión adecuados que favorezcan la adhesión de las fibras a la matriz, traduciéndose en una mejora de las propiedades mecánicas (Dalvag et al., 1985; Raj et al., 1989; Woodhams et al., 1984; Xanthos, 1983). En el presente trabajo de investigación hemos examinado el efecto de las condiciones climáticas sobre las propiedades mecánicas de distintos materiales compuestos, con y sin agente de unión. La temperatura ambiental ha correspondido al riguroso invierno canadiense, variando de +6 a -28°C. El tiempo de exposición de las muestras ha sido de 0 a 90 días. Los agentes de unión utilizados han sido compuestos orgánicos, tales como el epoleno C-18 y el silano A-174. El material compuesto fabricado sin ningún agente de unión ha constituido el material de referencia frente al cual se han comparado los materiales compuestos conteniendo agentes de unión.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

El polímero utilizado ha sido el polietileno de alta densidad, HDPE 2909 de Du Pont Canada (índice de fluidez=1.35 g/min y densidad=960 kg/m^3) Las fibras celulósicas empleadas han sido fibras cortas de álamo temblón (*Populus tremula*), cuya relación longitud diámetro es L/D=8.7. Los agentes de unión usados para mejorar la estabilidad hidrolítica de la interfase han sido el maleato de etileno (i.e. epoleno C-18, de Eastman Kodak) y el γ-metacriloxi-propil-trimetoxi silano (i.e. silano A-174, de Union Carbide).

Para la fabricación de los materiales compuestos, se pretrataron en primer lugar las fibras celulósicas con el agente de unión (epoleno o silano) en un rodillo mezclador C.W. Brabender N°065, antes de proceder a su dispersión en la matriz polimérica. El mismo procedimiento fue seguido, esta vez sin agente de unión, para obtener el material compuesto de referencia.

Se obtuvieron muestras en forma de alterio (ASTM D-638, tipo V) mediante compresión en una prensa de laboratorio Carver. Las muestras fueron prensadas a 150°C y 3.2 MPa durante 20 min, tras lo cual se enfriaron lentamente hasta la temperatura ambiente. Estas muestras de material compuesto fueron expuestas al exterior durante varios periodos de tiempo: 0, 15, 30, 60 y 90 días, tras lo cual se mantuvieron a una temperatura de 20°C durante 20 min, antes de proceder a la medición de las propiedades mecánicas. Para cada serie de ensayos, se analizaron seis muestras según el método estándar ASTM D-638. Las pruebas de tracción se efectuaron en un analizador Instron 2412005 (carga máxima=500 N, velocidad del cabezal=10 mm/min) y las pruebas de impacto, en un analizador TMI 43-01. La variación de resultados para cada una de las series estudiadas resultó ser inferior al 6%.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los materiales compuestos fueron expuestos a condiciones de un frío riguroso, habiéndose registrado un máximo de temperaturas máximas de 6°C y un mínimo de temperaturas mínimas, de -28°C. Al cabo de 90 días (tiempo máximo de envejecimiento al que se sometieron los materiales), el valor medio de la temperatura mínima diaria osciló entre -13 y -15°C, mientras que el valor medio de la temperatura máxima diaria varió entre -5 y -6°C. Por otro lado, ha de tenerse también en cuenta que existió una gran variación de temperatura a lo largo de cada día (figura 1), lo cual ocasiona una importante fatiga térmica.

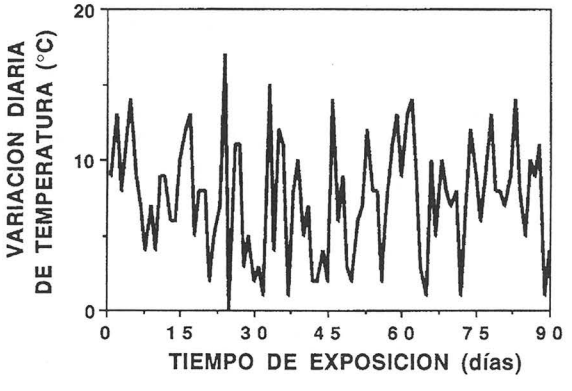


Figura 1.- Variación máxima de temperatura para cada día del periodo de exposición de los materiales al exterior.

La humedad absorbida por las muestras es variable según el tipo de material expuesto. En el HDPE no se detecta absorción de agua, debido a su naturaleza hidrófoba. Ahora bien, todas las muestras que contienen fibras celulósicas, ya hayan sido pretratadas o no con agentes de unión, absorben cantidades variables de agua. El material compuesto que más agua retiene es el de referencia, es decir, el fabricado con fibras no pretratadas con agente de unión. Los valores de absorción de agua al cabo de 90 días son los siguientes: material de referencia: 1.8%, material pretratado con epoleno: 1.2% y material pretratado con silano: 0.7%. Es evidente que el pretratamiento de las fibras celulósicas con silano A-174 protege al material compuesto contra la absorción de agua, lo cual implica un mejora de la estabilidad hidrolítica de la interfase y por consiguiente, disminuye la capacidad de alteración del material compuesto frente a la humedad atmosférica. Cabe resaltar que la humedad absorbida por cualesquiera de las muestras de material compuesto es netamente inferior a la que podrían absorber las fibras celulósicas a temperatura ambiente. En el peor de los casos (muestra de referencia), la absorción de humedad de la muestra es del 1.8%, lo cual implica que se han absorbido 4.5 g de agua por 100 g de fibras celulósicas (recuérdese que el material compuesto contiene un 40% de fibras y que el HDPE no absorbe agua). Este valor es ostensiblemente inferior a la humedad de saturación, que es del orden del 20-25% para una gran cantidad de especies (Parham, 1983). Este fenómeno se debe principalmente a tres factores: 1) La matriz de polímero produce un efecto barrera que impide la entrada de H_2O. 2) Los enlaces polímero-fibra bloquean los grupos hidroxilo de las fibras. 3) La existencia de temperaturas bajo cero provoca la congelación del agua absorbida en las paredes celulares de la fibra, lo cual restringe la capacidad de hinchamiento de la misma.

La figura 2 muestra la variación de la resistencia a la tracción sufrida por los tres materiales compuestos (referencia, pretratamiento con epoleno y pretratamiento con silano) al someterlos a la intemperie durante 90 días (máximo periodo de tiempo estudiado). En todos los casos se observa una disminución de esta propiedad mecánica, como consecuencia del envejecimiento de las muestras. El material de referencia y el pretratado con epoleno son los que más se degradan, ya que la resistencia a la tracción disminuye entre el 15 y 25%. Cabe, además, resaltar que el pretratamiento con silano es doblemente benéfico, ya que consigue aumentar sobremanera la resistencia y se degrada menos (7%). Estudios anteriores han demostrado que la resistencia a la tracción de polimeros reforzados con fibras cortas depende fundamentalmente del enlace polimero-fibras en la interfase (Bigg, 1987; Raj et al., 1990). Por este motivo, la capacidad del agente de unión para producir un buen enlace en la interfase es un claro indicador de su eficacia. Las excelentes propiedades que se han obtenido al pretratar las fibras con silano debe atribuirse a la estabilidad hidrolítica debida a la formación de enlaces oxano (Si-O-fibra) en la interfase fibra-matriz termoplástica. El pretratamiento con epoleno no conduce a tan buenos resultados, ya que la naturaleza hidrofílica del enlace carboxílico lo hace más sensible a la absorción de agua (como ya se ha demostrado anteriormente), lo cual disminuye la adhesividad entre la matriz y el refuerzo.

La figura 3 muestra la variación del módulo de elasticidad sufrida por los tres materiales compuestos (referencia, pretratamiento con epoleno y pretratamiento con silano) al someterlos a la intemperie durante 90 días (máximo periodo de tiempo estudiado). En todos los casos se observa una disminución de esta propiedad mecánica, como consecuencia del envejecimiento de las muestras. Ahora bien, en las muestras envejecidas si que tiene importancia la presencia o ausencia de agente de unión. El módulo de elasticidad del material de referencia disminuye un 25%, mientras que dicha propiedad

se decrementa un 15% cuando se utiliza epoleno y un 10%, al pretratar las fibras con silano. Este fenómeno puede explicarse teniendo en cuenta que las fibras poseen diferente capacidad de absorción de agua según hayan sido pretratadas o no con un agente de unión. En efecto, ya ha sido demostrado que la acumulación de humedad en las fibras provoca su hinchamiento, lo cual se traduce en una disminución del módulo de elasticidad (Mckenzie y Yuritta, 1979). En estado seco, existe un fuerte enlace de hidrógeno entre las cadenas de celulosa. Al absorber humedad, puede surgir una deformación en las fibras, al quedar plastificadas por el agua, lo cual se manifiesta macroscópicamente como una disminución del módulo de elasticidad.

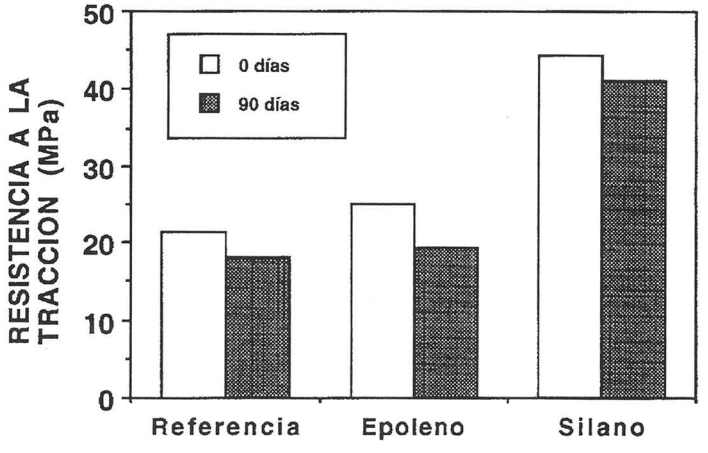


Figura 2.- Efecto del envejecimiento (tras 90 días de exposición al exterior) sobre la resistencia a la tracción.

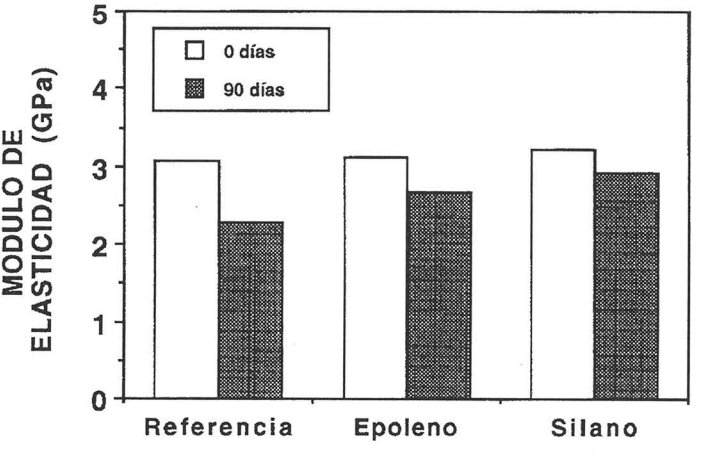


Figura 3.- Efecto del envejecimiento (tras 90 días de exposición al exterior) sobre el módulo de elastilidad.

La figura 4 muestra la variación de la energía de impacto sufrida por los tres materiales compuestos (referencia, pretratamiento con epoleno y pretratamiento con silano) al someterlos a la intemperie durante 90 días (máximo período de tiempo estudiado). En todos los casos se observa una disminución de esta propiedad mecánica, como consecuencia del envejecimiento de las muestras. Ahora bien, la ausencia o presencia de agente de unión así como la naturaleza de éste influye en la magnitud de la degradación. La energia de impacto del material de referencia y del material pretratado con epoleno disminuye entre un 35 y 40% mientras que la energía de impacto del material pretratado con silano acusa un decremento mucho menor, del orden del 8%. Este fenómeno puede explicarse teniendo en cuenta que la distinta capacidad de absorción de agua. El material compuesto cuyas fibras han sido pretratadas con silano absorbe poca agua, con lo cual la disminución de la adhesividad entre el HDPE y las fibras es menor. Por otro lado, ha de tenerse en cuenta que el pretratamiento con silano produce un notable aumento de la energía de impacto con respecto al material no pretratado y al pretratado con epoleno.

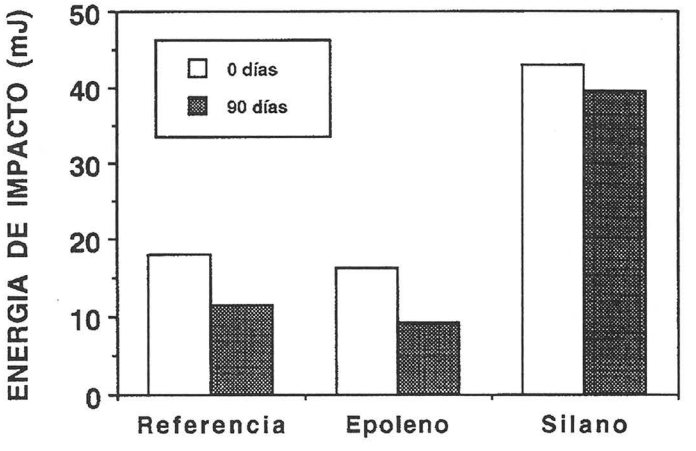


Figura 4.- Efecto del envejecimiento (tras 90 días de exposición al exterior) sobre la energía de impacto.

4.- CONCLUSIONES

La combinación de la matriz de HDPE con el refuerzo de fibras celulósicas pretratadas adecuadamente con silano A-174 ha dado como resultado un material compuesto de propiedades únicas y, en general, superiores a las que posee cada componente por separado. El refuerzo puede obtenerse de los residuos industriales de madera de álamo, lo cual redunda en favor del aspecto ecológico y de conservación de los recursos naturales. El pretratamiento del refuerzo con silano produce una buena unión con la matriz, mientras que el pretratamiento con epoleno conduce a resultados más modestos. En el caso del refuerzo sin pretratar, la unión es deficiente.

El material compuesto, con el refuerzo pretratado con silano, posee una resistencia

a la tracción y un módulo de elasticidad superiores a los de la matriz sin reforzar, debido al anclaje químico que produce el agente de unión entre la matriz y el refuerzo, y a que disminuye la capacidad de absorción de humedad del refuerzo. Cuando la unión es aceptable (silano), la disminución de la energía de impacto es menor, ya que posibilita una buena transmisión de esfuerzos de la matriz al refuerzo.

El aspecto más sobresaliente del material compuesto fabricado estriba en su comportamiento frente a las condiciones de exposición medioambiental que se han descrito. Obsérvese que la pérdida de las propiedades mecánicas ensayadas (i.e. resistencia a la tracción, módulo de elasticidad y energía de impacto) es mucho menor cuando se utiliza un refuerzo celulósico pretratado y, en especial, cuando dicho pretratamiento se realiza con silano A-174. Al cabo de 90 días de exposición puede colegirse que todas las propiedades ensayadas son superiores en el material compuesto reforzado con fibras pretratadas con silano A-174, debido a la inhibición de los fenómenos degradativos inducida por el refuerzo así pretratado.

5. REFERENCIAS

1.- Bigg, D.M., *Polymer Composites*, **8**(2), 115 (1987).
2.- Dalvag, H., Klason, C. y Stromvall, H.E., *Internati. J. Polym Mater.*, **11**, 9 (1985).
3.- Galli, E., *Plastics Compounding*, **5**, 105 (1982).
4.- Mckenzie, A.W. y Yuritta, J.P., *Appita*, **32**(6), 460 (1979).
5.- Parham, R.A., Pulp and Paper Manufacture. Vol.l, Ed. M.J. Kocurek y C.F.B. Stevens, The Joint Textbook Committee of the Paper Industry of USA and Canada, pp. 46-54 (1983).
6.- Raj, R.G., Maldas, D., Kokta, B.V. y C. Daneault, *J. Appl. Polym. Sci.*, **37**, 1089 (1989).
7.- Raj, R.G., Kokta, B.V. y Daneault, C., *Intern. J. Polym. Mater.*, **14**, 223 (1990).
8.- Woodhams, R.T., Thomas, G. y Rogers, D.K., *Polym. Eng. Sci.*, **24**, 1166 (1984).
9.- Xanthos, M., *Plast. Rubber Proc. Appl.*, **3**(3), 223 (1983).

EFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE POLIAMIDAS REFORZADAS Y DE ACETALES

Casado J.A.; Polanco J.A.; Gutiérrez-Solana F.; de la Guerra R. y Ruiz Ocejo J.
Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales. E.T.S. Ing. de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria.
Avenida de los Castros, s/n. 39005 Santander. Tfno: 942-201819. Fax: 942-201818

Resumen: Este artículo estudia el comportamiento mecánico de los materiales poliméricos de uso frecuente en piezas de sujeción de vía de ferrocarril en función de la velocidad de solicitación, para, conjuntamente con análisis fractográficos, tratar de identificar el régimen de solicitación sobre estos materiales en las piezas y establecer criterios selectivos de los mismos frente a problemas de impacto.

Abstract: This paper studies the mechanical behavior of the most commonly used polymeric materials in railway fastening parts as a function of the demand velocity and together with fractographic studies, attempts to identify the demand regime suffered by the parts for establishing velocity-dependent material selective criteria.

1.- INTRODUCCIÓN.

La Red Nacional de Ferrocarriles Españoles (RENFE) tiene instaladas en sus líneas principales más de 10 millones de traviesas tipo RS, o bibloque, formadas por dos dados de hormigón unidos entre sí por una riostra metálica. El anclaje del carril a dicho tipo de traviesa se realiza utilizando habitualmente el sistema de sujeción J2, cuyo conjunto se detalla en la Figura 1. Las piezas aislantes desempeñan un papel esencial en la sujección ya que han de mantener el ancho de vía transmitiendo a la traviesa los

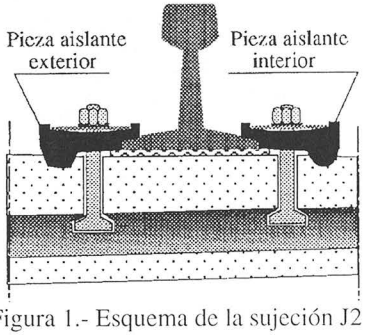


Figura 1.- Esquema de la sujeción J2

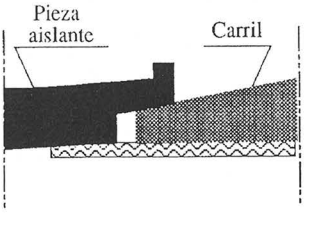


Figura 2.- Detalle de la sujeción J2

esfuerzos originados en el carril por la circulación de los trenes. Estas piezas presentan una transición brusca de sección en la zona donde sujetan al patín, como puede apreciarse en la Figura 2, definiendo un ángulo en torno al cual se concentran las tensiones, originando un punto estructuralmente débil. Con independencia de los materiales utilizados, sean polimeros reforzados o no, se han detectado roturas de las piezas exteriores que sujetan el carril, en la zona crítica mencionada. El origen de estas roturas hay que buscarlo en las acciones a las que está sometida la pieza, debidas a los movimientos relativos del carril respecto a la traviesa principalmente. El análisis de dichas roturas y su posible prevención requiere el estudio de las solicitaciones inducidas en las piezas aislantes y la capacidad del material empleado en las mismas para resistirlas.

Se ha comprobado (Casado et al, 1992) que la rotura o deterioro de las piezas aislantes se debe a fenómenos de fatiga o impacto, sufridos a lo largo de su normal funcionamiento. Los fallos por fatiga se producen a un número de ciclos elevado donde a la acción fluctuante repetitiva de cargas ha de añadirse el correspondiente efecto del aumento de la temperatura intrínseca del material polimérico. El cúmulo de ambos factores provoca la generación de fisuras que se propagan en la zona del cambio de sección de la pieza aislante en contacto con el carril, debilitándose gradualmente la resistencia y funcionalidad de la pieza. Los fallos por impacto son tan catastróficos como inesperados y se deben a los bruscos desplazamientos transversales del carril con respecto de la traviesa según el eje longitudinal de la vía. Estos desplazamientos suceden en los tramos rectos ocasionados por el efecto del "movimiento de lazo" y en los curvos se originan por el efecto de la fuerza centrífuga que inducen los vehículos sobre el rail.

Las roturas producidas en servicio por fatiga se asemejan, en su morfología, con aquellas obtenidas en ensayos de laboratorio bajo cargas cíclicas para la homologación de las piezas. Sin embargo, ha sido necesario desarrollar un ensayo de laboratorio (Casado et al. 1.994) para obtener la morfología de las roturas inesperadas que se producen con mayor frecuencia para las piezas constituidas por el material más rígido y resistente. Este ensayo, no tipificado por normativa alguna, reproduce fielmente las condiciones de montaje y funcionamiento en servicio de la sujeción en vía. En el mismo se aplica un ciclo de carga de onda cuadrada, simulando un impacto, que provoca la rotura catastrófica de la pieza. En las fotografías de las Figuras 3 y 4 se muestra una pieza rota en vía y otra rota por medio de técnicas experimentales de laboratorio, pudiéndose observar la similitud entre ambas. Este ensayo, de gran valor en el control del comportamiento de la pieza, sin em-

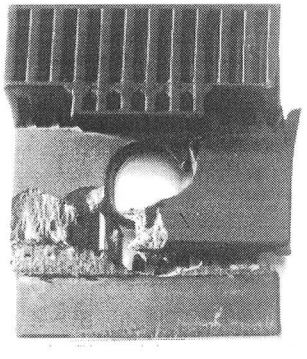


Figura 3.- Pieza aislante rota en vía

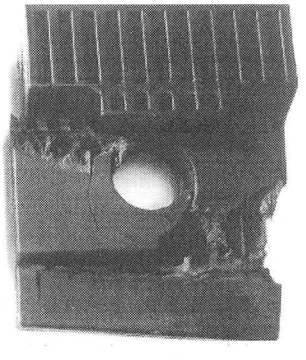


Figura 4.- Pieza aislante rota en laboratorio.

bargo, no es operativo para seleccionar el material más adecuado para resistir estos fenómenos de impacto, siendo necesario establecer el régimen de funcionamiento mecánico real al que están sometidos los materiales de las piezas en ellos.

2.- MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

De los diversos materiales con los que normalmente se inyectan las piezas aislantes se han considerado dos familias de polímeros termoplásticos: la de poliamida, PA, reforzada en distinto porcentaje con fibra corta de vidrio, y la de resina acetalica, R, sin reforzar, siendo 4 los materiales a caracterizar: (PA 6 reforzado con un 25 y 35%, PS25 y PS35, PA 6.6 reforzado en un 35%, PR35 y R), seleccionados para analizar la influencia del contenido de refuerzo en el mismo tipo de matriz de PA (PS25 frente a PS35), la influencia del tipo de PA empleada (PS35 frente a PR35) y el comportamiento de un material compuesto reforzado frente a otro material sin reforzar (PA frente a R).

Sobre probetas prismáticas de sección rectangular (10x4 mm) se realizaron ensayos de flexión en tres puntos a diferentes velocidades para poder apreciar su influencia en el comportamiento de estos materiales, en una máquina universal de ensayos mecánicos (ISO 178-1975) y en un péndulo Charpy instrumentado. Las velocidades de ensayo fueron: desde 10 mm/min (velocidad normalizada para el ensayo estático) a 800 mm/min, 13500 mm/min (velocidad de la máquina de ensayos al generar un ciclo de onda cuadrada) y $314\text{-}10^3$ mm/min (velocidad del péndulo Charpy). Se ensayaron tres probetas del mismo material para cada cada una de las diferentes velocidades de solicitación, obteniéndose resultados repetitivos para cada caso. La orientación de las probetas fue diferente para los ensayos en máquina universal (10 mm de canto) y péndulo (4 mm). Una vez rotas las probetas se observa su fractografía en un microscopio electrónico de barrido, comparándose sus mecanismos de rotura con los observados en piezas rotas en vía y en simulación en laboratorio por impacto.

3.- RESULTADOS.

Los resultados de los ensayos realizados entre 10 y 800 mm/min ofrecieron poca variación de comportamiento (Casado, 1.994)) mostrándose sólo los correspondientes a la primera velocidad, normalizada. En las Figuras 5, 6 y 7 se muestran los gráficos (carga-desplazamiento) donde se refleja el comportamiento de los materiales ensayados a las velocidades consideradas. Debido a la gran deformabilidad de la R y al montaje del ensayo, no se consiguió romper este material para las velocidades de 10 y 13500 mm/min, por lo que se paró el ensayo al alcanzar las probetas una flecha de 10 mm, valor en torno al cual se sitúa el máximo en la fuerza soportada, para la que se observó una importante deformación remanente en el material. En las Figuras 8, 9 y 10 se presentan los diagramas que indican para cada material y velocidad de ensayo la tensión máxima, el módulo de elasticidad en el punto de 200 N de carga y la energía absorbida hasta rotura.

Los materiales de PA reforzada presentan una rotura de aspecto dúctil cuando se ensayan a bajas velocidades de solicitación, mostrando grandes deformaciones en la matriz (mecanismos de "crazing") acompañadas de roturas y separación de las fibras (Fractografía 1). El incremento de la velocidad de ensayo induce una fragilización muy acusada en el material, particularmente en la matriz como se aprecia en las Fractografías

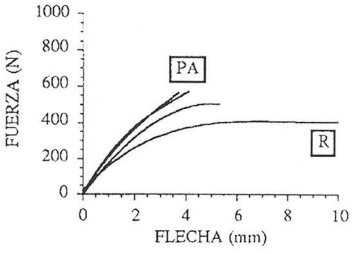


Figura 5.- (10 mm/min)

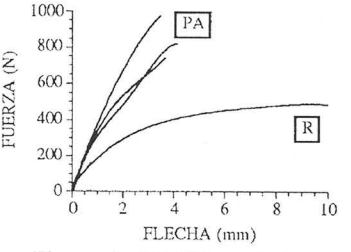


Figura 6.- (13500 mm/min)

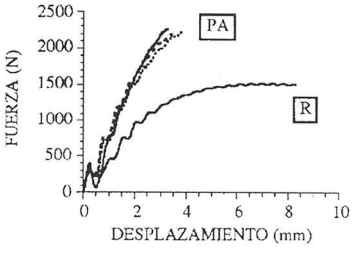


Figura 7.- ($314 \cdot 10^3$ mm/min)

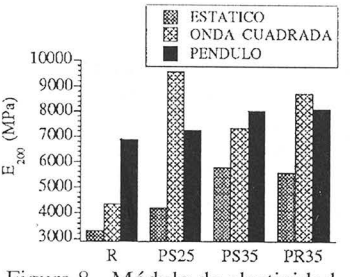


Figura 8.- Módulo de elasticidad

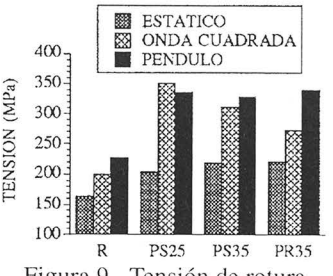


Figura 9.- Tensión de rotura

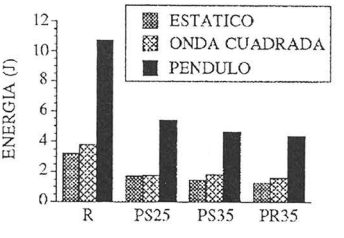
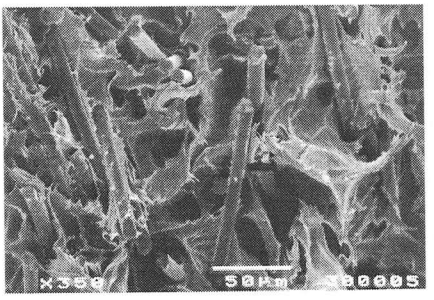


Figura 10.- Energía de rotura

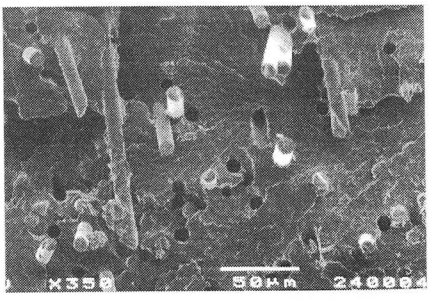
2 y 3, donde se observa la superficie de fractura de las poliamidas reforzadas ensayadas con las velocidades de 13500 y $314 \cdot 10^3$ mm/min, respectivamente. En las Fractografías 4 y 5 se observa la semejanza del proceso de rotura existente en la superficie de fractura de las piezas aislantes de PA reforzada rotas en la vía y en el laboratorio, respectivamente, con las del material ensayado en régimen dinámico (Fractografías 2 y 3). Los procesos de rotura de la resina acetálica han sido los mismos con independencia de la velocidad de solicitación: la rotura se inicia con un clivaje originado a partir de un defecto o impureza presente en el material, propagándose en el resto de la superficie con mecanismos mucho más dúctiles (Fractografía 6).

4.- ANÁLISIS DE RESULTADOS.

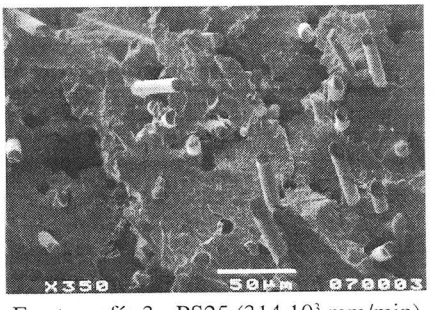
El crecimiento de la velocidad de ensayo provoca una rigidización general de los materiales atendiendo al módulo de elasticidad aparente, con respecto a los valores obtenidos en los ensayos estáticos. Asimismo, se produce un endurecimiento de los



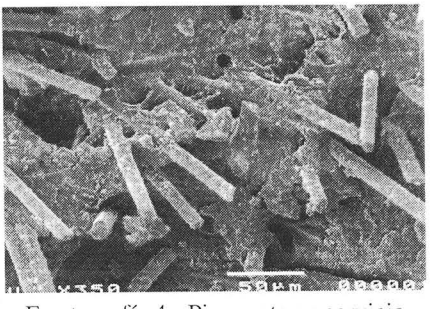
Fractografía 1.- PS25 (20 mm/min)



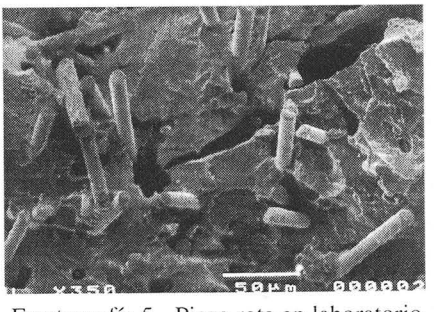
Fractografía 2.- PS25 (13500 mm/min)



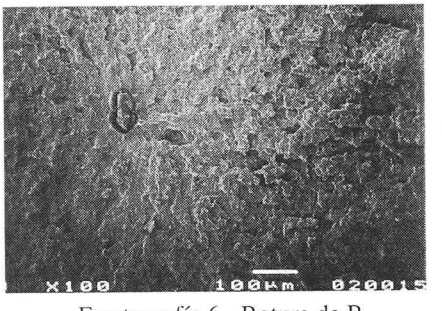
Fractografía 3.- PS25 ($314 \cdot 10^3$ mm/min)



Fractografía 4.- Pieza rota en servicio



Fractografía 5.- Pieza rota en laboratorio



Fractografía 6.- Rotura de R

materiales al analizar la evolución de la tensión máxima soportada. A pesar de la clara influencia de la velocidad de solicitación en el comportamiento de estos materiales la energía almacenada por éstos a la velocidad de 13500 mm/min es similar a la medida en los ensayos estáticos. Los ensayos realizados con el péndulo confirman el aumento de rigidez y endurecimiento de los materiales con el incremento de la velocidad de solicitación, pero no aporta valores comparables de su energía absorbida, con respecto a los obtenidos a otras velocidades de ensayo.

La comparación de comportamiento entre los diferentes materiales ensayados permite establecer las mismas pautas comparativas en régimen estático que en los ensayos de onda cuadrada y de éstos con los ensayos dinámicos. Es decir, las PA son más rígidas y resistentes que la R y la energía absorbida por ésta mayor. El efecto del contenido en

fibra en las PA reforzadas es poco significativo, si bien, en general, disminuye la energía absorbida y rigidiza el material. Las variaciones de comportamiento son apenas apreciables entre los dos tipos de PA, siendo otras variables como la humedad las que establezcan las diferencias observadas.

Consecuentemente tanto el comportamiento en ensayos estáticos como dinámicos puede servir como índice cualitativo de la selección de materiales ante problemas de impacto debidos a la solicitación en vía. Sin embargo, si se quiere establecer límites en el comportamiento del material que garanticen una resistencia adecuada al impacto de las piezas, debe hacerse sobre las características propias del regimen de comportamiento que establecen igualdad de mecanismos de rotura: el ensayo de impacto tipo Charpy o de onda cuadrada.

5.- CONCLUSIONES.

Del estudio fractográfico realizado se desprende que los problemas asociados a la durabilidad mecánica funcional de las piezas son de carácter dinámico y por lo tanto el comportamiento de los materiales ante fenómenos de impacto cualificará a éstos para su posible inyección en piezas aislantes de sujeción ferroviaria.

Se destaca el distinto comportamiento mecánico de las dos familias de polímeros analizadas. La R está dotada de mayor flexibilidad, menor resistencia mecánica y mayor deformabilidad que conducen a una mayor capacidad de absorción de energía previa a rotura, y en gran parte de carácter plástico. Por otro lado, la PA posee mayor rigidez, mayor resistencia mecánica y menor deformabilidad, trabajando prácticamente en régimen elástico.

La pieza con material de PA reforzada, habitualmente utilizada, ofrecerá una mayor estabilidad al ancho de vía al recuperar su posición tras ser solicitada, pero romperá para energías menores que la R. La pieza con material de R rompe más dificilmente, debido a su gran capacidad de absorción de energía, pero ofrecerá deformaciones remanentes y mayores problemas de fluencia, que harán evolucionar el ancho de vía.

6.- AGRADECIMIENTOS.

Los autores de este artículo desean expresar su más sincera gratitud a las empresas RENFE, TIFSA (D. Moisés Gilaberte), RHONE-POULENC, D.S.M. y DU PONT que han posibilitado la realización de este trabajo.

7.- REFERENCIAS.

1.- Casado, J.A., Polanco, J.A. y Gutiérrez-Solana, F. Informe Técnico: *"Estudio sobre el control de comportamiento, optimización del diseño y definición del procedimiento de homologación de las sujeciones J-2"*. Julio, 1.994.

2.- Casado, J.A., Polanco, J.A., Gutiérrez-Solana, F. y De la Guerra, R. *"The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating parts of the P2 rail fastening"*. Third International Conference: "Structures Under Shock and Impact- 94".Madrid, Junio 1.994. Proccedings of the Third International Conference: 8 págs. (183-190).

3.- Casado, J.A., *"Caracterización de materiales poliméricos de inyección de la pieza aislante de sujeción P-2 de vía de ferrocarril"*. Tesina de Licenciatura. Santander Octubre, 1994.

4.- ISO 178-1975 (E). *Plastics. "Determination of flexural properties of rigid plastics"*.

EFECTO DEL TIPO DE ONDA EN EL COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE POLIAMIDAS REFORZADAS Y DE ACETALES

Casado del Prado J.A.; Gutiérrez-Solana Salcedo F; Polanco Madrazo J.A y Kerkhofs F.
Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales. E.T.S. Ing. de Carninos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria.
Avenida de los Castros, s/n. 39005 Santander. Tfno: 942-201819. Fax: 942-201818

Resumen: Este estudio aborda el comportamiento ante solicitaciones dinámicas de fatiga de materiales de poliamida (PA) 6 y 6.6 reforzadas en distinto grado con fibra corta de vidrio. Se analiza la influencia del tipo de onda aplicado en el comportamiento frente a la fatiga de probetas de tracción normalizadas inyectadas con los materiales reseñados. Se comparan los comportamientos obtenidos para oscilaciones de carga de naturaleza senoidal con otras de ondas cuadradas. La frecuencia aplicada en todos los casos fue de 5 Hz. y los ensayos se realizaron a distintos niveles tensionales. La temperatura a que fueron ensayadas las probetas fue la de ambiente del laboratorio. En todos los casos, para justificar el comportamiento observado, se ha determinado la evolución de la temperatura intrínseca del material con el número de ciclos aplicado. Como referencia se ha efectuado un estudio paralelo sobre el comportamiento de una resina acetálica (R), considerada como material alternativo funcional al empleo de las PA reforzadas en aplicaciones de sujeciones ferroviarias.

Abstract: This work studies the fatigue behavior of polyamide (PA) 6 and 66 reinforced with different degrees of short fibre glasses under dynamic loads. For this purpose an analysis is made on the influence of waveform type on the fatigue behavior of standardized tensile samples injected with the above mentioned materials. A comparison is made between the behaviors obtained from both sinusoidal and square waveforms. The test were performed at different tensile stress levels at a frequency of 5 Hz. The samples were tested at room temperature. In all the cases the evolution of each sample's intrinsic temperature with the number of the applied cycles has been established to justify the observed behavior. A parallel reference study has been developed on the fatigue behavior of an acetal resin (R) which is considered to be a functional alternative to using reinforced PA in railway fastenings systems.

1.- INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO.

Una importante causa del deterioro de las piezas aislantes de las sujeciones de vía de ferrocarril inyectadas con materiales poliméricos, con o sin refuerzo, se asocia a procesos mecánicos dinámicos de fatiga e impacto producidos por la acción de la circu-

lación de trenes. La caracterización del comportamiento ante fenómenos de impacto de los materiales en uso en estas piezas ha motivado el artículo acompañante (Casado et al 1995). Por otro lado, el material termoplástico de las piezas aislantes de sujeción se ve sometido a la acción de cargas fluctuantes, cuya repetición periódica provoca un calentamiento del mismo, variando así su flexibilidad y su respuesta mecánica ante la fatiga. El objetivo de este artículo es caracterizar el comportamiento de estos materiales cuando son solicitados por procesos dinámicos de fatiga producidos por ondas de carga de naturaleza senoidal o cuadrada, que simule tanto solicitaciones variables de forma continua como impactos repetitivos sobre los mismos. El comportamiento observado deberá aportar algún criterio de selección del material que optimice la resistencia a la fatiga de las piezas de sujeción.

2.- MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

Se estudia el comportamiento frente a la fatiga en tracción de 4 materiales utilizados habitualmente en la inyección de las piezas aislantes: dos familias de polímeros termoplásticos: PA (denominada comercialmente "nylon") reforzada en distinto porcentaje con fibra corta de vidrio y resina acetálica sin reforzar, repartidos de la siguiente forma:

- Nylon 6 reforzado con un 25 y 35% (PS25 y PS35)
- Nylon 6.6 reforzado en un 35% (PR35)
- Resina acetálica (R)

Se utilizaron probetas de tracción normalizadas (UNE 53-023-86) producidas mediante la técnica del moldeo por inyección de tal modo que en las de PA reforzada, las fibras cortas de vidrio se orientan paralelamente al eje longitudinal de las mismas. De cada material se determinó su tensión de rotura (σ_r) en condiciones dinámicas aplicando un impacto de carga en tracción sobre las probetas, con la velocidad que proporciona la generación de un ciclo de onda cuadrada.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos en control de carga a la frecuencia de 5 Hz. y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los niveles de tensión aplicados están comprendidos entre un valor máximo ($\sigma_{máx}$); variable de uno a otro ensayo, y uno mínimo ($\sigma_{mín}$) fijado en $0.05\sigma_r$ para evitar compresiones y el posible pandeo de las probetas. El nivel tensional superior inicial fue el $0.90\sigma_r$. Los ensayos se ejecutaron hasta la rotura de cada probeta. El valor de $\sigma_{máx}$ se fue reduciendo de un ensayo a otro con intervalos de $0.10\sigma_r$ hasta que el material soporta 10^6 ciclos sin romper. La variación de tensión más alta que alcanza dicha secuencia se denominó $\Delta\sigma_6$. Los ensayos se realizaron con ondas de carga cuadrada y senoidal.

Durante la ejecución de los ensayos se registraron: la temperatura intrínseca de la probeta utilizando un multímetro por medio de una resistencia sensitiva ubicada en la zona calibrada de la probeta; la variación de la longitud total de la probeta; la variación de la longitud en la zona calibrada de la probeta con un extensómetro (sólo en el caso de la onda de carga senoidal) y el número de ciclos aplicado. Las anteriores medidas permitieron tener una evolución continua de la temperatura y de la flexibilidad de la probeta durante cada ensayo. Sobre las probetas rotas se realizó un análisis fractográfico por técnicas de microscopía electrónica de barrido (SEM).

3.- RESULTADOS.

La Tabla 1 presenta los valores de σ_r de todos los materiales en estudio, así como los valores de $\Delta\sigma_6$ obtenidos, representantes de su resistencia a fatiga.

Material	R	PR35	PS35	PS25
σ_r (MPa)	81.0	166.8	151.0	140.6
$\Delta\sigma_6$ (MPa) senoidal	44.5	58.4	37.5	35.2
$\Delta\sigma_6$ (MPa) cuadrada	52.6	58.4	37.5	49.2

Tabla 1.- σ_r en condiciones de impacto-tracción y $\Delta\sigma_6$ (senoidal y cuadrada)

Las Figuras 1 y 2 muestran los resultados obtenidos para la PR35 (representativo de todas las PA reforzadas) ensayado con trenes de ondas senoidales y cuadradas, respectivamente. Cada gráfico representa la variación de la rigidez y de la temperatura del material con el número de ciclos aplicado, para todos los niveles de tensión considerados. Las Figuras 3 y 4 muestran los resultados obtenidos para la R. En las Figuras 5 y 6 se presentan los gráficos Δσ-N para los materiales PR35 y R ensayados con los dos tipos de onda respectivamente.

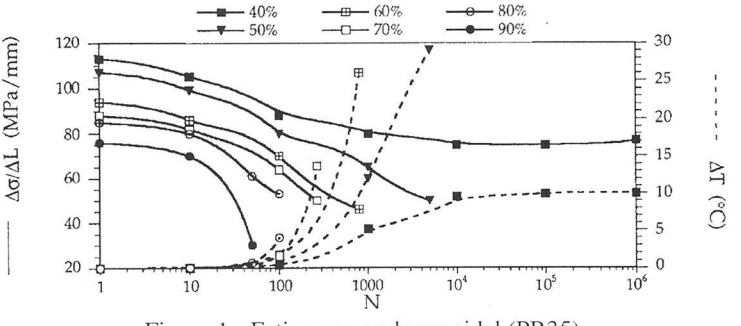


Figura 1.- Fatiga con onda senoidal (PR35)

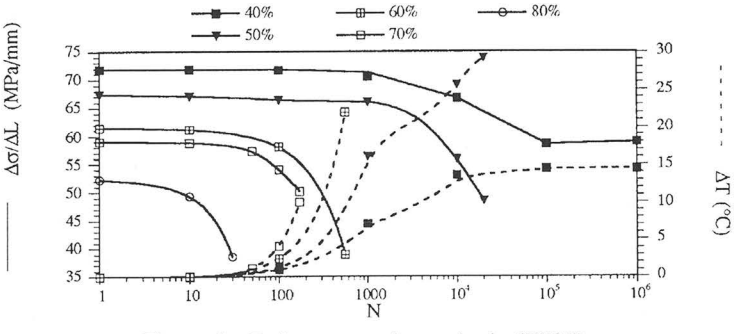


Figura 2.- Fatiga con onda cuadrada (PR35)

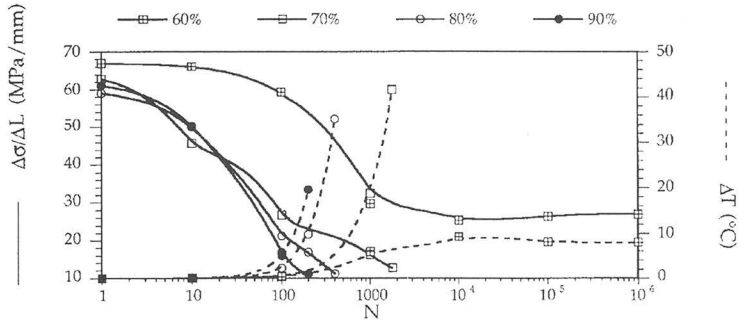


Figura 3.- Fatiga con onda senoidal (R)

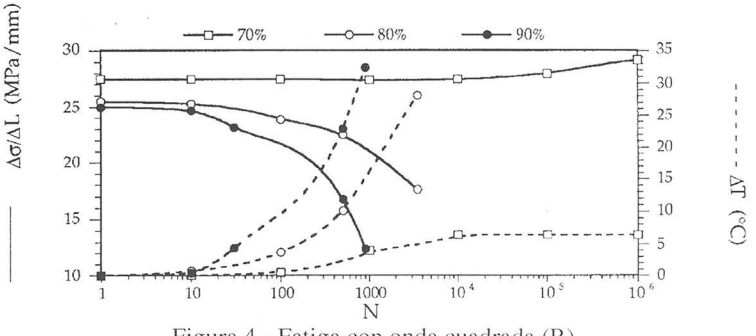


Figura 4.- Fatiga con onda cuadrada (R)

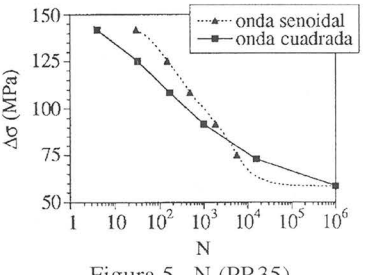


Figura 5. N (PR35)

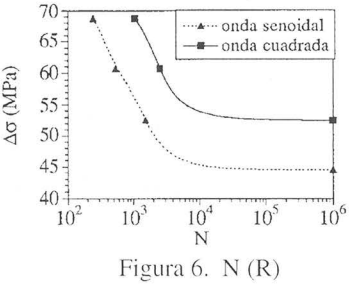
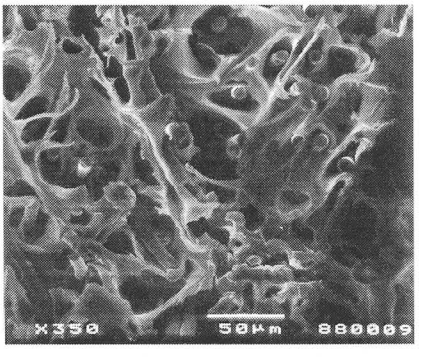


Figura 6. N (R)

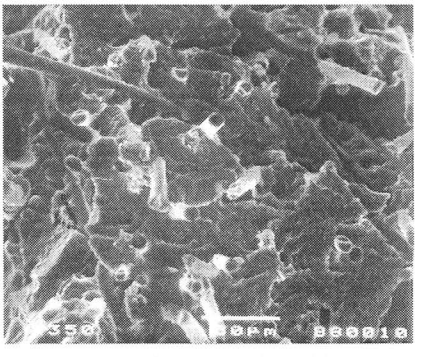
Con independencia del tipo de onda la superficie de fractura de las PA reforzadas presenta dos zonas, una de propagación con aspecto dúctil y grandes deformaciones con fenómenos de "crazing" en la matriz (Fractografía 1) y otra de aspecto frágil, formada en la rotura, cuya extensión crece con las cargas más altas (Fractografía 2). En ambas zonas aparecen fibras rotas y deslizadas con respecto de la matriz. En todas las superficies de fractura de la R se distingue una zona de propagación generada a partir de una impureza presente en el material (Fractografía 3). El resto de la superficie de fractura presenta un aspecto más dúctil, equivalente al observado en las roturas estáticas y dinámicas de estos materiales (Fractografía 4).

4.- ANÁLISIS DE RESULTADOS.

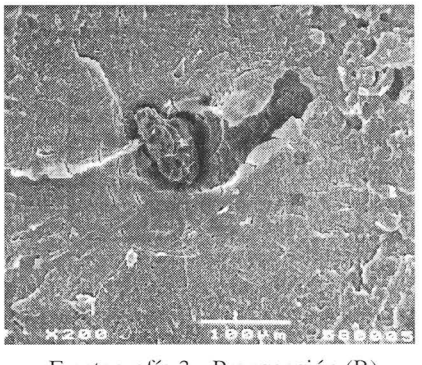
Los resultados muestran que tanto para las poliamidas como para la resina los procesos de fatiga de elevada amplitud de carga provoca una rotura rápida ($<10^4$ ciclos) asociada a un aumento constante de la temperatura del material y a una pérdida de rigidez. Al bajar el nivel de amplitud se llega a alcanzar un estado para el que la temperatura y rigidez se estabilizan (Suresh, 1991). Bajo este estado se alcanzan siempre, sin rotura, 10^6 ciclos ($\Delta\sigma_0$). Este estado es con referencia al valor de la tensión de rotura, muy inferior para PA ($0.25\text{-}0.35\sigma_r$) que para R ($0.55\text{-}0.65\sigma_r$). Sin embargo, en valores absolutos la resistencia a rotura de ambos es muy próxima, en torno a 50 MPa de $\Delta\sigma_0$ en las dos situaciones más resistentes de cada familia.



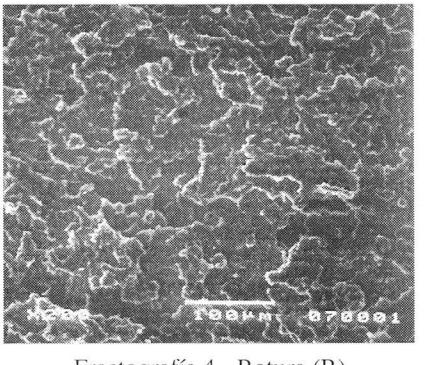
Fractografía 1.- Propagación (PS25)



Fractografía 2.- Rotura (PS25)



Fractografía 3.- Propagación (R)



Fractografía 4.- Rotura (R)

En general, la temperatura, antes de su estabilización, aumenta muy rápidamente en los materiales bajo la onda senoidal. Este aumento de temperatura, junto con la propagación de fisuras justifica el continuado aumento de flexibilidad de la probeta previo a la rotura. Para amplitudes de carga elevadas se observa un aumento de flexibilidad inmediato debido a efectos de rotura locales. Como la temperatura inicia su elevación después de un número mínimo de ciclos, creciente conforme $\Delta\sigma$ disminuye, para los valores de $\Delta\sigma$ altos se alcanza la rotura por efectos mecánicos pronto evitando que la temperatura alcance valores elevados. Para valores intermedios de $\Delta\sigma$ la temperatura

alcanza valores cada vez más elevados a medida que $\Delta\sigma$ desciende, ya que el tiempo hasta rotura es mayor. La flexibilidad comienza a variar rápidamente debido a la variación de temperatura, siguiendo su evolución. Para valores de $\Delta\sigma$ próximos a $\Delta\sigma_0$ a veces se observa (Fig 2, $\sigma_{máx}$=50%) una tendencia a la estabilidad térmica, pero el efecto mecánico conduce a la rotura controlando la variación de la flexibilidad y llevando a un segundo tramo de elevación de temperatura.

Esta situación de la evolución térmica justifica que la susceptibilidad a problemas de fatiga definida por la propia curva $\Delta\sigma$-N y el valor de $\Delta\sigma_0$, sea mayor con onda senoidal para la R. En el caso de las PA, sin embargo, esta susceptibilidad es mayor para amplitudes de carga altas con la onda cuadrada, ya que al ser más rígidas y frágiles, el impacto de cada ciclo provoca un mayor daño, probablemente asociado a roturas y deslizamientos de sus refuerzos y un "crazing" de su matriz. Conforme $\Delta\sigma$ decrece el efecto del mayor aumento de la temperatura en la onda senoidal comienza a compensar esta situación llegando a establecerse un equilibrio entre el efecto de ambos tipos de ondas (igual $\Delta\sigma_0$) e incluso llegando a ser algunas PA, las de menor refuerzo, más resistentes a la fatiga con onda cuadrada.

5.- CONCLUSIONES.

Las PA reforzadas presentan para los dos tipos de onda estudiados un comportamiento similar en fatiga para niveles de amplitud de carga próximos al de resistencia a fatiga, donde el efecto del impacto repetitivo del tren de ondas cuadradas es compensado por el mayor efecto de calentamiento de las ondas senoidales. Sin embargo, para altas cargas el efecto del impacto en cada ciclo establece que estos materiales sean más susceptibles a los mecanismos de fatiga con onda cuadrada que con onda senoidal.

Para todos los niveles de amplitud de carga estudiados, la R resiste mejor la variación de onda de carga cuadrada que senoidal. La diferencia de fricción molecular inducida sobre el material por los dos tipos de onda y su gran tenacidad así lo establecen.

A pesar de la diferencia en susceptibilidad y mecanismos de rotura ambos tipos de materiales presentan imposiciones en límites de fatiga equivalentes en valor absoluto, lo que les iguala ante situaciones de diseño atendiendo a este tipo de solicitación.

6.- AGRADECIMIENTOS.

Los autores de este artículo desean expresar su más sincera gratitud a las empresas RENFE, TIFSA (D. Moisés Gilaberte), RHÔNE-POULENC, D.S.M. y DU PONT que han posibilitado la realización de este trabajo.

7.- REFERENCIAS.

1.- Casado, J.A., Polanco, J.A., Gutiérrez-Solana, F., Guerra, R. y Ruiz Ocejo, J. *"Efecto de la velocidad de solicitación en el comportamiento mecánico de poliamidas reforzadas y acetales"*. I Congreso Nacional "MATCOMP 95". Sevilla, Nov. 1.995.

2.- Casado, J.A., Polanco, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and De la Guerra, R. *"The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating parts of the P2 rail fastening"*. Third International Conference: "Structures Under Shock and Impact-94". Madrid, Junio 1.994. Proccedings of the Third International Conference: 8 págs. (183-190).

3.- S. Suresh., *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, 1991.

SIMULACIÓN NUMÉRICA DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS EN BARRA HOPKINSON

Chocron Benloulo I.S.(*), Martínez Casanova M.A.(**), Rodríguez Pérez J.(*), Sánchez Gálvez V.(*).

(*) Dpto. Ciencia de Materiales. ET.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria. 28040 Madrid. Tfno: (91) 336 66 79. Fax: (91) 336 66 80

(**) Dpto. de Ingeniería. Area de Materiales. Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid. C/ Butarque 15, 28911-Leganes, Madrid. Tfno: (91) 624 94 69. Fac (91) 624 94 30.

Resumen. A pesar de la importancia que tienen en diseño contra impacto, pocas veces se encuentran datos de caracterización de materiales compuestos a altas velocidades de deformación. Igualmente resulta difícil encontrar procedimientos de ensayo de dichos materiales. En este artículo se describe una técnica de ensayo y se comentan aspectos tales como el tamaño de la probeta o los sistemas de sujeción. También se ha realizado una simulación numérica completa del experimento con el programa Autodyn 2-D para aclarar ciertos aspectos del ensayo y, finalmente, se ha aplicado para ensayar materiales compuestos de tejido de aramida y de tejido de polietileno.

Abstract. Despite of the importance in the design against impact, it is quite difficult to find in the literature any characterization data of composite materials at high strain rates. It is also difficult to find detailed description of the testing techniques and procedures to characterize these materials. In this paper a testing technique for these materials is described and some comments about the specimen size and the clamping system are made. A full numerical simulation is performed with the Autodyn 2-D program in order to elucidate what is happening during the test and, finally, the testing technique is applied to some aramid and polyethylene weave reinforced plastic composites.

1.- INTRODUCCIÓN.

La caracterización dinámica de materiales compuestos de tejidos de aramida y polietileno con matrices poliméricas, es de gran interés puesto que los datos obtenidos son esenciales en simulaciones analíticas o numéricas. La mayor parte de los resultados conocidos se mantienen bajo secreto industrial y solamente se pueden consultar algunos resultados de fibra de carbono en matriz polimérica (Harding, 1983 y 1992) y de fibra de vidrio (Newill et al. 1993 y Staab et al. 1993). Se puede encontrar información del estado del arte, en lo que se refiere a materiales compuestos a altas velocidades de deformación en los trabajos de Abrate (1991) y de Cantwell (1991).

En este trabajo se ha realizado la comparación entre las características mecánicas a

diferentes velocidades de deformación de varios materiales compuestos de los utilizados para el diseño de blindaje. Para velocidades bajas y medias se ha utilizado una máquina Instron 8501 convencional midiendo la deformación con un extensómetro Instron de base 12.5 mm, habiéndose comprobado que los resultados coinciden con los obtenidos por una banda extensométrica pegada a la probeta. Las velocidades de deformación de estos ensayos fueron de 10^{-3} s^{-1} y de 1 s^{-1} respectivamente (a 0.03 y a 30 mm/s de control en desplazamiento).

Para ensayos de tracción a velocidades de deformación altas (10^{3} s^{-1}) se utilizó una Barra de Hopkinson modificada (figura 1) donde se han incorporado unas mordazas especiales para la transmisión de carga a las probetas.Por este motivo se ha realizado una simulación numérica del ensayo con el fin de comprobar la fiabilidad de los resultados.

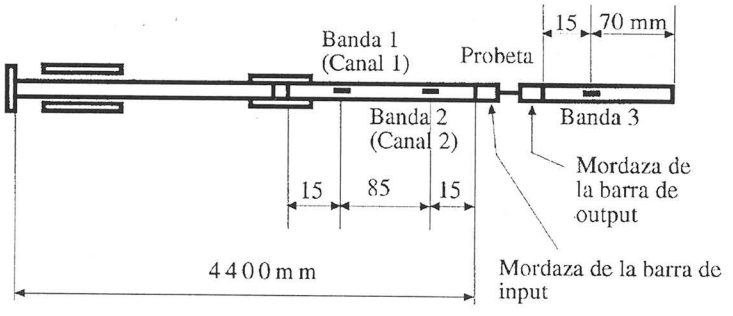


Figura 1.- Esquema de la Barra de Hopkinson en tracción.

2.- PARTE EXPERIMENTAL.

2.1.- Ensayos a alta velocidad.

Los ensayos de tracción a alta velocidad de deformación se realizaron con una Barra de Hopkinson, que permite velocidades de deformación del orden de 1000 s^{-1}. El dispositivo de ensayo permite colocar una pequeña probeta del material a ensayar anclada a dos barras de material elástico. En esta situación se genera una onda de tracción en el sistema mediante el impacto de un proyectil cilíndrico sobre un tope que convierte este choque en una onda de deformación que se transmite por la primera barra hasta la probeta. La utilización de barras cilíndricas de una longitud adecuada, permite deducir fuerzas y desplazamientos en el sistema utilizando la teoría de ondas unidimensionales y la medida de las ondas incidente, reflejada y transmitida a través de la probeta (Rodríguez et al. 1994).

Inicialmente se pensó que la mejor opción era pegar la probeta a las barras pero, después de probar varias configuraciones y distintos adhesivos, no se consiguió el resultado apetecido. Posteriormente se diseñó un sistema de mordazas cuyo esquema se presenta en la figura 2.

El problema del sistema de mordazas radica en la posible alteración del paso de la onda hacia la probeta falseando los resultados. Para estudiar su efecto se realizaron en primer lugar ensayos en vacío (sin probeta) con y sin mordazas para comparar el paso de la onda en uno y otro caso. En segundo lugar se simularon numéricamente los ensayos.

En la figura 3 se presentan las ondas registradas por las bandas 1 y 2 en dos ensayos

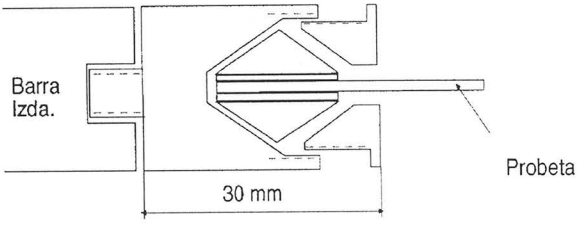


Figura 2.- Mordazas utilizadas en todos los ensayos.

en vacío, uno con y otro sin mordaza. Se puede observar como las ondas reflejadas al final de la primera barra con y sin mordazas no son muy diferentes. Si se hace un estudio detenido de los momentos y distancias de reflexión se puede comprobar que, en efecto, las mordazas influyen en la onda reflejada, pero sólo en la medida en que ésta se hace más larga, no afectando por tanto el cálculo de la tensión máxima soportada por la probeta que se realiza utilizando la onda transmitida.

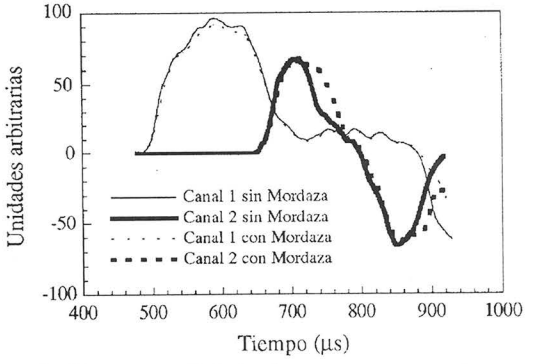


Figura 3.- Ondas incidentes y reflejadas los ensayos en vacío con y sin mordaza.

La simulación numérica, además de corroborar estos hechos, permitirá apreciar la influencia de la mordaza de la barra derecha y controlar en todo momento la tensión en la probeta. Para ello, se ha utilizado en programa Autodyn 2-D especializado en fenómenos a muy altas velocidades de deformación. Se trata de un programa de diferencias finitas capaz de simular, por ejemplo, impacto balístico sobre blancos cerámicos o metálicos.

Una parte de la malla utilizada en la resolución de este problema puede verse en la figura 4. La unión roscada barra-mordaza se ha simulado como una unión rígida en la parte que corresponde a la rosca y sin unión en el resto. El carácter bidimensional de Autodyn 2-D obliga a que la probeta tenga simetría axial, por lo que la probeta de la simulación numérica es cilíndrica y no plana. Para el material de la probeta se ha tomado un comportamiento lineal hasta rotura.

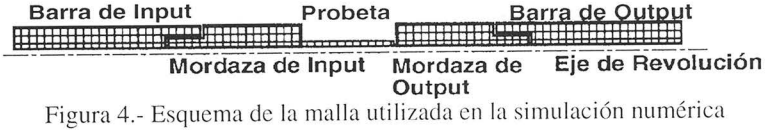


Figura 4.- Esquema de la malla utilizada en la simulación numérica

Se han simulado tres problemas con AUTODYN 2D: el primero, el comportamiento a tracción tracción en vacío de la primera barra para calibrar el modelo numérico; en el segundo se ha traccionado la segunda barra a través de la mordaza para ver si afecta el paso de la onda hacia la posición de medida (banda 3 de la figura 1); finalmente se ha simulado un ensayo completo.Las gráficas obtenidas son las de las figuras 5, 6 y 7. La figura 5 nos muestra que el modelo numérico puede reproducir con exactitud razonable las reflexiones de ondas que ocurren en la barra con la mordaza puesta. De la figura 6 puede concluirse que la mordaza de la primera barra no altera apreciablemente los resultados ya que la onda de tensión que se introduce es muy semejante antes y después de pasar por la unión roscada.

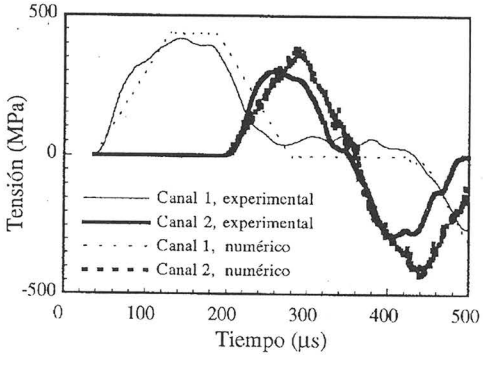


Figura 5.- Ondas obtenidas experimental y numéricamente en los ensayos en vacío.

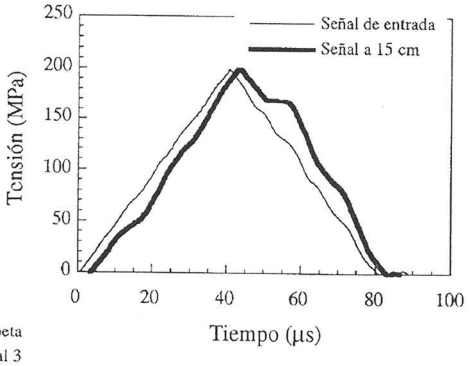


Figura 6.- Ondas registradas en el ensayo de tracción en la segunda barra.

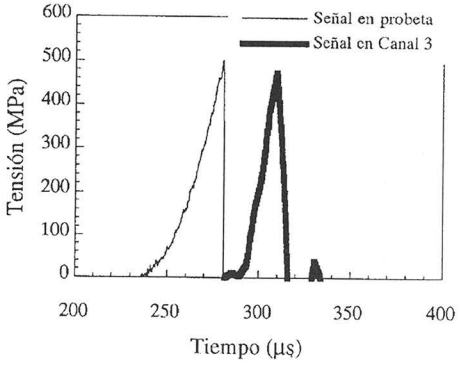


Figura 7.- Señales en probeta y en canal 3 en la simulación del ensayo completo.

Por último, la figura 7 que corresponde a la simulación de un ensayo completo, nos muestra la onda de tracción en la probeta y la onda recogida por la banda 3 en la barra. De nuevo se observa que la medida dada por la banda es representativa del comportamiento del material. También se comprueba que la probeta está sometida a una tracción cuasiestática y por tanto que su tamaño es adecuado.

Teniendo presentes los resultados anteriores, puede decirse que la barra Hopkinson es un medio adecuado para caracterizar los materiales compuestos a altas velocidades de deformación.

2.2.- Materiales ensayados.

Se han ensayado cinco materiales diferentes en este trabajo. Tres de aramida y dos de fibra de polietileno. Las características más relevantes se pueden observar en la tabla 1.

Material	Matriz	Tejido	Densidad superficial (kg/m^2)	Contenido en fibra (% en peso)	Porosidad (% en volumen)
A/PP	PP	0#90	2.31	76	5.2
A/PET1	PET	0#90	2.15	81	17
A/PET2	PET	0#90	2.53	67	4.6
SK/66	PE	0#90	0.71	---	---
UD/66	PE	Unidireccional 0//90	0.61	---	---

Nota: PP = Polipropileno, PET = Polietilentereftalato, PE = Polietileno

Tabla 1.- Características principales de los materiales ensayados.

En todos los ensayos se ha utilizado el mismo tipo de probeta, con forma de hueso, de 30 mm de longitud y 6 mm de anchura en su parte central, y las mismas mordazas para reducir en lo posible la dispersión debida a estas causas. El tamaño de la probeta (una cuarta parte del de las probetas estándar para este tipo de ensayos en materiales compuestos), podría hacer que los resultados no fueran representativos del comportamiento del material. Se realizaron ensayos cuasiestáticos y a velocidad media con probetas estándar comprobándose que los resultados eran semejantes a los obtenidos con probetas pequeñas, dentro de la dispersión de resultados que suele observarse en estos materiales.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Una vez analizada la fiabilidad del método experimental, se realizaron ensayos en cinco materiales compuestos. Se presentan los resultados en dos gráficas (figuras 8 y 9) en las que cada uno de los puntos es una media de al menos cinco ensayos. Los resultados obtenidos pueden indicar un comportamiento característico de este tipo de materiales: a altas velocidades de deformación la resistencia a tracción aumenta y la deformación de rotura disminuye. Esta tendencia es mucho más acusada en el polietileno.

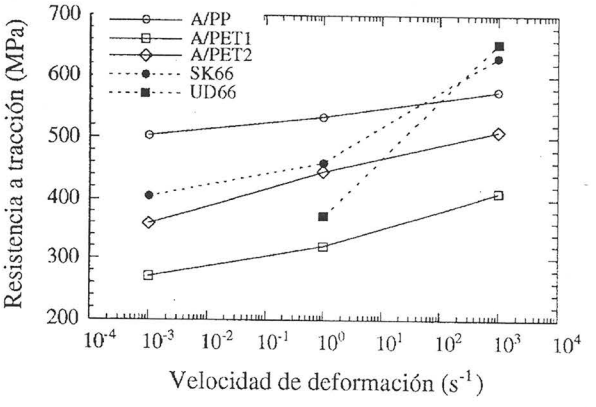


Figura 8.- Resistencia a tracción en función de la velocidad de deformación.

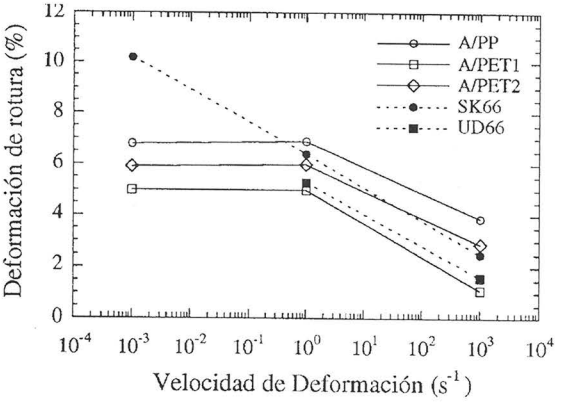


Figura 9.- Deformación de rotura en función de la velocidad de deformación.

4.- REFERENCIAS

1.- Abrate S., *Impact on Laminated Comp. Mat.*, Appl. Mech. Rev., Vol 44, April 1991
2.- Harding J., *Lecture for Short Course on Structural Impact*, Univ. Oxford. 1992.
3.- Harding & Welsh, *A Tensile Testing Technique for Fiber-- Reinforced Composites at Impact Rates of Strain*, J. Mater. Sci. 18, 1810-1826, 1983.
4.- Newill J. & Vinson J., *Some High Strain Rate Effects on Composite Materials*, ICCM/9, Madrid, Spain, 1993.
5.- Cantwell W.J. and Morton J., *The Impact Resistance of Composite Materials - A Review*, Composites, Vol 22, n. 5, September 1991.
6.- Rodríguez J., Navarro C., y Sánchez Gálvez V. *Numerical Assessment of the Dynamic Tension Tests Using the Split Hopkinsón Bar*. J. Testing and Evaluation., Vol 22, n. 4, 335-342, 1994.

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO A TRACCIÓN DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ CERÁMICA TIPO CAS/SiC CON ESTRUCTURA LAMINADA

García-Alonso S.[1], Puente I.[1], Elizalde M. R.[2], Daniel A. M.[2], Sánchez J. M.[2], Martín A[1], Martínez J.M.[2], Fuentes M.[2].

[1] Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián. Universidad de Navarra. Apdo. 1674, 20080 San Sebastián. Tfno: (943) 2198 77 Fax: (943) 3114 42.

[2] Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CErl). Departamento de Materiales Paseo Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián. Tfno: (943) 2128 00 Fax: (943) 2130 76.

Resumen: En el presente trabajo se han medido las propiedades mecánicas de un material compuesto de matriz cerámica tipo CAS/SiC (Nicalon®) con estructura laminada $[(0/90)_3]_s$, sometido a ensayos de tracción uniaxial. Adicionalmente, se ha medido la evolución de la densidad de grietas en la matriz con la deformación mediante ensayos de flexión interrumpidos. Estos resultados, junto con otros obtenidos de la bibliografia, se utilizan para predecir el comportamiento no lineal observado en las curvas tensión - deformación.

Abstract: The trencille properties of a 0/90 laminated CAS matrix composite reinforced with Nicalon fibres have been measured. Additionally, the matrix cracking density has been measured as a function of strain by means of interrupted four point bending tests. These results, together with others obtained from the literature, are used to predict the non linear behaviour observed in the stress - strain curves.

1.- INTRODUCCIÓN.

La aplicación de los composites de matriz cerámica reforzados por fibra contínua como materiales estructurales requiere la caracterización detallada de su comportamiento mecánico, junto con una mayor comprensión de los mecanismos de fractura que permitan su posterior modelización. En los últimos años se han propuesto diversos modelos que predicen el desarrollo de grietas en estos materiales (Beyerle et al.,92, Pryce et at,92). En el presente trabajo se han obtenido las curvas tensión-deformación correspondientes a 20 ensayos de tracción sobre probetas de CAS/SiC laminado. Además, se propone un modelo tipo "shear-lag" para la predicción de dichas curvas que utiliza como parámetros fundamentales la energía de fractura de la matriz, la resistencia a la fractura y el módulo de Weibull de las fibras y las propiedades mecánicas de la intercara.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

El material utilizado en este estudio es un compuesto de matriz cerámica (CMC) formado por una matriz de silicato de calcio y aluminio (CAS) reforzada con fibras de Nicalon®, β-SiC, con arquitectura laminada $[(0/90)_3]_s$. Su estructura consiste en doce láminas orientadas alternativamente a 0° y 90°, con las dos capas centrales a 90° unidas entre sí. Se han realizado 20 ensayos de tracción a temperatura ambiente sobre probetas con una longitud calibrada de 40 mm, a una velocidad de deformación de $\dot{\varepsilon}=0.0005\ s^{-1}$. La medida de deformaciones se ha efectuado mediante la instrumentación con bandas extensométricas que, además, han permitido determinar las condiciones de alineamiento de los ensayos (Puente et al.,94). La evolución de la densidad de grietas en la matriz con la deformación se ha estudiado mediante ensayos interrumpidos de flexión en cuatro puntos sobre vigas de 4x2.5x45 mm. Las probetas fueron dispuestas con las láminas perpendiculares a superficie de tracción. Cada 10 MPa se detuvo el actuador y se midió la densidad de grietas en cada lámina de la superficie de tracción mediante un proceso de replicado con películas de acetato. Simultáneamente, se midió la deformación en dicha superficie mediante una banda extensométrica.

3.- RESULTADOS.

Los datos experimentales se procesaron mediante un procedimiento descrito en un trabajo previo (Puente et al.,95). De este modo, se obtuvieron el módulo elástico, E; la tensión de fractura de la matriz, σ_{mc}, correspondiente a un 2% de pérdida de módulo elástico; la densidad de energía de deformación, "Strain Energy Density" (S.E.D.), la tensión de fractura y la deformación de fractura. En la Tabla 1 se presentan los valores medios de estos parámetros junto con sus desviaciones típicas. También se han calculado sus módulos de Weibull, los intervalos de confianza al 95% para dichos módulos y sus coeficientes de correlación.

	E (GPa)	σ_{mc} (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ε_{fallo} (%)	S.E.D. (MJ/m^3)
Media	119	62.2	246.0	0.92	1.51
Desv. típica	7	9	28.3	0.14	0.31
Mínimo	102	49	192.0	0.64	0.90
Máximo	129	82	296.1	1.18	2.06
Mód. Weibull	21.9	8.25	10.4	7.52	5.42
Coef. correlac.	0.988	0.935	0.987	0.970	0.976
Mód. mín. 95%	20.3	6.75	9.62	6.62	4.83
Mód. máx. 95%	23.5	9.75	11.23	8.42	6.00

Tabla 1. CAS/SiC $[(0/90)_3]_s$. Resultados obtenidos en 20 ensayos de tracción a temperatura ambiente.

Los valores obtenidos para el módulo elástico son muy repetitivos. Sin embargo, a partir de la aparición de grietas en la matriz, los módulos de Weibull del resto de los parámetros son muy inferiores.

En la figura 1 se muestra una gráfica tensión-deformación típica de los ensayos de tracción de CAS/SiC. Se pueden observar tres regiones claramente diferenciadas. En la región I (rango elástico) se observa una relación lineal entre tensión y deformación. A partir de un determinado valor de la deformación, se produce una pérdida progresiva de módulo tangente (región II) debida a la aparición de grietas en la matriz. Debido a la baja energía de cohesión entre fibra y matriz, las grietas producidas en la matriz son deflectadas en la intercara de las fibras de Nicalon orientadas paralelamente a la dirección de aplicación de la carga. La transmisión de carga entre la fibra y la matriz se produce por fricción. Si la distancia entre grietas es del orden de la longitud de deslizamiento entre fibra y matriz, el proceso de agrietamiento se detiene al no poder la fibra transmitir suficiente tensión a la matriz para producir una nueva grieta. Se produce, por tanto, una saturación de la densidad de grietas (inicio de la región III). Posteriormente, la pérdida de módulo tangente se debe a la rotura progresiva de fibras hasta llegar a la fractura total del composite.

En la figura 2 se presenta la evolución de la densidad de grietas en las capas a 0° y 90° con la deformación obtenida en los ensayos de flexión en cuatro puntos. El agrietamiento de la matriz comienza en las capas a 90°; estas grietas crecen hasta alcanzar las láminas a 0° donde comienzan los fenómenos de deflexión del frente de grieta en la intercara fibra-matriz. Se observa que en las capas a 90°, la densidad de saturación es inferior que en las capas a 0°. Por lo tanto, se observan grietas que atraviesan las capas a 0° y no progresan hacia el interior de las láminas a 90° (Fig. 3).

4.- MODELIZACIÓN DEL ENSAYO DE TRACCIÓN.

El agrietamiento de un composite laminado depende de su secuencia de apilamiento. Sin embargo, la descripción de la evolución del daño puede ilustrarse mediante un composite de tres capas [0/90/0] con espesores b para las capas a 0° y 2d para la capa a 90° (Chou et al.,93). La anchura y longitud del composite se suponen infinitas para despreciar los efectos de borde. De acuerdo con las observaciones experimentales, se definen tres tipos de grietas: *transversales*, en capas a 90°, *menores*, en capas a 0° y *mayores* que atraviesan ambas capas (Fig.4).

En la figura 2 se distinguen dos zonas caracterizadas por la presencia de distintos tipos de grietas. En la zona I sólo aparecen grietas transversales y mayores, mientras que en la zona II sólo se observan grietas menores y mayores. Dado que la elongación total del composite es la misma que la de las fibras de las capas a 0°, la deformación total del composite es igual a la deformación promedio de dichas fibras, que puede ser obtenida por el método "shear-lag". Para simplificar el problema, en las regiones en las que hay descohesión entre fibra y matriz se asume que la tensión de fricción en la intercara (τ_i) es constante. Para obtener la relación tensión/deformación, se evalúa en primer lugar la deformación asociada a los tres tipos de daño descritos: grieta transversal, ε_{gt}, mayor, ε_{gM}, y menor, ε_{gm} (Chou et al. 93).

En base a estos valores, se obtiene la deformación del composite en la zona I, ε_{CI}, y en la zona II, ε_{CII}, teniendo en cuenta el porcentaje de grietas de cada tipo que existen en función de la tensión aplicada:

$$\varepsilon_{CI} = \frac{\rho_{90} - \rho_0}{\rho_{90}} \varepsilon_{gt} + \frac{\rho_0}{\rho_{90}} \varepsilon_{gM} \qquad \varepsilon_{CI} = \frac{\rho_{90}}{\rho_0} \varepsilon_{gM} + \frac{\rho_0 - \rho_{90}}{\rho_0} \varepsilon_{gm} \qquad (1)$$

El modelo presentado por Chou no contempla la rotura de las fibras a lo largo del proceso de carga y, por eso, los resultados obtenidos son sólo válidos para deformaciones en torno al 0.2 % (Fig. 5). La corrección al modelo de Chou (1993) propuesta en este trabajo consiste en considerar la naturaleza aleatoria de la tensión de fractura de las fibras de Nicalon. Diversos autores (Evans, 94) han estudiado este fenómeno ajustando distribuciones de Weibull de dos parámetros a los resultados experimentales:

$$V_f = V_{f_0} \cdot \exp\left\{-\left(\sigma_c / S_f\right)^{m_r}\right\} \qquad (2)$$

En función de estos parámetros podremos conocer el porcentaje de fibras que permanecen intactas en función de la carga aplicada al composite, siendo V_{f_0} la fracción volumétrica inicial de fibras en cada capa. En la figura 5 se muestra que la corrección propuesta en el presente trabajo al modelo de Chou (1993) permite un ajuste de los datos experimentales dentro del intervalo de la desviación típica de la media hasta deformaciones del 0.6 %.

5.- CONCLUSIONES.

Dentro del rango elástico el comportamiento del CAS/SiC sometido a ensayos de tracción a temperatura ambiente es muy repetitivo. Sin embargo, la dispersión de resultados es mayor a partir del momento en que comienza el proceso de agrietamiento de la matriz. La corrección propuesta al modelo de Chou utiliza la fracción en volumen de fibras como una variable que tiene en cuenta su fractura progresiva a lo largo del ensayo. De este modo, se ha obtenido un ajuste válido hasta el 0.6% de deformación.

6.- AGRADECIMIENTOS.

Los autores del presente trabajo agradecen a Rolls- Royce plc; al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco (EC9206 y PGV 92/17); a la Dirección General de Electrónica y Nuevas Tecnologías del Ministerio de Industria, Comercio y Turismo, y a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT Mat93-0348) por la colaboración prestada en la financiación y el equipamiento. Cuatro de los autores, S. G.-A., I. P., M. R. E. y A. M. D., quieren agradecer, respectivamente, al M.E.C., al G.V., al CICYT y a la Comisión Europea (Dir. XII) las ayudas recibidas.

7.- FIGURAS.

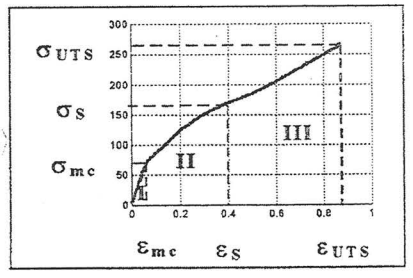


Fig. 1.- CAS/SiC $[(0/90)_3]_S$. Curva tensión vs. deformación correspondiente a un ensayo típico de tracción.

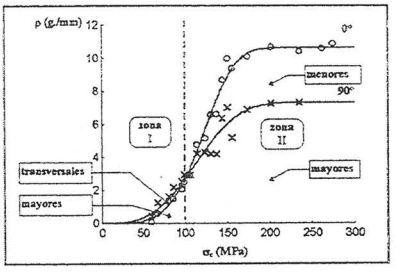


Fig. 2.- CAS/SiC $[(0/90)_3]_S$. Densidad de grietas en función de la deformación en capas de 0° y 90°.

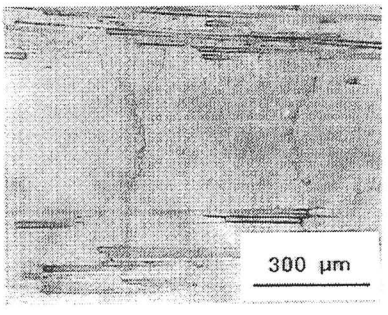


Fig. 3.- Micrografía óptima mostrando el agrietamiento de saturación del composite.

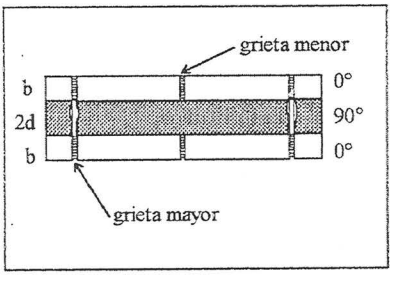


Fig. 4.- Esquema del composite mostrando una grieta mayor y otra menor.

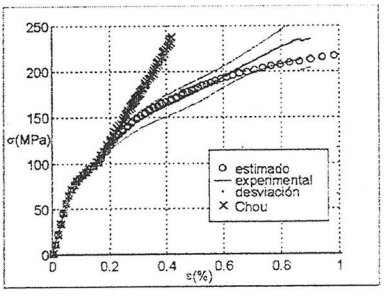


Fig. 5.- Gráfica tensión-deformación promedio correspondiente a los ensayos de tracción realizados. La figura incluye los ajustes obtenidos con el modelo propuesto y el de Chou.

8.- REFERENCIAS

1.- Beyerle, D. S., Spearing, S: M., Evans, A.G., *Damage Mechanisms and the Mechanical Properties of a laminated 0/90 Ceramic Matrix Composite,* J. Am. Ceram. Soc. Vol. 75 (12), pp. 3321-30,1992.

2.- Pryce, A.W. and Smith, P.A.. *Behaviour of Unidirectional and Cross-ply Ceramic Matrix Composites Under Quasi-static Tensile Loading*, J. Mat. Sci., 27,pp.2695-2704, 1992.

3.- Puente I. et. al., *Mecanismos de Fallo en CAS/SiC en Función de la Velocidad de Deformación*, Anales de Mecánica de la Fractura Vol. 11, pp. 354-359, 1994.

4.- Puente I. et. al., *Variabilidad del CAS/SiC en Ensayos de Tracción*, Anales de Mecánica de la Fractura Vol. 12, pp. 314-319, 1995.

5.- Kuo S. W. and Chou T. W., *Nonlinear and Damage Behaviour of Ceramic- Matrix Cross-ply Composites*, Proc. 9th Int. Conf. on Composite Materials.(ICCM/9) Madrid, Ed. A. Miravete. Woodhead Publishing Ltd, 1993 .

6.- Evans A.G., Domergue J. -M., and Vagaggini E., *Methodology for Relating the Constutive Behavior of Ceramix-Matrix Composites to Constituent Properties*, J. Am. Ceram. Soc. Vol. 77 (6), pp. 1425-1435, 1994.

ABSORCIÓN DE ENERGÍA EN VEHÍCULOS MEDIANTE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ ORGÁNICA

Larrodé E., Jiménez M.A. y Baselga S.
Dpto. de Ingeniería Mecánica. C.P.S. de Ingenieros. Universidad de Zaragoza.
c/ María de Luna 3, 50015 Zaragoza. Tfno: 976-716888. Fax: 976-512932.

Resumen: En este artículo se analiza un absorbedor de energía del parachoques de un coche realizado en materiales compuestos. Se ha desarrollado la simulación por elementos finitos para obtener el comportamiento mecánico del absorbedor. Se llevó a cabo también un análisis experimental que mostrarán una extraordinaria correlación entre los resultados teóricos y experimentales. Finalmente se presentará en el capítulo de conclusiones una comparación entre el absorbedor metálico y no-metálico.

Abstract: A car front energy absorber made of composite materials is analysed in this work. A finite element simulation has been performed in order to obtain the mechanical behaviour of the absorber. The experimental analysis was also carried out and an outstanding correlation between the theoretical and experimental results will be shown. Finally, a comparison between metallic and non-metallic car front energy absorbers will be presented in the chapter of conclusions.

Palabras Clave / keywords: Composite Materials, Energy absorber, F E M.

1. INTRODUCCIÓN.

El desarrollo de nuevas estructuras más ligeras y a su vez más seguras ha obligado a los diseñadores a la introducción de dispositivos que evitasen el deterioro de otras partes o elementos de la estructura, o bien protegieran a los ocupantes frente a un choque fortuito del vehículo. Normalmente estos dispositivos tienen funciones estructurales dentro del propio vehículo y en caso de colisión estos elementos son los que evitan que los esfuerzos de choque sobrepasen la carga o aceleración critica de otras partes de la estructura. Los dispositivos actuales existentes de este tipo están fabricados en materiales metálicos. En este artículo se muestra el diseño de un elemento absorbedor realizado en materiales compuestos para sustituir el existente en un vehículo de turismo realizado íntegramente en acero. Las razones para diseñar dispositivos de este tipo en materiales compuestos son tanto de reducción de peso como de reducción de costes. En el diseño presentado en este artículo se consiguió un ahorro de peso de 32% y una reducción de coste del 16%.

El absorbedor diseñado cumple todos los requerimientos de funcionamiento de la pieza a la cual ha de sustituir, el rango de velocidades de trabajo, la cantidad de energía que ha de absorber, niveles de fuerza de aplastamiento entre los cuales se ha de mantener, recorridos de aplastamiento, restricciones geométricas, de peso y su función dentro del conjunto de la estructura como elemento soporte.

El cálculo de la estructura se ha subdividido en cuanto al comportamiento predominante de cada una de las partes. El análisis por lo tanto se ha realizado en dos pasos, el primero relativo al cálculo de la estructura soporte del elemento absorbedor y el segundo paso es el análisis dinámico de la parte estructural que está sujeta a choque.

2. ABSORBEDOR DE ENERGÍA PARA AUTOMOCIÓN.

Estos elementos están encaminados a proteger el vehículo frente a impactos frontales de hasta 15 Km/h, debido a que dentro este tipo de golpes se encuentra un porcentaje muy elevado de los impactos en accidentes, principalmente dentro de las ciudades. Los objetivos de estos elementos son: mantener el resto de la estructura del vehículo intacta y por tanto evitando daños mayores y, posibilitar una reparación prácticamente inmediata del vehículo debido a la gran facilidad de sustitución de esta pieza.

3. REQUERIMIENTOS. DEFINICIÓN DEL PROBLEMA.

Los requerimientos a cumplir se podrían clasificar en dos grupos:

1) De funcionamiento: (rango de velocidades, recorrido de aplastamiento, niveles de carga de aplastamiento entre los que se ha de mantener y energía absorbida)

2) Constructivos (restricciones geométricas (Zonas de anclaje, medidas), funciones estructurales (Remolcado del vehículo), facilidad de fabricación, peso y coste)

3.1. Requerimientos de Funcionamiento.

Rango de velocidades. Según el mercado al que fuese destinado el vehículo, el rango de velocidades para deformación reversible tendría que variar entre 0-4 Km/h y 0-8 Km/h. La deformación irreversible se produciría una vez superados los niveles anteriores, 4 Km/h para el modelo europeo y 8 Km/h para el modelo norteamericano.

	Rango de velocidades	
	Deformación Reversible	Deformación Irreversible
Mercado europeo	0-4 Km/h	4-15 Km/h
Mercado norteamericano	0-8 Km/h	8-15 Km/h

Figura 1.- Rangos de velocidades de deformación reversible e irreversible.

Recorridos de aplastamiento. El recorrido reversible será de 20 mm y el recorrido irreversible de 50 mm. Por tanto el recorrido total será de 70 mm.

Niveles de carga de aplastamiento entre los que se ha de mantener. Durante el proceso de choque la carga se ha de mantener entre 37 y 50 KN. El límite elástico es de

28 KN, es decir por debajo de este nivel la deformación ha de ser reversible. El límite máximo asegura que el resto de la estructura del vehículo no va ha ser dañada por un pico de carga. El límite inferior asegura un nivel mínimo de energía absorbida.

Energía absorbida. La energía absorbida queda determinada por los niveles de carga y por los recorridos de aplastamiento.

3.2. Requerimientos Constructivos.

Restricciones geométricas (Zonas de anclaje, medidas). El nuevo diseño ha de ir colocado en el mismo lugar que el antiguo. Por tanto los puntos y formas de anclaje han de ser los mismos. Hay tres puntos clave a mantener, el soporte de anclaje al bastidor, el punto de anclaje del parachoques y el punto de amarre para el remolcado del vehículo y por tanto se habrán de mantener las distancias **a** y **b** entre dichos anclajes.

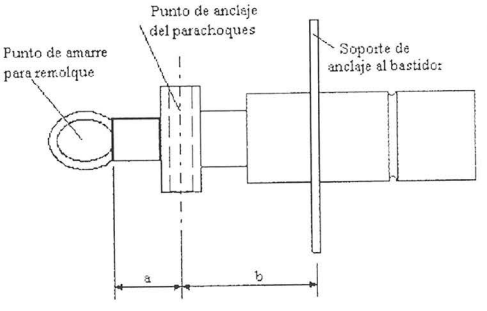


Figura 2. Esquema del diseño metálico del absorbedor.

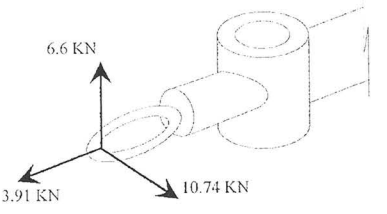


Figura 3.- Esfuerzos de remolcado sobre el elemento absorbedor.

Funciones estructurales (Remolcado del vehículo, soporte del parachoques). El elemento soporte tiene que cumplir varios requerimientos uno de ellos es soportar todas las reacciones transferidas por los elementos con comportamiento dinámico y si no se produce el choque debe servir también como dispositivo de remolcado. De las dos funciones estructurales, la más restrictiva es la de remolcado, puesto que ha de ser capaz de soportar los esfuerzos que se muestran en la figura, que supone un momento flector y un esfuerzo de tracción en sentido contrario al de funcionamiento como absorbedor.

Peso, coste y facilidad de fabricación. El peso ha de ser inferior a 1200 gramos que pesa el modelo viejo y su diseño ha de ser lo suficientemente sencillo y fácil de fabricar como para que su precio no supere los 8 marcos alemanes.

4. DISEÑO.

El diseño consiste básicamente en nueve partes que están realizadas en cuatro materiales diferentes. Contiene un tubo interior de material compuesto, que absorbe la energía durante el choque del vehículo y un tubo metálico exterior que asegura el buen funcionamiento del elemento absorbedor y la estabilidad de la estructura durante el remolcado del vehículo. El dibujo siguiente (figura 4) muestra una descripción detalla-

da de las diferentes partes así como del material del cual están hechas, y se puede intuir el modo de funcionamiento aproximado. Como se puede ver el prototipo contiene partes metálicas (acero) (partes 1, 3, 6, 7, 8, y 9), partes de material compuesto (fibra de vidrio - poliéster) (parte 2), nylon (parte 4), y goma (parte 5). Se puede observar el modo de funcionamiento del absorbedor en la figura 5.

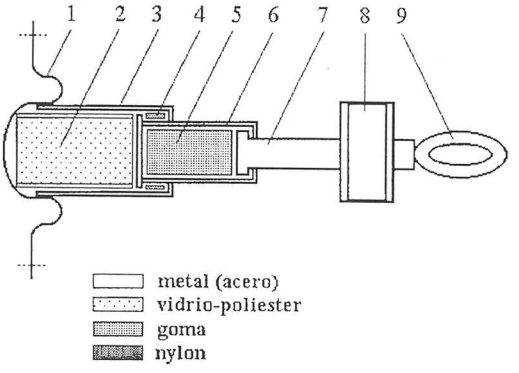


Figura 4.- Descripción del prototipo y materiales en que están realizados

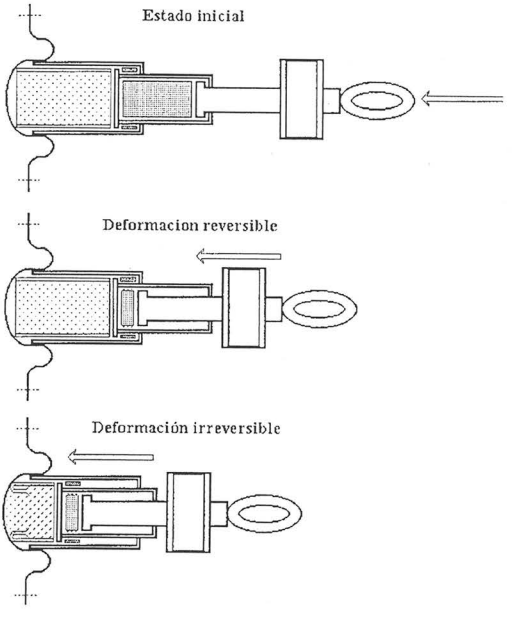


Figura 5.- Diferentes fases de funcionamiento del absorbedor de energía.

Deformación reversible: durante el choque, las partes 7, 8 y 9 se mueven hacia la parte 6, comprimiendo la goma (parte 5) hasta 25 mm que es la máxima deformación reversible admisible de el absorbedor. Si no se introduce más energía al sistema, la goma se expande y las partes 7, 8 y 9 vuelven a su posición original. Deformación irreversible: en el caso de velocidades entre 4 y 15 Km/h, la parte 7 toca la parte 6 y mueve la estructura consistente en las partes 5, 6, 7, 8 y 9 contra la parte 1 que está fija al chasis del vehículo, destruyendo el cilindro de material compuesto (parte 2) en la zona de contacto con la parte 1. La máxima deformación irreversible es de 50 mm. Zona de contacto: La zona de contacto entre las partes 1 y 2 tiene una influencia importante, ya que la relación geométrica entre estas partes es decisiva para el fallo inicial del tubo de material compuesto y para asegurar una curva fuerza-desplazamiento similar a la del absorbedor metálico.

Se realizaron bastantes diseños de la zona de contacto con el fin de optimizar el fallo del tubo y alcanzar la curva optima fuerza desplazamiento descrita anteriormente. Resumiendo, las variables más importantes de diseño que se han utilizado son las siguientes: Estructura soporte (geometría, manteniendo algunas dimensiones fijas) y Elemento absorbedor (longitud del tubo, ratio diámetro / espesor del tubo, configuración del material, propiedades del material (fibra, resina, porcentajes), proceso de fabricación).

5. ANÁLISIS.

Se ha realizado el análisis estático del absorbedor sometido a las cargas que se muestran en la figura 3. La flecha obtenida en el extremo del absorbedor fue de 17.4 mm, siendo el coeficiente de seguridad 1.4 en la zona de unión al soporte del vehículo. Las cargas consideradas son un caso extremo que corresponde al peso del vehículo, por lo que esta situación solo se daría en el caso de tener que levantar ese vehículo desde ese punto de anclaje desde una posición lateral no alineada con el eje del mismo.

Análisis Dinámico. En base a los resultados obtenidos en los ensayos realizados se ha considerado como óptimo para el presente diseño la utilización de un tubo de vidrio E/poliéster, fabricado por el método de pultrusión, tanto por razones de energía específica absorbida por unidad de masa como por consideraciones de tipo económico y de fabricación. Como iniciador de aplastamiento se ha utilizado un chaflán interior a 45 grados, por ser este tipo de iniciador el que mejor garantiza un proceso de choque controlado, con un nivel de carga más estable. El nivel de energía específica obtenido para este tipo de tubos con iniciador tipo chaflán fue de 67 J/gr. Considerando que se va a obtener una eficiencia de aplastamiento del 80% como mínimo y el nivel de energía específica absorbida se han tomado las siguientes dimensiones para el tubo: Diámetro exterior = 33 mm., Diámetro interior = 26 mm., Longitud total = 90 mm. La figura 6 muestra la simulación teórica de el tubo con las dimensiones consideradas en diferentes fases del proceso de choque. La velocidad de choque considerada ha sido de 15 Km/h. En la figura 7 se ha comparado la curva fuerza/desplazamiento correspondiente al absorbedor original metálico con la curva de comportamiento teórica del diseño obtenido. Las respuestas obtenidas para ambos materiales están dentro del rango admisible (38-50 KN)

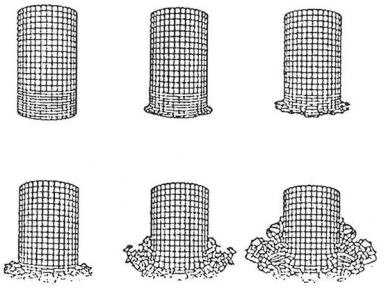


Figura 6.- Simulación dinámica de choque en diferentes fases.

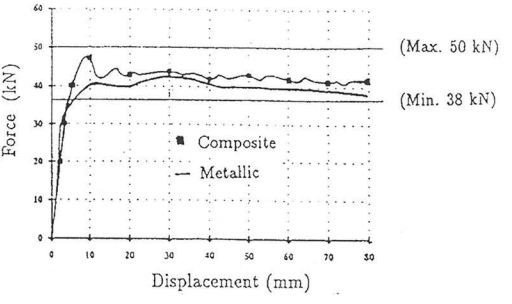


Figura 7.- Comparación del diseño metálico y no metálico.

6. REFERENCIAS

1. Bravo, P., Larrodé, E., and Miravete, A. "Crash Absorbing Elements for Automotive Applications," Proceedings ICCM/9 Vol. 5, pp. 374 385, A. Miravete (ed.), Madrid, 1993.
2. Bravo, P., Larrodé, E., Miravete, A., and Tamparillas S. "Crash Absorbing Elements for Automotive Applications," International *Journal* of Composite Structures, to appear.
3. Bravo, P. "Analisis y diseño de absorbedores de energia con materiales compuestos y su aplicación a los medios de transporte," Ph.D. Thesis, University of Zaragoza, Spain, 1994.
4. Larrodé, E., Miravete, A., Bravo, P., and Baselga S. "Design and Analysis of Crash Absorber Made of Advanced Materials: Automotive Applications," Proceedings of *ISATA-£Z*, Aachen Germany, 1994, pp. 199 206.

CONDUCTA MECÁNICA Y A IMPACTO DE PANELES SANDWICH CON NÚCLEOS DE PVC

Llano-Ponte R., Miner R., Telleria S., Franco J. C., Mujika F. y Mondragon I.
Escuela Universitaria de Ingeniería Técnica Industrial Departamento Ingeniería Química y del Medio Ambiente, Universidad País Vasco/Euskal Herriko Unibertsitatea,
Avda. Felipe IV, 1B, 20011 San Sebastián.

Resumen: Se han evaluado y comparado las propiedades estáticas y dinámicas de paneles sandwich constituidos por pieles tanto de aluminio como de laminados tipo SMC utilizando en ambos casos núcleos de PVC. Los ensayos de flexión muestran que las pieles de SMC (Sheet molding compound) aportan mayor rigidez y resistencia a los materiales sandwich que los preparados con pieles de aluminio. Los ensayos de impacto se han realizado en un péndulo instrumentalizado ROSAND a diferentes energías de impacto evaluando tanto el daño producido como la energía absorbida. Las estructuras sandwich con pieles de aluminio tienen una mejor conducta al impacto que las realizadas con SMC, aunque en ambos materiales el daño producido era visible a muy bajas energías de impacto.

Abstract: The static and dynamics properties of both glas fiber and aluminium sandwich structures based on PVC (polyvinylchloride) core have been evaluated and comparated in order to quantify the relative characteristics of each material. Flexural tests have shown that the SMC (Sheet molding compound) skins used lead to higher rigidity and strength to the sandwich than for aluminum ones. Impact tests have been carried out at different energies, evaluating the damage and the energy after maximun load. Aluminium skin sandwich structures exhibited a superior impact behaviour incurring less damage for a given impact energy, although the damage was visible on the surface of both structures at very low impact energies.

INTRODUCCIÓN

La necesidad de aligeramiento de piezas acabadas manteniendo una buena rigidez a flexión en la industria aeronáutica y otras, ha impulsado el desarrollo de los materiales sandwich. Un composite sandwich está formado básicamente por dos pieles con un núcleo entre ellas. El núcleo es el responsable de estabilizar y de propagar y distribuir los esfuerzos de cizalla entre las dos pieles. Aunque en un principio se utilizaban pieles de tipo metálico, hoy en día se trabaja más con pieles de tipo composite resina/fibra (1).

En ciertas aplicaciones los materiales sandwich están sometidos a fuerzas de impacto y a condiciones de carga dinámica durante su utilización. Es importante que en

estos casos el material sea capaz de absorber la energía incidente de impacto sin que sufra importantes daños o, en último caso, penetración. En este estudio se han evaluado tanto las propiedades quasi-estáticas como dinámicas a fractura de materiales sandwich con núcleo de PVC y pieles de aluminio o resina con fibra del tipo SMC.

EXPERIMENTAL

Los materiales utilizados han sido: como núcleo, una espuma tipo PVC Herex C-7075 con una densidad de 80 kg/m^3 y 23 mm de espesor; las pieles de aluminio tienen un espesor de 1 mm y las de SMC de 3 mm. Los sandwich han sido fabricados por compresión a 90 C y 2 bar de presión, utilizando 2 capas de SMC, Vitropreg H3/SE, con un espesor de 29 mm total después de prensado, y 25 mm de espesor total después de prensado para el sandwich de pieles de Aluminio.

La piel y el núcleo se ha encolado por medio de una cola de tipo poliuretano, Macroplast-VR. Las estructuras sandwich se han denominado Al-PVC y SMC-PVC.

Los ensayos de flexión han sido realizados en una máquina universal de ensayos mecánicos, Instron 4026. Se ha utilizado un dispositivo de flexión a 3 puntos utilizando para ello una distancia entre soportes de 300 mm, una velocidad de cruceta de 3 mm/min y una anchura de probeta de 75 mm de longitud de las probetas. Se han efectuado un mínimo de 5 ensayos para cada valor representado.

Los ensayos de impacto han sido realizados en un péndulo instrumentalizado de la casa ROSAND, modelo IFW5. Las probetas han sido apoyadas sobre un plato con un taladro circular de 60 mm de diámetro, quedando estas ancladas neumáticamente. Cada probeta ha sido impactada con una masa de 25,1 kg en el centro utilizando un puntero semiesférico de acero de 20 mm de diámetro. Para la evaluación de la respuesta a impacto de los materiales objeto de estudio se han empleado energías de impacto desde 2 J hasta 60 J, y los parámetros que han sido estudiados son los siguientes:

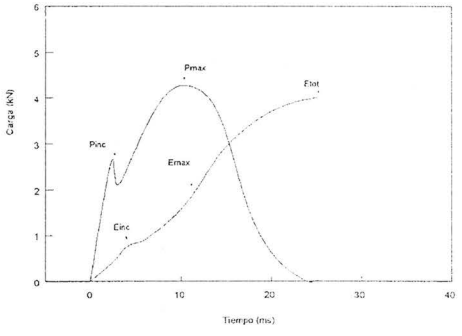


Figura 1. Curva caga-tiempo de un ensayo de impacto

Einc: energía requerida para causar un daño incipiente.
Emax: energía absorbida en el pico o en el punto máximo de carga.
Etot: energía requerida para la penetración.
Eprop: Etot - Emax.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los resultados de los ensayos de flexión a tres puntos se muestran en la tabla 1. Aunque en los valores del módulo elástico, E, no existe una gran diferencia entre los dos materiales, el SMC-PVC tiene mejor resistencia a la rotura, S

Si bien, existen varios mecanismos de rotura para el caso de los materiales composites, para el caso de los materiales sandwich, los mecanismos más comunes son de dos tipos: rotura de la piel sometida a tracción o compresión, y ampollamiento de las pieles hacia dentro o fuera dependiendo de la resistencia a compresión del núcleo con respecto a la resistencia a tracción del adhesivo piel/núcleo, conocido como wrinkling (2).

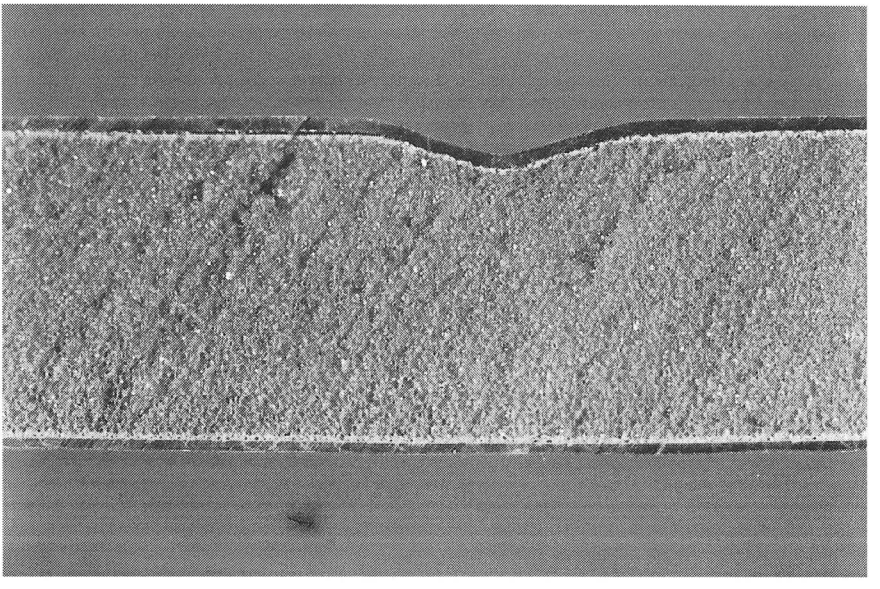
Tipo Marerial	E MPa	S Mpa	a 100 daN Flecha (mm)	a 200 daN Flecha (mm)
SMC-PVC	1340	12	1.9	3.9
Al-PVC	1240	5	1.4	-

Tabla 1. Módulo elástico y resistencia a flexión de sandwich tipo Al-PVC y SMC-PVC.

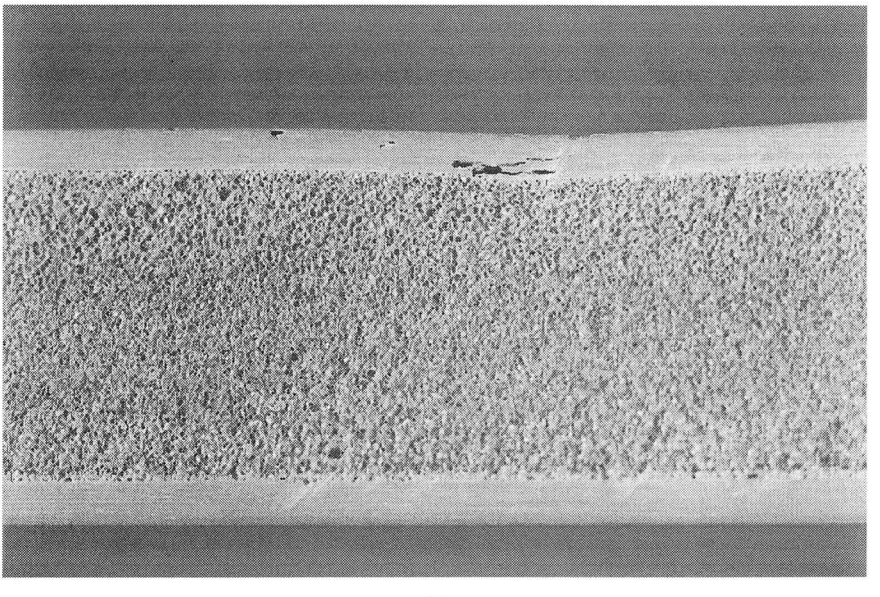
En la figura 2 se muestran las fotografías de las probetas una vez ensayadas. En el caso del SMC-PVC se produce una rotura de la piel sometida a compresión. El sandwich tipo Al-PVC, por el contrario, se rompe por "wrinkling". Los mecanismos de rotura en los paneles analizados están por tanto relacionados con las propiedades mecánicas de las pieles.

Las curvas carga-tiempo a distintas energías de impacto se muestran en la figura 3. La penetración total del puntero en el caso de ambos materiales sólo se ha producido a una energía de 60 J. El daño superficial, sin embargo, es apreciable incluso a 2 J para los dos tipos de materiales estudiados. En el material Al-PVC se produce hundimiento de la piel a consecuencia del impacto, siendo este hundimiento mayor a medida que aumenta la energía de impacto. A partir de 30 J, y aunque no se produzca la penetración del puntero en la piel, se puede apreciar un proceso de delaminación. En la tabla 2 se presentan los resultados de los ensayos de impacto para ambos materiales. Según se muestra en la misma, al incrementar la energía total de impacto aumenta el valor de la carga en el punto máximo. Esto viene a demostrar que en el caso del material realizado con pieles de aluminio la respuesta al impacto está controlada por la resistencia del material en el plano (3). El valor máximo de la carga representa el punto a partir del cual un material no resiste más el avance del puntero (4). La energía absorbida en este punto se puede definir como la máxima energía que absorbe el material antes de que se produzca rotura o penetración, aunque como se ha señalado anteriormente, en el caso de los materiales objeto de este estudio se produce un daño superficial previamente a producirse la penetración del puntero en los mismos.

La energía máxima que absorbe el material Al-PVC es 38.93 J, a una carga de 5.4 kN. El material SMC-PVC absorbe aproximadamente 9 J con una carga de 3 kN. Como se puede apreciar, la diferencia es importante, además, como se puede ver en la figura 3, para el material con pieles de SMC se produce un daño incipiente. Este daño incipiente se corresponde con la aparición de pequeñas grietas en el laminado SMC, aunque posteriormente el material sigue absorbiendo energía. La Einc es 0.70 J, y el valor



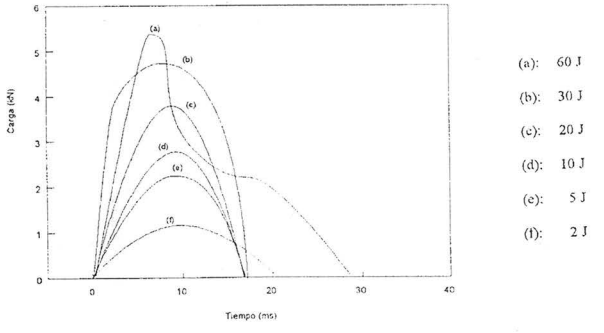
(a)



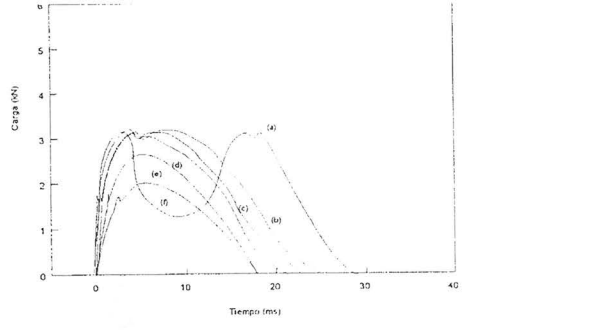
(b)

Figura 2. Probetas ensayadas a flexión: (a) Al-PVC y (b) SMC-PVC.

de la carga 1.45 kN. Por lo tanto, a muy bajas energías de impacto el SMC empieza a dañarse. El SMC-PVC está completamente roto a partir de 9 J. Estos valores son mucho menores que los correspondientes al sandwich Al-PVC, en el cual la penetración comienza a partir de 38 J.



(a)



(b)

Figura 3. Curvas carga-tiempo de (a) Al-PVC y (b) SMC-PVC.

Material	Energía (J)	Emax (J)	Pmax (kN)	Einc (J)	Pic (kN)
Al-PVC	2	3.59	1.52	-	-
Al-PVC	5	6.85	2.22	-	-
Al-PVC	10	11.65	3.00	-	-
Al-PVC	20	21.94	3.94	-	-
Al-PVC	30	32.88	4.76	-	-
Al-PVC	60	38.93	5.37	-	-
SMC-PVC	2	3.06	1.85	0.61	1.35
SMC-PVC	5	5.05	2.49	0.67	1.43
SMC-PVC	10	8.79	2.98	0.88	1.53
SMC-PVC	20	8.65	3.06	0.68	1.39
SMC-PVC	30	7.99	3.00	0.75	1.45
SMC-PVC	60	13.07	2.94	0.72	1.56

'Tabla 2 Resultados de los ensayos de impacto.

Se puede afirmar que el daño superficial se produce en ambos materiales a bajas energías (2 J). Ahora bien, el material Al-PVC se podría utilizar hasta energías de impacto de 30 J, mientras que el SMC-PVC a partir de 10 J es prácticamente inservible.

REFERENCIAS

(1) J.A. Nemes. K. E. Simmonds, "Low-velocity impact response of foam-core sandwich composites", Journal of Composites Matenals. 26, 4 (1992).
(2) A.F. Johnson. G.D. Sims. "Mechanical properties and design of sandwich materials", Composites. 17. 1, (1986).
(3) B.Z. Jang, L.C. Chen. L.R. Hwang, J.E. Hawkes. R.H. Zee. "The response of fibrous composites to impact loading". Polymer Composites, 11 3. (1990).
(4) L.H. Strait, M.L. Karasek, M.F. Amateu, "Effects of stacking sequence on the impact resistance of carbon fiber reinforced thermoplastic toughened epoxy laminates", Journal of Composites Materials, 26. 12, (1992)

ANÁLISIS DE LAS RELACIONES TENACIDAD/ ESTRUCTURA EN DIVERSAS MATRICES EPOXI

Miner R., Harismendy I., Andrés M.A., Valea A. y Mondragon I.
Dpto. Ingeniería Química y del Medio Ambiente. Escuela Universitaria de Ingeniería Técnica Industrial de San Sebastián. Universidad del País Vasco/Euskal Herriko Unbersitatea.

Resumen: Este trabajo pretende analizar las relaciones existentes entre el comportamiento frente a la rotura y la estructura en varias matrices epoxi. Para este proposito, se han realizado ensayos dinamico-mecánicos, mecánicos y de impacto. Como variables en los sistemas objeto de estudio, se han empleado la funcionalidad y el tipo de agente de curado, así como la modificación con caucho.

Abstract: This investigation was performed to study the fracture behaviour-structure relationships of several epoxy mixtures. For this purpose, dynamic-mechanical, mechanical and impact test were carried out. Molecular weigth, functionality and type of curing agent as well as the rubber modification have been the most important variables taken into account.

INTRODUCCIÓN

Las matrices epoxi poseen excelentes propiedades como rigidez y resistencia a la temperatura pero su utilización en algunas aplicaciones se ha visto limitada debido a su naturaleza frágil.

Para modificar este comportamiento, se pueden considerar varias soluciones como la modificación con otros componentes o la variación de la estructura de la red mediante la variación de la estructura química de los componentes de la mezcla o el control de la densidad de reticulación.

El método comunmente empleado a la hora de variar la densidad de reticulación es la utilización de monómeros con diferentes pesos moleculares (Choy et al 1986, Gupta et al 1990, Van der Sanden et al 1993) aunque otros autores como Sasuga et al (1991) consideran la utilización de monómeros con diferente funcionalidad o la variación de la relación estequiométrica (Grillet et al 1991, Palmese et al 1992). Estos estudios indican que la temperatura de transición vítrea aumenta al aumentar la densidad de reticulación mientras que la rigidez disminuye.

Otra forma de aumentar la tenacidad de estos sistemas prodría ser el adicionar un segundo agente de curado con cadenas flexibles que permitiera obtener una red más dúctil (Fdez de Nogaro et al 1995, Morgan et al 1984).

Sin embargo el método más generalizado sigue siendo la adición de caucho o termoplásticos a pesar de que suele presentar algunos inconvenientes como la disminución de la temperatura de transición vitrea del sistema.(San Karan et al 1990, Sue 1991, Van der Sanden et al 1994)

En este trabajo se pretenden analizar algunas de estas posibilidades para diversas matrices epoxi curadas con endurecedores aminados aromáticos, realizando por una parte un estudio comparativo de la rigidez y resistencia y por otra, de la tenacidad a la fractura medida en flexión y en impacto.

EXPERIMENTAL

Los materiales empleados en el presente trabajo han sido resinas de tipo diglicidil eter de bisfenol A (DGEBA); DER 332 con un equivalente epoxi (EEW) de 176 gr/eq, RUTAPOX UE 3966 (EEW=186gr/eq) y Shering XE 880 A (EEW=259 gr/eq) modificada con un 10% de caucho, amablemente suministradas por Dow Chemical, Bakelite y Shering respectivamente.También se ha utilizado una resina tetrafuncional de tipo Tetradiglicidil diaminodifenil metano (TGDDM) MY-9512 suministrada por CibaGeigy y con un EEW de 120 gr/eq.

El agente de curado empleado ha sido diamino difenil metano (DDM) de Ciba Geigy con un equivalente amina (EA) de 50 gr/eq salvo en el caso del sistema RUTA/DDM-PPO donde se ha utilizado un agente de curado mixto consistente en un 80% en moles de DDM y un 20% en moles de polioxipropilen diamina (PPO) Jeffamine D-230 (EA=57,5) gentilmente suministrada por Texaco LTD.

Las mezclas de resina epoxi / endurecedor se han realizado por disolución del endurecedor en la resina a 80°C de temperatura, utilizándose la relación estequiométrica. La cédula de curado empleada ha sido de 2,5 h a 80°C, con vacio durante los primeros 90 minutos y 1,5 h a 140°C y un postcurado de 2 h a 200°C.

Para el análisis de la conducta dinámico-mecánica se ha utilizado un viscoanalizador Metravib con un dispositivo de flexión a tres puntos. En todos los casos los ensayos se realizaron desde -80°C a 280°C a una velocidad de calentamiento de 3°C/min y una frecuencia constante de 10 Hz.

Las propiedades mecánicas fueron analizadas en una Máquina Universal de Ensayos Instron modelo 4026, utilizando un dispositivo de flexión a tres puntos según la norma ASTM-D 790.

Los test de tenacidad sobre probetas con entalla y microfisura provocada se realizaron de acuerdo con la norma ASTM-E 399 y los ensayos fueron llevados a cabo en una Instron 4026.

Los ensayos de impacto fueron realizados en un péndulo instrumentalizado tipo Charpy modelo ROSAND IFW5 siguiendo la norma ASTM D-256. La resistencia al impacto se expresa como la energía total absorbida por unidad de sección bajo la entalla.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En las figuras 1 y 2 se muestran el factor de pérdidas, tan δ y el módulo de almacenamiento, E'de todas las mezclas estudiadas.

Se observan tres relajaciones: una relajación principal α en la región de altas temperaturas, correspondiente a la transición vitrea, una relajación secundaria β, por debajo de 0°C asociada al movimiento de enlaces hidroxieter (Charlesworth et al 1988, Pangrle et al 1989) y una relajación inermedia ω, cuyo origen no está todavía muy claro.

En la figura 1 se observa que la relajación ω sólo aparece cláramente en los sistemas más reticulados como DER y TGDDM.

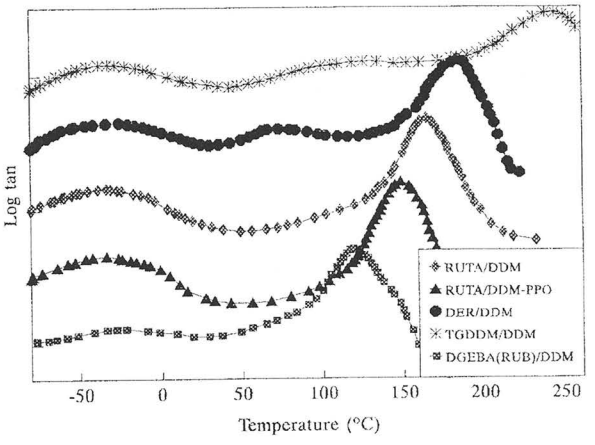


Figura 1. Factor de pérdidas, tan δ vs temperatura

También se puede ver que a medida que aumenta la densidad de reticulación, aumenta el area bajo el pico β debido al incremento de la concentración de grupos hidroxieter. La temperatura a la que se produce la relajación α aumenta al aumentar la densidad de reticulación en todos los casos, y es aproximadamente 40°C menor para el sistema RUTA/DDM-PPO que para el RUTA/DDM, probablemente debido a la mayor flexibilidad de la estructura del PPO. Además la magnitud del valor de tan δ en el pico α decrece con la densidad de reticulación debido a la disminución de la movilidad de los segmentos.

El valor del módulo de almacenamiento a temperatura ambiente es claramente dependiente de la relajación β, disminuyendo a medida que aumenta el área bajo el pico. En el caso de las mezclas donde aparece una relajación ω, esta disminución es mayor, probablemente debido al mayor valor de tan δ a temperatura ambiente, donde se solapan las relajaciones β y ω. Jordan et al (1992) observaron la misma variación en el módulo elástico con la densidad de reticulación y mostraron que ese comportamiento, llamado fenomeno de antiplastificación interna, estaba relaccionado con la densidad de reticulación. Antiplastificación interna es el término utilizado en el caso de un incremento en el módulo asociado a un decrecimiento de la temperatura de transición vitrea. Para todos los sistemas el modulo disminuye bruscamente a la temperatura donde apa-

rece la relajación α y luego alcanza un valor constante (estado caucho) salvo para el caso del TGDDM donde comienza la degradación térmica antes de alcanzar ese estado. El mismo comportamiento fue observado por Sasuga et al (1991) para mezclas curadas con DDS.

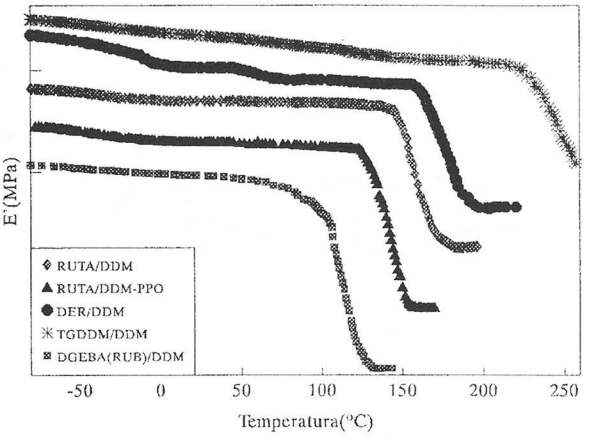
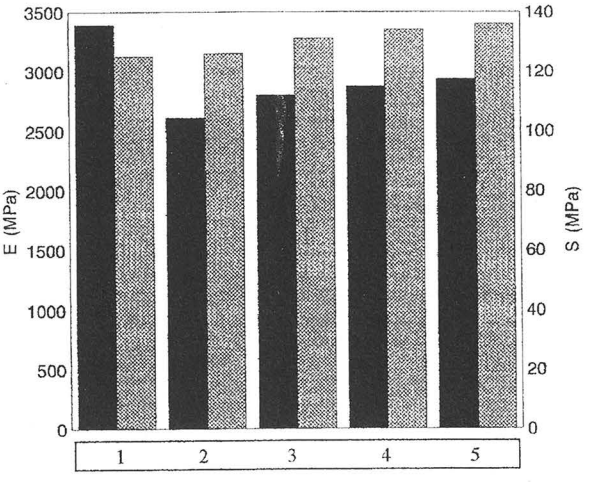


Figura 2. Módulo de almacenamiento, E' vs temperatura

En la figura 3 se muestran el módulo elástico, E y la resistencia, S medidos mediante ensayos de flexión a temperatura ambiente. Se observa que el módulo elástico sigue las mismas pautas que el módulo de almacenamiento medido mediante ensayos dinámicos. El hecho de que las mezclas preparadas con DER presenten un módulo menor que las preparadas con RUTAPOX puede estar relaccionado con el fenómeno de antiplastificación interna comentado anteriormente. La resina modificada con caucho presenta un módulo ligeramente superior. Esto puede ser debido a la menor densidad de reticulación de la resina o a la disminución del volumen libre debido a la ocupación de los huecos por el caucho. El sistema con mayor módulo es el TGDDM debido a la rigidez inducida por la restricción del movimiento de los segmentos de cadena de esta resina. En el caso de los sistemas RUTA/DDM y RUTA/DDM-PPO tanto el módulo como la resistencia son muy similares, por lo que se podría concluir que un 20% de PPO no es suficiente para producir grandes variaciones en las propiedades mecánicas. En los demás casos la resistencia a la rotura disminuye con el aumento de rigidez, alcanzando el valor mínimo en el caso del TGDDM.

Los resultados obtenidos en los ensayos de impacto y tenacidad a flexión con entalla se muestran en la tabla 1.

Todos los sistemas, salvo el modificado con caucho, mostraron el típico comportamiento frágil, con una rápida e inestable propagación del frente de grieta. La energía de rotura (area bajo la curva F-δ) es muy pequeña. La energía de rotura tanto en los ensayos de impacto como de tenacidad de DER/DDM, RUTA/DDM-



1-TGDDM/DDM, 2-DER/DDM, 3-RUTA-DDM, 4-RUTA-DDM-PPO, 5-DGEBA(RUB)/DDM.

Figura 3. Módulos elásticos y resistencias de las mezclas

PPO, RUTA/DDM y TGDDM/DDM es muy similar. La proximidad de los valores y la incertidumbre de los resultados en el caso de materiales tan frágiles hacen que las variaciones no sean lo suficientemente significativas como para obtener conclusiones significativas. Otros investigadores como Ochi et al (1994) encontraron mayores aumentos en la resistencia a la rotura con el incremento de las relajaciones β y ω debido a la densidad de reticulación, aunque las diferencias en los pesos moleculares de los monómeros utilizados eran mayores. Atribuyeron este comportamiento al incremento en la deformación plástica debido al aumento de temperatura causado por la presencia de las relajaciones. Esta podría ser la causa de la mayor resistencia del DER con respecto al RUTAPOX. La tenacidad del sistema RUTA/DDM-PPO no aumenta con respecto a la del RUTA/DDM como cabría esperar. En un reciente trabajo de Fdez de Nogaro et al (1995) se muestra que se produce un incremento de la tenacidad al aumentar el porcentage de PPO en la mezcla pero que son necesarias cantidades mayores que el 20% para observar variaciones significativas. En el caso de la resina modificada con caucho sí que se observa un aumento apreciable de la resistencia a la fractura, siendo la resistencia al impacto unas 7 veces mayor que para los otros sistemas. El mecanismo atribuido a la fractura de estos materiales reforzados es la formación de microgrietas. El caucho refuerza la matriz cuarteada y la rotura se retarda produciéndose una propagación más estable del frente de grieta y siendo necesaria mayor cantidad de energía para producir la rotura (Williams et al 1992).

	K_{IC} ($MN.m^{3/2}$)	G_{IC} ($kJ.m^{-2}$)	E_T ($kJ.m^{-2}$)
TGDDM/DDM	0.52	0.07	0.68
DER/DDM	1.02	0.35	0.80
RUTA/DDM	1.06	0.36	0.70
RUTA/DDM-PPO	1.02	0.32	0.74
DGEBA(RUB)/DDM	1.86	1.04	5.28

Tabla 1. Tenacidad a flexión, K_{IC}, G_{IC} y resistencia al impacto, E_I.

REFERENCIAS

1. Charlesworth J.M., Polym. Eng. Sci., 35, 221 (1988)
2. Choy I.C. and Plazed D.J., J. Appl. Polym. Sci., 24, 1303 (1986)
3. Fdez. de Nogaro F., Llano-Ponte R. and Mondragon I., Polymer, en prensa (1995)
4. Grillet A.C., Galy J., Gérard J.F., and Pascault J.P., Polymer, 32, 1885 (1991)
5. Gupta V.B., Brahathee C., and Waram S., J. Appl. Polym. Sci., 141, 2533 (1990)
6. Jordan C., Galy J., and Pascault J.P., J. Appl. Polym. Sci., 54, 1893 (1994)
7. Karan S.S. and Chanda M., J. Appl. Polym. SGi., 39, 1635 (1990)
8. Morgan R.J., Kong F.M.and Walkup C.M., Polymer, 25, 375 (1984)
9. Ochi M., Ikegawa K., Ueda S., and Kotera K., J. Appl. Polym. Sci., 54, 1893 (1994)
10. Palmese G.R. and McCullough R.L., J. Appl. Polym. Sci., 46, 1863 (1992)
11. Pangrle S., Wu C.S.and Geil P.H., Polym. Compos., 10, 173 (1989)
12. Sasuga T. and Udagama A., Polymer, 32, 402 (1991)
13. Sue H.J., Polym. Eng. Sci., 31, 270 (1991)
14. Van der Sanden M.C.M. and Meijer H.E.H., Polymer, 34, 5063 (1993)
15. Van der Sanden M.C.M. and Meijer H.E.H., Polymer, 35, 155 (1994)
16. Williams J.C., Plast. Rubb. Compos. Process. Appl., 17, 315 (1992)

COMPORTAMIENTO DEL HORMIGÓN NORMAL Y REFORZADO CON FIBRAS METÁLICAS BAJO EL IMPACTO DE PEQUEÑOS PROYECTILES

Moreno Almansa, E.[1]; Fernández Cánovas, M.[2]

[1] Dpto. de Ingeniería Civil-Construcción. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, C. y P. de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid. Tfno: 91-3366723. Fax: 91-3366718.

[2] Dpto. de Ingeniería Civil-Construcción. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, C. y P. de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid. Tfno: 91-3366723. Fax: 91-3366718.

Resumen: El hormigón reforzado con fibras metálicas (HRFM) es muy apropiado para el diseño de protecciones frente a explosivos, proyectiles, metralla, fragmentación y otras amenazas.

Los objetivos de este trabajo son proporcionar un método de diseño de barreras de hormigón frente a las amenazas de pequeños proyectiles, y evaluar la mejora que se produce por la adición de fibras metálicas a la matriz y por la mejora de las características del hormigón (resistencia a compresión).

Abstract: SFRC is very suitable to design barriers against the effects of explosives, projectiles, fragmentation and many other threats.

The scope of this work is, firstly, to get rationally some design method of SFRC barriers against impact of small projectiles. On the other hand, we aim to asess the improvement obtained by fibers adding into cementitious matrix and by increasing the compressive strength of concrete.

1.- FABRICACIÓN DE LAS PLACAS.

Se fabricaron placas de hormigón de varios espesores y cuantías de fibra para someterlas al impacto de los proyectiles escogidos en el trabajo. Como índice de calidad se planteó que el hormigón en masa para estas placas tuviera una resistencia característica a 28 días de 40 Mpa medida en probeta cilíndrica.

Las fibras metálicas empleadas pertenecen al grupo I de las especificadas en la norma UNE 83500/89. Está conformada en sus extremos en forma de ganchos y encoladas en grupos de 25. Su longitud es 50 mm y su diámetro 0.5 mm; su esbeltez es, por tanto, igual a 100.

Las dimensiones de la cara frontal de la placa son 60 x 60 cm, estimándose que cada placa puede soportar 3 disparos del calibre 7.62 mm AP, o un sólo disparo del calibre 12.7 mm AP. La relación completa de placas se expone en la Tabla 1.

espesor (cm)	0 kg/m^3	40 kg/m^3	80 kg/m^3	120 kg/m^3
4	4	0	4	1
6	10	2	10	2
8	8	0	8	2
10	10	0	10	2
12	8	0	8	0
14	0	2	2	2
18	0	2	0	2
20	0	0	0	2

Tabla 1.- Relación de placas fabricadas.

2.- PROYECTILES.

Los cartuchos empleados principalmente en este trabajo son:
-5.56 x 45 mm (SS109 NATO) - 7.62 x 51 mm AP - 12.7 x 99 mm AP

Las características más importantes de los proyectiles son la estructura, composición y peso del proyectil y de su núcleo duro. Los pesos de cada proyectil aparecen en la Tabla 2.

calibre	masa total	masa del núcleo	masa de la envuelta más aleación Pb/Sb	% núcleo sobre el total
5.56 x 45 mm	4.13 gr	0.495 gr	3.635 gr	12.0
7.62 x 51 mm AP	9.70 gr	4.600 gr	5.100 gr	47.4
12.7 x 99 mm AP	42.00 gr	22.800 gr	19.200 gr	54.3

Tabla 2.- Masas del núcleo y totales de los proyectiles.

3.- TOMA DE MEDIDAS.

En cada disparo se obtuvo la velocidad de impacto y la de salida, si la hubiere, mediante efecto Doppler.

El volumen de los cráteres se midió indirectamente tomando sus diámetros máximo y mínimo, así como su profundidad. Las penetraciones de los proyectiles (si se detuvieron en la placa) se midieron con sonda flexible.

4.- ESTUDIO DE LA PERFORACIÓN

La energía cinética del proyectil, tanto a la entrada como a la salida se calcula como $E= 1/2\ mv^2$, donde "m" es la masa inicial del proyectil y "v" la velocidad de entrada o salida respectivamente.

calibre (mm)	cuantía (Kg/m^3)	media (J/cm)	desv. típica (J/cm)	nº de valores
5.56	80	345	20.45	8
7.62 AP	0	394	25.02	4
7.62 AP	80	403	27.00	22
12.7 AP	0	1022	84.06	11
12.7 AP	40	1035	43.81	6
12.7 AP	80	1048	86.20	37
12.7 AP	120	1130	85.00	20

Tabla 3.- Valores de ΔE/e sobre disparos que perforan

Con los datos obtenidos en las pruebas es posible calcular la relación de la pérdida de energía cinética del proyectil al espesor de la placa en todos los disparos que perforan lo cual arroja los resultados de la Tabla 3.

Admitiendo la hipótesis de que ΔE/e tiene una distribución normal con esta media y desviación típica, quiere decir que su valor estará en torno a la media ± 5-8 %, con una probabilidad del 68.27 %; ó ±10-16 % con un 95.45 %. Sin perjuicio de estas variaciones, es posible admitir que ΔE/e toma un valor constante para cada tipo de proyectil y cuantía de fibras. Insistamos en que Tabla 3 comprende toda la gama de espesores ensayados con cada proyectil y que han resultado en perforación. Podemos concluir que *el valor ΔE/e es independiente del espesor*, y depende únicamente del tipo de proyectil y de las características del material del blanco.

Puesto que ΔE/e es un valor constante, que llamaremos $\underline{K}$, podemos calcular el espesor umbral de perforación de forma inmediata, como un caso límite, haciendo E_s (energía cinética traslacional a la salida del blanco) igual a 0, entonces resultaría:

$$e_{perf} = \frac{E_i}{K} \qquad (1)$$

siendo E_i la energía cinética inicial en el momento de impactar. Para que esto fuera cierto no es suficiente con suponer que $\underline{K}$, calculado a partir de los datos de velocidad, sea independiente del espesor; es necesario que $\underline{K}$ cumpla una doble desigualdad, que llamaremos "lógica" y que se expresa a continuación:

$$\left(\frac{E_i}{e}\right)_{perf1} \leq K \leq \left(\frac{E_i}{e}\right)_{perf2} \qquad (2)$$

Donde:

$(\frac{E_i}{e})_{perf1}$ = mayor valor de E_i/e entre los disparos que no perforan.

$(\frac{E_i}{e})_{perf2}$ = menor valor de E_i/e entre los disparos que perforan.

Puede comprobarse que los valores medios más probables de K, calculados mediante las velocidades de salida, verifican esta desigualdad en todos los casos de proyectiles y cuantías de fibra estudiados. Esto muestra, por tanto, que la expresión (1)

calibre (mm)	cuantía (Kg/m^3)	rango de K (J/cm)
5.56	0	$253 \leq K \leq 380$
5.56	80	$255 \leq K \leq 374$
7.62 AP	0	$360 \leq K \leq 474$
7.62 AP	80	$360 \leq K \leq 479$
12.7 AP	0	$800 \leq K \leq 1294$
12.7 AP	40	$875 \leq K \leq 1139$
12.7 AP	80	$890 \leq K \leq 1124$
12.7 AP	120	$879 \leq K \leq 1149$

Tabla 4.- Resultados experimentales de la desigualdad (2)

es perfectamente válida y suficientemente precisa para calcular el espesor umbral de perforación.

5.- PENETRACIONES

El cálculo de la penetración que alcanza un proyectil a partir de la veloeidad con la que impacta es un problema frecuentemente planteado en balística de efectos. A nosotros nos interesa en la medida en que la penetración sea un parámetro eficiente para prevenir la fragmentaeión y proyeceión de fragmentos en la cara trasera, o "scabbing".

En la Fig. 1 se muestra la relación existente entre los monomios E_i/eK y x/e, relación entre la penetración y el espesor del blaneo. En este gráfieo se muestran los disparos que no han producido "seabbing" ni perforación, sin distinción de proyectil, cuantía de fibras y/o espesor; la influeneia de estas variables se manifiesta en el valor de K valor que, insistamos, se ha obtenido de forma totalmente independiente de las penetraciones.

Aparte de la correlación que existe entre ambas variables, se observa que hay muy escasa posibilidad de que un proyectil alcance el 60 % del espesor sin producir

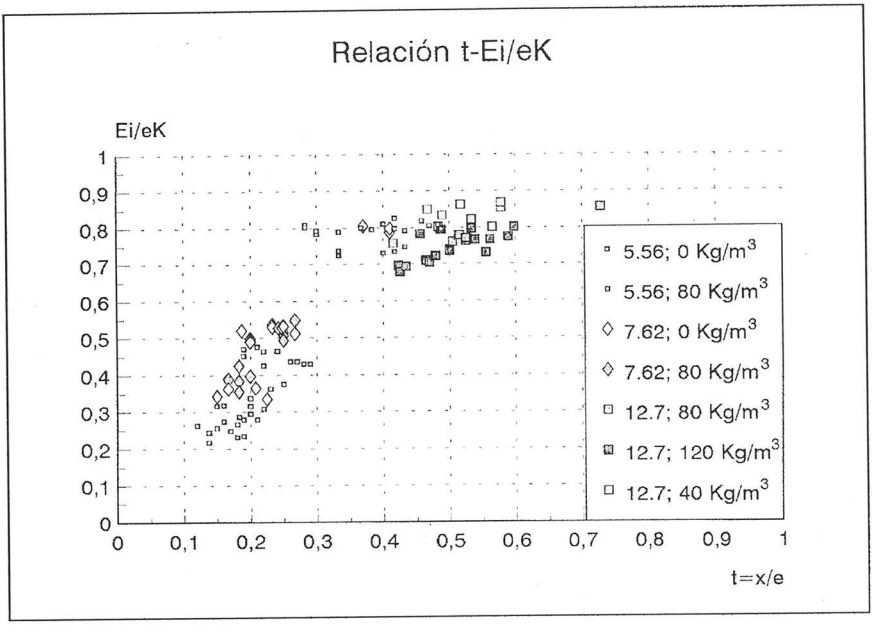


Fig. 1.- Relación de E_i/eK y x/e

"scabbing"; aún este límite superior es inalcanzable para el hormigón normal, que muestra que una penetración del 45 % del espesor es suficiente para producir el "scabbing". Por otra parte, la eficacia de las fibras se aprecia con una cuantía relativamente baja, como es 40 Kg/m^3; la mejora que se aprecia en el gráfico elevando esta cuantía a 80 y 120 Kg/m^3 es marginal, y se aprecia mayormente en la mayor garantía que se obtiene en cuanto a resistir el "scabbing", el menor volúmen de fragmentos proyectados y la capacidad de la placa para soportar impactos múltiples.

La Fig. 1 tambien indica que para el hormigón normal, *el "scabbing" puede producirse cuando la energía cinética inicial del proyectil es al menos un 80 % del producto eK*. Pero cuando añadimos 80 Kg/m^3 de fibra, *la energía del proyectil debe ser al menos un 89 - 90 % del producto eK*. Señalemos que, mientras en el caso del hormigón normal hemos podido determinar una cota superior del valor E_i/eK que produce el "scabbing" diferente a aquel que produce la perforación, esto no ha sido posible en el caso del hormigón con fibras, pues no se dió ningún caso en que se produjera " scabbing" sin perforación. La razón es que la adición de fibras reduce mucho la diferencia entre el espesor umbral de "scabbing" y perforación, y ello hace más difícil discriminar experimentalmente ambos espesores.

6.- CONCLUSIONES

La experimentación nos muestra que la pérdida de energía cinética media por unidad de espesor del proyectil es constante para todos los disparos con perforación, y que

su valor depende del tipo de proyectil y de las caracterísiticas del blanco (resistencia y cuantía de fibras). Este valor K nos permite limitar el riesgo de perforación y/o "scabbing" a través del monomio adimensional E_i/eK.

El análisis muestra que la adición de fibras disminuye el espesor umbral de "scabbing", que se aproxima sensiblemente al umbral de perforación, que es menor y disminuye marginalmente con la adición de fibras. La mayor parte de esta mejora se obtiene con una cuantía relativamente modesta, como es 40 Kg/m^3. Una adición mayor de fibras se traduce en una mayor garantía frente al "scabbing", mayor resistencia del blanco frente a impactos múltiples y en una reducción del material proyectado; estos últimos conceptos de difícil estimación cuantitativa.

El volumen de fragmentos depende de las dimensiones y energía cinética del proyectil, y de las características del blanco. Pero este volúmen tiene una cota máxima relacionada con los mismos parámetros. Esto subraya que la formación de los cráteres se debe a la propagación en superficie de las ondas de presión generadas en el impacto; en el caso del "scabbing" sería la reflexión en la cara trasera de tales ondas.

7.- REFERENCIAS

1.- Anderson, W.F.; Watson, A.J.; Armstrong, P.J. *High velocity projectile impact on fibre reinforced concrete*. Int. Sym. on concrete structures under impact and impulsive loading; Bundesanstalt fur Materialprufung. Berlín. 1982.

2.- Armstrong, P.J. *Projectile penetration into fibre reinforced concrete"*. Ph. D. Thesis. Univ. of Sheffield. Dept. of Civil and Strucutural Engineering. 1987.

3.- Moreno, E. *Evaluación de la resistencia al impacto de proyectiles de armas ligeras sobre hormigón convencional y reforzado con fibras metálicas*. Tesis Doctoral. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, C. y P. de Madrid. 1995.

4.- Naus, D.J.; Williamson, G.R. *Ballistics tests of fibrous concrete dome and plate specimens*. Construction Engineering Research Laboratory. Technical Report M179. 1976.

5.- Pähl, H. *Penetration of projectiles into finite thick reinforced concrete slabs*. Proc. of the 4th Sym. on the interaction of non-nuclear munitions with structures. Florida. 1989.

6.- Zukas, J.A. et. al. *High velocity impact dynamics*. Wiley & sons. 1990.

COMPORTAMIENTO DE LAMINADOS SOMETIDOS A CARGAS DE IMPACTO

Navarro C.
Departamento de Ingeniería. Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III. Butarque n° 15, 28911-Leganés (Madrid). Tfno. 91-624 94 91. Fax 91-624 94 30.

Resumen: Se presenta aquí una breve descripción fenomenológica del comportamiento de laminados cuando se encuentran sometidos al impacto de proyectiles balísticos. También se consideran aquellas protecciones formadas por laminados sobre los que se pegan losetas cerámicas o polvo cerámico. De esta manera se ilustran las posibilidades de uso de los materiales compuestos en protecciones contra impacto a alta velocidad.

Abstract: A brief phenomenological description of the behaviour of laminates when impacted by ballistic projectiles is presented. Laminates faced by ceramic tiles or ceramic powder are also considered which illustrates the possibilities of use of this kind of materials in high velocity impact applications.

1.- INTRODUCCIÓN

El comportamiento de un laminado sometido al impacto de un proyectil, que viaja a una velocidad de varias centenas de metros por segundo y ortogonalmente a su plano, es un problema difícil de analizar por la cantidad de fenómenos físicos que aparecen. Así, dentro del marco del III Plan nacional de I+D recientemente publicado, y más concretamente dentro del Plan Nacional de Materiales, se considera, como objetivo prioritario, el desarrollo de materiales compuestos con propiedades específicas para una mejor resistencia al impacto mecánico, lo que ilustra la importancia de este problema.

El impacto a gran velocidad, que es el caso que aquí se considera, difiere del de baja velocidad, en el comportamiento estructural que presenta el laminado. En efecto, a baja velocidad la respuesta estructural predomina sobre cualquier otra, teniendo una gran influencia, por tanto, las condiciones de sustentación del laminado. Sin embargo, a alta velocidad, la respuesta del mismo tiene un marcado carácter local ya que la duración del fenómeno es de unos cien microsegundos, tiempo insuficiente para conseguir la respuesta estructural del laminado.

Entre los múltiples usos que, en la actualidad, tienen los materiales compuestos caben destacar aquéllos relativos a la industria de la defensa. En particular, la ligereza y capacidad para absorber energía de estos materiales cuando se fabrican a base de una matriz polimérica reforzada con fibras, les hace particularmente útiles en aplicaciones tales como las protecciones personales contra el impacto de un proyectil balístico de bajo calibre ya

que, los altos módulos de Young de las fibras empleadas, hace que éstas actúen como vehículos transmisores de la energía que el proyectil comunica al laminado, repartiendo ésta sobre un área grande del mismo. En este tipo de problemas hay que buscar laminados capaces de deformarse sin romper y que preserven el comportamiento, más o menos solidario, de sus diferentes láminas. Para ello suelen utilizarse fibras de tipo nylon, aramida o polietileno. En este tipo de aplicaciones, los materiales compuestos, como sistema de protección, son eficaces cuando el proyectil impactante es de pequeño calibre y, por tanto, su energía cinética es inferior a unos 600 julios. Para proyectiles que posean una energía cinética superior a ese valor, los blindajes realizados sólo con materiales compuestos dejan de ser utilizables, bien por los altos valores de los traumas (máximo desplazamiento residual de la cara posterior del laminado en la dirección del impacto) que se producen, o bien porque aparece perforación en el material compuesto.

La modelización del comportamiento de este tipo de materiales, cuando se les somete al impacto de un proyectil a alta velocidad, es un aspecto de gran interés para el diseño de protecciones. Se ha realizado en nuestro país un gran esfuerzo, en los últimos años, sobre este tema disponiéndose actualmente de modelos ingenieriles [1-7], uno de los cuales se presenta en esta Conferencia, capaces de predecir la respuesta de un laminado en las circunstancias anteriores.

Cuando la energía cinética del proyectil supera los 600 julios, es necesario considerar otro tipo de protección que, usualmente, consiste en un laminado al que se le pegan losetas cerámicas. Aunque existen diferentes tipos de materiales cerámicos para este uso, se suele utilizar losetas cuadradas de alúmina de unos cuantos centímetros de lado y unos milímetros de espesor. En este caso, el material compuesto se comporta de manera muy distinta a como lo hace, por ejemplo, cuando es directamente impactado por el proyectil, tal como se verá posteriormente. La modelización de este tipo de problemas es mucho más complicada que en el caso anterior, aunque también existen modelos ingenieriles [8-12] cuyos resultados concuerdan aceptablemente con la realidad.

Otro tipo de protecciones, en las que intervienen materiales compuestos, consisten en aquéllas en las que se coloca polvo cerámico sobre un laminado [13]. Este tipo de protecciones no son tan eficaces como las anteriores, conduciendo a una densidad areal del blindaje compuesto (polvo cerámico-laminado) más alta que la correspondiente al caso en que se utilizan losetas cerámicas, aunque su precio es mucho más bajo que el de estas últimas protecciones.

En este trabajo se muestran resultados experimentales de ensayos balísticos que se han realizado a lo largo de estos últimos años lo que, de alguna manera, ilustra el comportamiento de algunos laminados, paso previo para comprenderlo en profundidad, y por tanto, paso fundamental para su mejora.

2.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

a) Proyectiles utilizados:

En la figura 1 se muestran diferentes tipos de proyectiles balísticos de bajo calibre que normalmente se utilizan para evaluar la eficacia de protecciones personales. De izquierda a derecha, los proyectiles son: el 7,62 mm NATO; el ,357 MAGNUM y el 9 mm Parabellum. Las energías cinéticas de estos proyectiles se encuentran dentro del intervalo que va desde los 580 julios hasta los 750 julios. Estos proyectiles tiene un núcleo de plomo rodeado de una camisa de latón.

b) Impacto sobre un laminado recubierto por losetas cerámicas

Como se dijo anteriormente, se suelen utilizar, para este tipo de protecciones, losetas de alúmina (AD96) pegadas sobre el laminado, tal como se observa en la figura 2, que corresponde al impacto a 834 m/s de un proyectil 7,62 mm NATO que fue detenido por el blindaje con un trauma inferior a 20 mm, que es el máximo permitido. En este caso el laminado fue realizado mediante tejido de fibra de aramida en una matriz vinilester pudiéndose apreciar que, la rotura de la loseta impactada, presenta una serie de fisuras radiales y circunferenciales. La naturaleza del adhesivo que se emplee, para pegar las losetas sobre el laminado, tiene una gran transcendencia en el comportamiento global del blindaje, tal como ha sido demostrado recientemente por Marshall [14]. Tradicionalmente, todos los modelos ingenieriles existentes no tienen en cuenta dicha influencia: las losetas cerámicas se suponen rígidamente unidas al material compuesto. El estudio de esta influencia constituye una nueva línea de trabajo que ha comenzado a desarrollarse en nuestro laboratorio. En la figura 3 se observa el resultado del impacto a 823 m/s del mismo proyectil que antes, empleando también el mismo tipo de cerámica, pero sustituyendo el laminado anterior por otro de tejido de polietileno en matriz de polietileno. En este caso, el proyectil también fue detenido por el blindaje. Sin embargo, en la figura 4, se muestra el resultado de un proceso de penetración del blindaje, para el mismo tipo de proyectil pero, esta vez, viajando a 945 m/s. El tipo de rotura del laminado cambia sustancialmente si se trata de un caso en el que el proyectil es detenido en comparación con un caso de perforación, tal como se puede observar si se comparan las fotografías de las figuras 3 y 4.

c) Impacto directo sobre un laminado y sobre un laminado recubierto por polvo cerámico.

Una posible alternativa al tipo de blindaje anterior se puede lograr sí, en lugar de utilizar losetas intactas de cerámica, se utilizara polvo cerámico de alúmina o carburo de silicio. Una discusión detallada del porqué de esta alternativa se puede encontrar en la referencia [13]. En la figura 5 se recoge el resultado correspondiente al impacto de un proyectil de 9 mm Parabellum que impactó a 415 m/s (marcado en la figura con el número ocho), sobre un laminado de fibra de polietileno en matriz de polietileno recubierto por una capa de seis milímetros de espesor de polvo cerámico de carburo de silicio (ya retirada en el momento de hacer la foto) cuyas partículas tenían un tamaño inferior a 0,18 milímetros. En la misma figura, pero marcado con el número nueve, se puede apreciar el efecto del impacto directo del mismo proyectil que antes pero sin que existiera la capa de polvo cerámico. En ambas pruebas, el proyectil, fue detenido por el blanco. Obsérvese las diferentes formas de rotura del laminado: mientras que, en la prueba identificada con el número ocho, el agujero es sensiblemente circular, y las deformaciones remanentes en el laminado sugieren un comportamiento independiente de la orientación de las fibras, en la prueba identificada con el número nueve el agujero es sensiblemente cuadrado, lo que pone de manifiesto el comportamiento anisótropo del material. En la figura 6 se muestra el proyectil antes y despues de impactar directamente sobre el laminado; como se observa, el proyectil se deforma considerablemente.

3.- CONCLUSIONES

Aunque el objeto de esta comunicación es el de presentar las posibilidades de uso de los materiales compuestos en aplicaciones en las que se encuentren sometidos a cargas de impacto a alta velocidad, es necesario resaltar que uno de los problemas con los que se

encuentra un ingeniero, que trabaje en este campo, es la falta de información respecto al comportamiento dinámico de este tipo de materiales. Parámetros claves, tales como la deformación de rotura, la velocidad de propagación de las ondas de tracción en las fibras del material compuesto, etc.- son de difícil determinación experimental por lo que debe realizarse un gran esfuerzo de investigación en el sentido reseñado. Por otra parte, el uso de materiales compuestos en protecciones contra impacto ofrece grandes perspectivas pues, los ahorros de peso que se consiguen y que son importantísimos en este tipo de aplicaciones, les hace particularmente apropiados para estos menesteres. Efectos tales como la influencia del adhesivo, en blindajes de tipo mixto cerámica-material compuesto, del material de refuerzo utilizado, etc. también merecen ser investigados en profundidad para una mejor comprensión de los fenómenos que aparecen. En definitiva, las grandes perspectivas del uso de materiales compuestos en protecciones contra impacto obliga a un esfuerzo investigador de la comunidad científica en esta línea.

4.- BIBLIOGRAFÍA

1.- B. Parga, "Modelización de materiales compuestos a altas velocidades de deformación" Tesis Doctoral, UPM, 1988.

2.- C. Navarro. "Modelling of High Velocity Impact on Woven Fabrics and Composite Materials". ICCM-9. Univ. Zaragoza y Woodhead Publishing Ltd., 1993.

3.- C. Navarro. "Modelización de los problemas de impacto". Anales Mecánica Fractura, Vol. 10,1993.

4.- C. Navarro, J. Rodríguez, R. Cortés. "Analytical modelling of the impact behaviour of composite panels". EURODYMAT'94. Les Editions de Physique, 1994.

5.- C. Navarro. "Simplified modeling of composite panel response to ballistic projectile impact". ICCI. Eds. D. Hui. 1994.

6.- B. Parga y F. Henández, "An analytical model to predict impact behaviour of soft armours". Int. J. Impact Engng., Vol. 16, No 3, 1995.

7.- R. Zaera, M.A. Martínez Casanova, V. Sánchez-Gálvez, R. Cortés e I.S. Chocron, "Modelo analítico de blindajes de material compuesto sometidos a impacto balístico". Materiales Compuestos 95, pp. 269-274. Sevilla 1995.

8.- M.A. Martínez, R. Cortés, N. Murillo, V. Sánchez-Gálvez y C. Navarro. "Impact Behaviour of Ceramic Faced Armours Backed by Composite plates". ICCM-9. Univ. Zaragoza y Woodhead Publishing Ltd., 1993.

9.- C. Navarro, M.A. Martínez, R. Cortés y V. Sánchez-Gálvez. "Some observations on the normal impact on ceramic faced armours backed by composite plates". Int. J. Impact Engng., Vol. 13, No. 1, 1993.

10.- C. Navarro, M.A. Martínez, R. Cortés, J. Rodríguez y V. Sánchez-Gálvez. "Comportamiento de placas mixtas cerámica/composite bajo cargas de impacto". Anales Mecánica Fractura, Vol. 10, 1993.

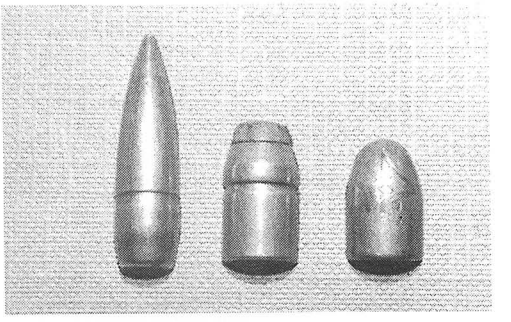
11.- R. Cortés, C. Navarro, M.A. Martínez, J. Rodriguez, V. Sánchez-Gálvez. "An analysis of projectile impact onto ceramic/metal armours". SUSI'94. Comp. Mech. Publ., 1994.

12.- C. Navarro, R. Zahera, R. Cortés, M.A. Martínez, V. Sánchez-Gálvez. "The response of ceramic faced lightweight armours under projectile impact". SUSI'94 Comp. Mech. Publ., 1994.

13.- R. Vigil y C. Navarro. "Behaviour of a laminate faced by ceramic powder subject to ballistic impact". ICCM-10. 1995

14.- J. Marshall. "Composite ballistic armour", ICCE-1, 1994.

Figura 1



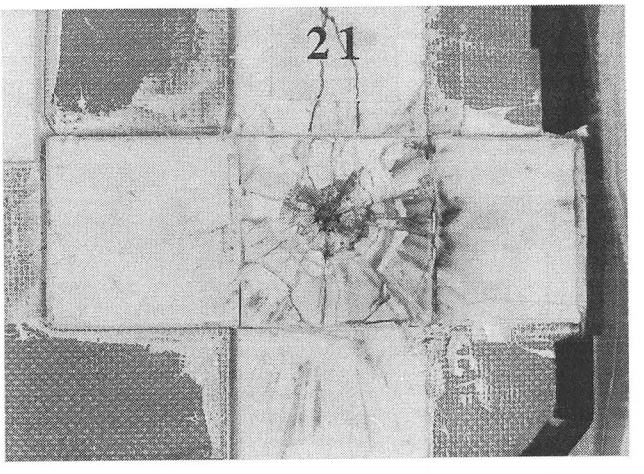
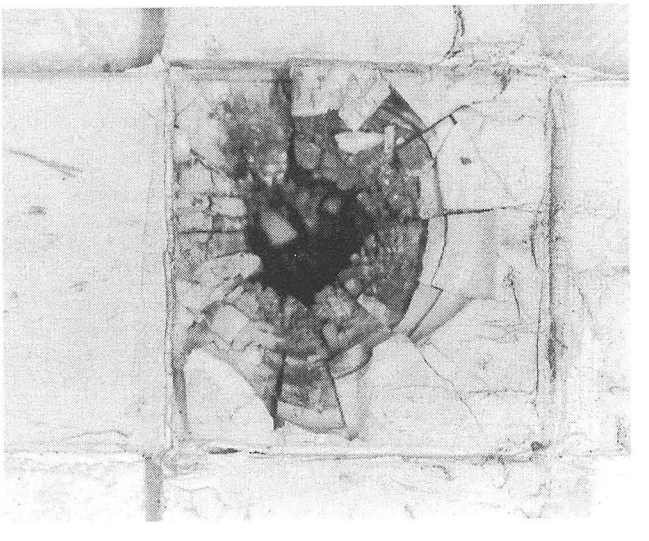


Figura 2

Figura 3



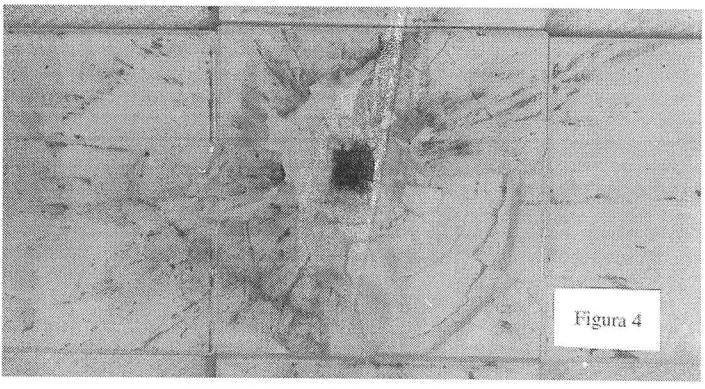


Figura 4

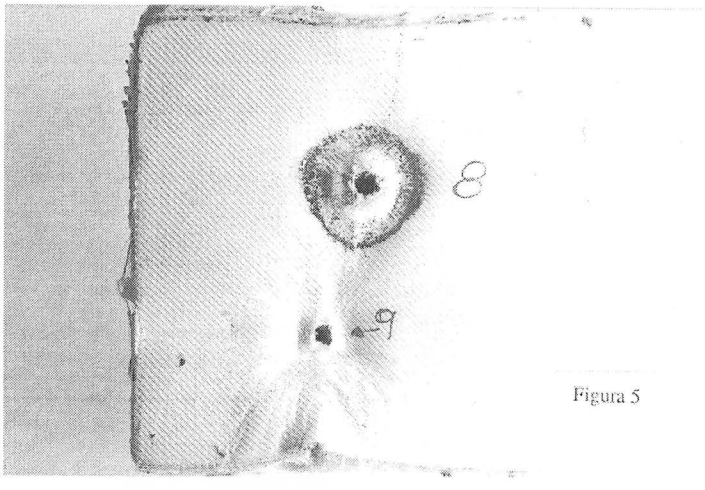


Figura 5

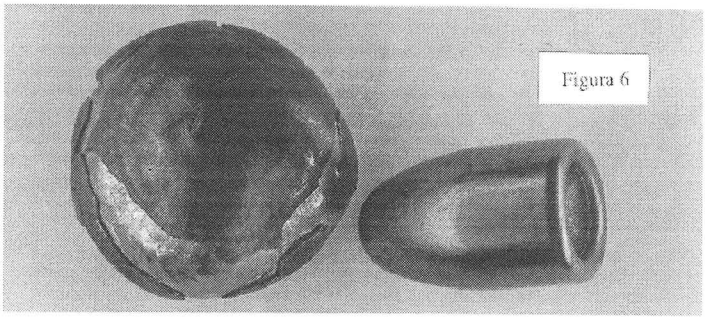


Figura 6

MECANISMOS DE ROTURA EN UNA ALEACIÓN Al - Li - Cu - Mg - Zr REFORZADA CON PARTÍCULAS DE SiC.

Poza P. y Llorca J.
Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos, Ciudad Universitaria, E - 28040- Madrid. Tno 91- 3366419. Fax:91-3366680.

Resumen: En esta comunicación se presenta un estudio sobre los mecanismos de rotura en una aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC, así como de la aleación sin reforzar. Para analizar la influencia de la resistencia mecánica de la matriz en el proceso de rotura se ensayaron tanto el material compuesto como la aleación matriz en los tratamientos térmicos T651 y T4. El trabajo se completa con el análisis fractográfico de las probetas ensayadas, y el estudio de los mecanismos de rotura mediante técnicas de metalografía cuantitativa.

Abstract: A study of the fracture mechanisms in a 8090 aluminium alloy reinforced with 15 vol. % SiC particulates as well as in the unreinforced alloy is presented. The materials were tested in the peak-aged and naturally aged conditions to study the influence of the matrix strength on the failure mechanisms. The investigation was completed with a fractographic study of the specimens tested and a quantitative analysis of the fracture mechanisms.

1.- INTRODUCCIÓN.

El desarrollo de nuevas estructuras aeronaúticas y aeroespaciales ha motivado la búsqueda de materiales ligeros con elevadas propiedades específicas. En el caso de las aleaciones de aluminio, una manera de conseguir este efecto es mediante la adición de litio, que provoca un incremento en el módulo de Young, especialmente interesante al encontrarse unido a una reducción significativa de la densidad. En concreto por cada adición porcentual de litio (% peso) el módulo de Young aumenta hasta un 6% y la densidad puede reducirse hasta un 3% (Sanders et al. 1989). Por otra parte las aleaciones basadas en el sistema aluminio-litio también presentan mejor límite elástico y tensión de rotura que las aleaciones de aluminio convencionales, siendo su reducida ductilidad y tenacidad de fractura los principales inconvenientes que presentan (Sanders et al. 1982).

Otra manera de mejorar algunas propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio, manteniendo constante la densidad, es reforzándolas con partículas cerámicas de SiC (Lloyd 1994). Esto ha motivado un creciente interés en el desarrollo de materiales compuestos de matriz metálica (MCMM) basados en aleaciones de aluminio-litio (White et al. 1989).

Los principales inconvenientes que presentan los MCMM para su utilización como materiales estructurales, son su reducida ductilidad y tenacidad de fractura. Mejorar estas propiedades ha motivado el estudio de los mecanismos de rotura dominantes en estos materiales. En los MCMM el proceso de rotura puede originarse bien por rotura dúctil de la matriz, bien por fractura frágil del refuerzo cerámico, o bien por decohesión de la intercara matriz-refuerzo (Lloyd 1991, LLorca et al. 1993, LLorca et al. 1994).

El presente trabajo estudia los mecanismos de rotura en tracción en una aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC, así como de la correspondiente aleación sin reforzar para analizar el efecto del refuerzo en el proceso de fractura.

2.- MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

La aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC así como la aleación sin reforzar fueron suministradas por Cospray (Reino Unido) en forma de barras extruidas con una sección de 25 mm x 62.5 mm. Tras la extrusión las barras fueron tratadas a 530°C, templadas en agua y deformadas un 2% para eliminar las tensiones residuales introducidas durante el temple. Finalmente se realizó el proceso de maduración artificial a 170°C durante 32 horas para el material compuesto y durante 48 horas para la aleación sin reforzar; de este modo los materiales alcanzaron la condición T65 1 que les confiere la máxima resistencia. Las probetas fueron mecanizadas a partir de las barras. Algunas de ellas fueron de nuevo tratadas a 530°C durante dos horas, templadas en agua y maduradas de forma natural a temperatura ambiente; por este proceso los materiales alcanzaron la condición T4.

Se mecanizaron probetas para realizar ensayos de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8M donde el eje de carga coincidió con la dirección de extrusión. En todos los casos la velocidad de deformación media fue de 10^{-4} s^{-1}, y se utilizó un extensómetro con una base de medida de 50 mm.

La superficie de fractura de las probetas ensayadas se estudió utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM 6300. Posteriormente algunas probetas se seccionaron en dirección transversal a la superficie de fractura y fueron embutidas en resina para su estudio metalográfico. Las probetas se devastaron con lijas de SiC de grano decreciente hasta 500 grit, y a continuación se pulieron con pasta de diamante de 9 µm, 3 µm y 1 µm, y finalmente con MgO. Para revelar las fronteras de grano algunas superficies pulidas fueron atacadas con el reactivo Keller. Las probetas pulidas fueron estudiadas mediante técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido. El estado del refuerzo se analizó antes de realizar los ensayos, y se encontró un porcentaje de partículas rotas inferior al 3%.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES.

3.1.- Fractografía.

El aspecto de la superficie de fractura de la aleación sin reforzar depende del tratamiento térmico al que fue sometida. En la condición T4 presentó el aspecto típico de rotura por cizalla dúctil transgranular (figura 1a). En la condición T651 el mecanismo de rotura dominante fue un proceso de fractura intergranular (figura 1b), mezclado con algunas zonas minoritarias donde apareció rotura transgranular. En esta condición tam-

bién se observaron grietas secundarias paralelas a la dirección de carga, nucleadas por delaminación de los granos orientados en la dirección de extrusión.

El aspecto de las superficies de fractura de los materiales compuestos fue característico del proceso de rotura por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos (Van Stone et al. 1985). En ambos tratamientos térmicos las cavidades se nuclearon en torno a las partículas de SiC (figura 2), aunque se observaron diferencias en los mecanismos de coalescencia de huecos. En la condición T4 el proceso final de rotura se produjo por extricción de la matriz (figura 2a), mientras que en la condición T651 las cavidades coalescieron a través de las fronteras de grano (figura 2b).

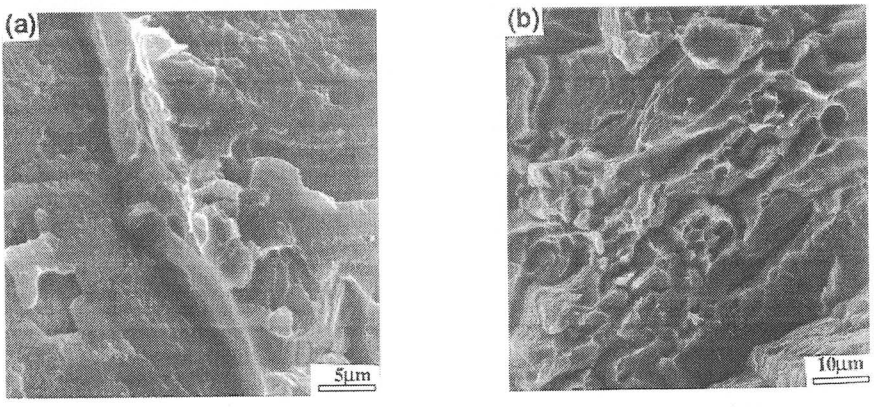


Figura 1.- Micrografías de las superficies de fractura de las aleaciones sin reforzar. a) Condición T4. b) Condición T65 1.

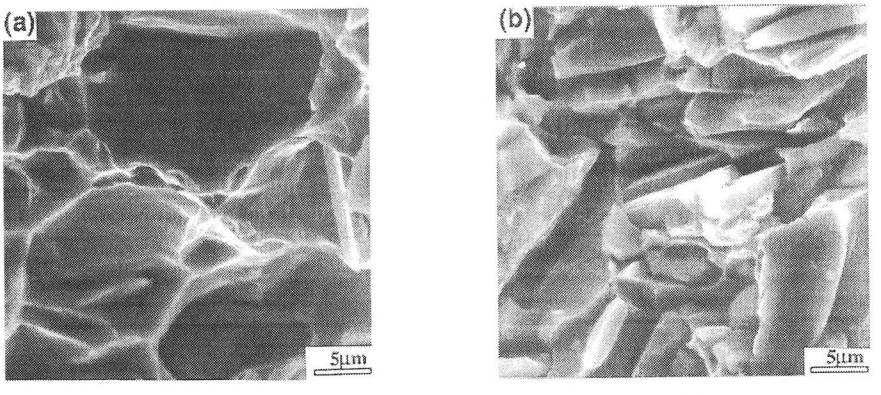


Figura 2.- Micrografías de las superficies de fractura de los materiales compuestos. a) Condición T4. b) Condición T65 1.

3.2.- Mecanismos de rotura.

Las secciones transversales a las superficies de fractura de las probetas de material compuesto ensayadas presentaron partículas rotas en la dirección normal a la dirección de carga, incluso lejos de la superficie de fractura. En la sección donde se produjo la

rotura también se observaron partículas decohesionadas. En la condición T4 estas partículas decohesionadas aparecían principalmente en zonas formadas por agrupaciones de partículas (figura 3a). Por el contrario las decohesiones se observaron en partículas aisladas en la condición T651 donde la cavidad formada alrededor del refuerzo crecía a través de las fronteras de grano de la matriz (figura 3b).

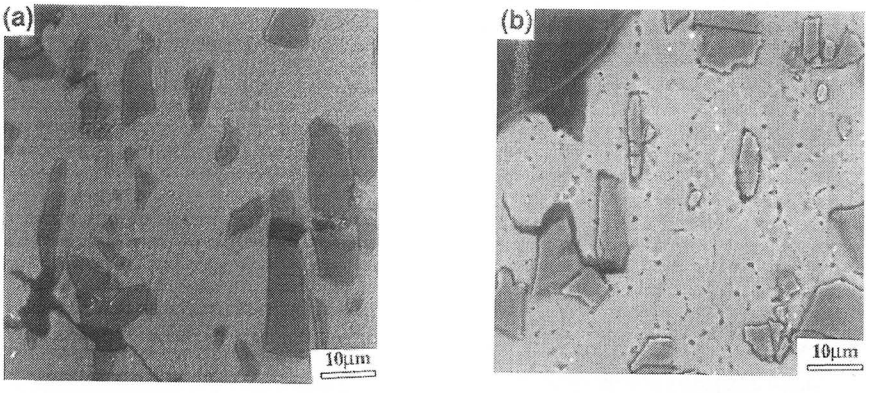


Figura 3.- a) Micrografía en contraste de electrones retrodispersados de la sección pulida normal a la superficie de fractura del material compuesto en la condición T4. b) Micrografía en contraste de electrones retrodispersados de la sección pulida y atacada con el reactivo Keller, normal a la superlcie de fractura del material compuesto en la condición T651. Distancia a la superficie de fractura (mm).

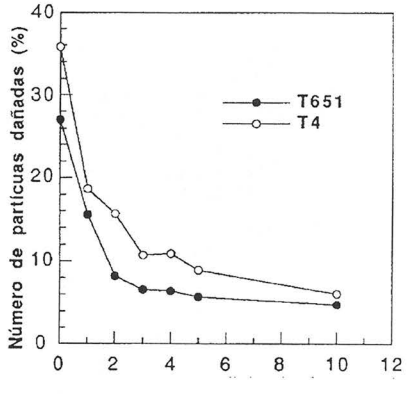


Figura 4.- Porcentaje de partículas dañadas en función de la distancia a la superficie de fractura para cada tratamiento térmico.

Tratamiento	T651	T4
Partículas rotas	21.5%	19.3%
Decohesiones de forma aislada	5.5%	3.7%
Decohesiones en agrupaciones	-	12.8%
Total partículas dañadas	27.0%	35.8%

Tabla 1.- Diferentes mecanismos de daño en la sección donde se produjo la rotura.

Para analizar los mecanismos de rotura dominantes se analizaron más de 1000 partículas en cada tratamiento térmico, realizando medidas del porcentaje de partículas rotas y decohesionadas en función de la distancia a la superficie de fractura. Los resultados aparecen en la figura 4 e incluyen todas las partículas dañadas en cada condición.

Este valor coincide con la fracción de partículas rotas excepto en la superficie de fractura donde, como se ha indicado anteriormente, se encontró un porcentaje considerable de decohesiones. La tabla 1 presenta la fracción de partículas rotas, decohesionadas de forma aislada y decohesionadas en agrupaciones de refuerzos encontradas en la sección donde se produjo la rotura.

Los resultados muestran una concentración del daño cerca de la superficie de fractura, si bien este hecho es algo más acusado en la condición T651. En la condición T4, donde la matriz es más dúctil, la fracción de partículas rotas fue mayor. En ambos casos, lejos de la superficie de rotura el porcentaje de partículas rotas fue del orden del 5%, valor muy cercano al encontrado en el material antes de ensayar.

4.- DISCUSIÓN.

El proceso de rotura del material compuesto en los tratamientos térmicos estudiados se produjo por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos, como ya ha sido observado en otros MCMM (LLorca et al. 1993, LLorca et al. 1994, Downes et al. 1993). La fractura frágil del refuerzo cerámico fue el mecanismo dominante en el inicio del proceso de rotura.

La localización del daño y la presencia de un porcentaje mayor de partículas fracturadas en la condición T4 puede entenderse considerando dos etapas en el proceso de rotura de los MCMM. Inicialmente el material transfiere carga de la matriz al refuerzo y aquellas partículas donde aparezca una mayor concentración de tensiones, o en las que existan defectos de mayor tamaño, comenzarán a romperse liberando la carga que han almacenado a la matriz. De este modo se produce un proceso de rotura homogénea del refuerzo en todo el material ensayado. Este proceso se prolongará mientras la matriz sea capaz de absorber la carga liberada por las partículas al romperse, y por tanto será más prolongado cuanto más dúctil sea la matriz y mayor sea su capacidad de endurecimiento por deformación.

La segunda etapa del proceso de fractura da comienzo al saturarse la matriz. La carga liberada por la rotura del refuerzo pasa inmediatamente a la partícula más próxima, produciéndose una reacción en cadena y una localización del daño en una sección de la probeta. Finalmente las cavidades nucleadas en torno a las partículas de SiC coalescen provocando la rotura del material compuesto.

Las características microestructurales de la matriz dominaron el proceso final de fractura de los materiales compuestos. En la condición T4 la rotura de la aleación sin reforzar se produjo por cizalla dúctil transgranular. La coalescencia de huecos en el material compuesto en esta condición tuvo lugar por estricción de la matriz, apareciendo cavidades en zonas de alta densidad de partículas donde las deformaciones plásticas son más elevadas El mecanismo de rotura dominante en la aleación sin reforzar madurada de forma artificial fue un proceso de rotura intergranular, y la rotura final del material compuesto en esta condición se produjo a través de las fronteras de grano.

5.- CONCLUSIONES.

En esta comunicación se estudiaron los mecanismos de rotura de una aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC, así como de la correspondiente aleación sin reforzar en los tratamientos térmicos T651 y T4.

Las superficies de fractura de los materiales compuestos, observadas en el microscopio electrónico de barrido, fueron características del proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos. El estudio metalográfico de las secciones transversales a las superficies de fractura mostró que la fractura frágil del refuerzo cerámico dominó el inicio del proceso de rotura en los tratamientos térmicos estudiados.

El proceso final de fractura reflejó los mecanismos de rotura de las aleaciones sin reforzar: fractura intergranular en la condición T651 y rotura dúctil transgranular en la condición T4.

6.- REFERENCIAS.

1.- Downes T. J. y King J. E., *The Effect of Microstructure on the Fracture Toughness of a Metal-Matrix Composite*, Composites, **24**, pp 276-281 1993.

2.- LLorca J., Martín A., Ruiz J. y Elices M., *Particulate Fracture During Deformation of a Spray Formed Metal Matrix Composite*, Metall. Trans., **A 24**, pp 1575-1588 1993.

3.- LLorca J. y Poza P., *Influence of Matrix Strength on Reinforcement Fracture and Ductility in Al/A* l_2O_3 *Composites*, Mater. Sci. Engng., **185 A**, pp 25-37 1994.

4.- Lloyd D. J., *Aspects of Fracture in Particulate Reinforced Metal Matrix Composites*, Acta Metall. Mater., **39**, pp 59-71 1991.

5.- Lloyd D. J., *Particulate Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites*, Int. Mater. Rev., **39**, pp 1-23 1994.

6.- Sanders T. H. Jr. y Starke E. A. Jr., *The Effect of Slip Distribution on the Monotonic and Cyclic Ductility of Al-Li Binary Alloys*, Acta Metall. Mater., **30**, pp 927-939 1982.

7.- Sanders T. H. Jr. y Starke E. A. Jr., *The Metallurgy of Aluminum-Lithium Alloys a Review*, pp 1-37, Aluminium-Lithium V, Williansburg, Virginia, Ed. MCEP. Birmingham, UK 1989.

8.- Van Stone R. H., Cox T. B., Low J. R. y Psioda J. A., *Microstructural Aspects of Fracture by Dimpled Rupture*, Inter. Metals. Rev., **30**, pp 157-179 1985.

9.- White J., Palmer I. G., Hughes I. R., y Court S. A., *Development of Metal Matrix Composite System Based on Aluminium-Lithium*, pp 1635-1645, Aluminium-Lithium V, Williansburg, Virginia, Ed. MCEP. Birmingham, UK 1989.

MODELO ANALÍTICO DE BLINDAJES DE MATERIAL COMPUESTO SOMETIDOS A IMPACTO BALÍSTICO

Zaera R.[1], Martínez Casanova M.A.[1], Sánchez-Gálvez V.[2], Cortés R.[1], Chocrón I.S.[2]

[1] Dpto. de Ingeniería. Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid. C/ Butarque 15 28911-Leganés, Madrid. Tfno: (91) 624 99 20. Fac: (91) 624 94 30.

[2] Dpto. Ciencia de Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria. 28040 Madrid. Tfno: (91) 336 66 79. Fax: (91) 336 66 80

Resumen: En el presente artículo se muestra un modelo analítico para la simulación del impacto sobre blindajes de cerámica/composite. El modelo tiene en cuenta la erosión sufrida por el proyectil debida a su interacción con la placa cerámica. La fuerza resistente ejercida por la placa de composite se calcula a partir de la deformación sufrida por las fibras del tejido afectadas por el impacto. El modelo se aplica a pruebas reales de impacto de un proyectil balístico 7,62 NATO sobre blindajes cerámica/composite respaldados por una placa flexible adicional de tejido de aramida y separada de la anterior por una cámara de aire de 7 mm de espesor. Se observa una correspondencia razonablemente buena entre los resultados analíticos y las medidas experimentales.

Abstract: In this paper, an analytical model for the impact of ceramic faced armours backed by composite plates is developed. The model takes into account projectile erosion due to the interaction with the ceramic plate. The force exerted by the composite is supposed to be caused by the stretching of the fibers involved in the impact process. Application was made to the impact of 7,62 NATO projectiles onto ceramic/composite armours backed by an additional aramid fabric plate separated by the former by an air chamber 7 mm thick. The analytical predictions were found to agree relatively well with experimental results.

1.- INTRODUCCIÓN.

La utilización de blindajes cerámica/metal o cerámica/composite ha supuesto un gran avance en la protección de personas o vehículos contra el impacto de proyectiles balísticos. Frente a los blindajes cerámica/metal, los formados por una placa cerámica respaldada por un laminado de material compuesto de matriz polimérica y tejido de fibras presentan la ventaja de su bajo peso. Esta característica los hace especialmente útiles en la protección personal -chalecos antibala-, donde la ligereza del blindaje es un parámetro de diseño esencial (Navarro et al. 1993, Navarro 1995).

El diseño de este tipo de blindajes es una actividad muy compleja para la que se requieren diferentes herramientas de diseño. Entre ellas, los *métodos empíricos* son ob-

viamente los que más seguridad ofrecen y por ello han sido los más utilizados en el pasado, pero presentan la desventaja de ser válidos exclusivamente para el sistema proyectil-blindaje ensayado; cualquier modificación en el sistema requiere la repetición del ensayo. Un acercamiento alternativo consiste en la utilización de *métodos numéricos* - elementos finitos o diferencias finitas-, que permiten simular correctamente el proceso de penetración del proyectil en el blindaje cerámica/composite. Sin embargo, los programas numéricos adecuados para este tipo de simulaciones requieren de las ecuaciones constitutivas *a altas velocidades de deformación* de los materiales involucrados; estas ecuaciones se desconocen en la mayoría de los casos y es necesario introducir una serie de parámetros que deben ser ajustados para la correcta caracterización del material. Por otra parte, la simulación numérica de un caso de impacto es muy costosa en tiempo, por lo que el número de sistemas proyectil-blindaje analizados no puede ser muy elevado.

Los *métodos analíticos* para la simulación de impactos se muestran como una herramienta de gran utilidad en el diseño de blindajes por su rapidez y sencillez de manejo, además de proveer una detallada información acerca del proceso de penetración. La caracterización de los materiales en estos modelos se suele expresar mediante ecuaciones sencillas y a través de parámetros de fácil determinación experimental tales como el módulo elástico, la resistencia a compresión o la deformación de rotura. Las ecuaciones utilizadas en mecánica se simplifican considerablemente al introducir hipótesis derivadas del análisis del comportamiento global del fenómeno. La principal desventaja de estos métodos respecto de los numéricos es obviamente la menor fidelidad en la aproximación a los resultados experimentales.

Los modelos analíticos presentes en la literatura para simular este tipo de problemas son escasos. La mayor parte de los modelos se han desarrollado para blindajes cerámica/metal (Florence 1969, Woodward 1990, den Reijer 1991, Zaera et al. 1995, Sánchez-Gálvez et al. 1995). En la presente comunicación se presenta un modelo analítico unidimensional para blindajes cerámica/composite. El modelo se aplica al caso de placas de alúmina AD96 respaldadas por placas polietileno/polietileno o aramida/epoxy.

2.- DESCRIPCIÓN DEL MODELO.

2.1. Aspectos generales.

Durante los primeros microsegundos del impacto, la placa cerámica presenta una barrera prácticamente infranqueable frente al proyectil de plomo, de tal forma que el proyectil se erosiona sin que el blindaje sufra deflexión alguna. En esta fase, la cerámica se fractura por la propagación de una onda de compresión. El resultado es un conoide de cerámica fragmentada cuyo semiángulo en el eje es del orden de 65°. La onda de compresión se refleja en la interfase cerámica-composite (formada por un adhesivo elástico) y genera unas fisuras radiales que se propagan en sentido inverso al del impacto. Se admite que esta etapa finaliza cuando las fisuras radiales alcanzan de nuevo la cara impactada de la placa (den Reijer 1991). La duración t* de la etapa se calcula mediante la ecuación:

$$t^* = \frac{h_c}{u_{cela}} + \frac{h_c}{u_{crack}} \qquad (1)$$

siendo h_c el espesor de la losa cerámica, u_{cela} la velocidad de las ondas elásticas en la cerámica y u_{crack} la velocidad de propagación de las fisuras radiales, que se estima constante e igual a 1/5 de u_{cela}.

Transcurrida esta fase, la erosión del proyectil o de la cerámica tienen lugar cuando la

fuerza de contacto F_t excede el valor $F_p = A_o Y_p$ para el proyectil o $F_c = A_o Y_c$ para la cerámica, siendo A_o el área de la sección del proyectil, Y_p su límite elástico e Y_c la resistencia a compresión de la cerámica fracturada. El material erosionado es expulsado del frente de erosión con una componente axial de su velocidad igual a la velocidad de penetración, por lo que su momento deja de contribuir a la penetración. Por otra parte, el conoide cerámico distribuye la fuerza ejercida por el proyectil sobre la placa de material compuesto formada por N capas de tejido, que comienza a deformarse. Como hipótesis simplificativa se admite que todas las capas de tejido están sometidas todas ellas a la misma deformación. Desde el instante en que finaliza la fase de fragmentación de la cerámica, dos ondas comienzan a propagarse sobre la placa de composite en dirección radial y desde la base del cono cerámico. La primera es una onda de tracción propagándose a una velocidad c_{tc}, que provoca el desplazamiento de las fibras del tejido hacia el eje del impacto. La segunda es una onda de deformación transversal que se propaga a una velocidad c_t y cuyo resultado es la deflexión de la placa. Ambas velocidades de propagación vienen dadas por las ecuaciones:

$$c_{tc} = \sqrt{E_k / \rho_k} \qquad (2) \qquad\qquad c_t = \sqrt{\sigma_k / \rho_k} \qquad (3)$$

donde E_k es el módulo elástico de las fibras, ρ_k su densidad y σ_k la tensión en la fibra que pasa por el eje del impacto. Del examen post mortem del blindaje se observa que la zona afectada por el impacto tiene un radio que oscila entre 15 y 18 cm; este último valor se admite como límite para la propagación de ambas ondas. En cuanto al campo de desplazamientos de los puntos del blindaje se admite una variación lineal decreciente con la distancia al eje e igual a cero en la zona no afectada por la onda de deformación transversal. La deflexión w en la placa vendrá dada en función de su distancia r al eje por la ecuación:

$$w(r) = w_t\left(1 - r/r_t\right) \qquad (0 \le r \le r_t) \qquad (4)$$

siendo w_t la deflexión en el eje y r_t la distancia alcanzada por la onda de deformación transversal; el campo u de velocidades correspondiente será:

$$u(r) = \frac{\partial w(r)}{\partial t} = u_t\left(1 - r/r_t\right) + w_t \frac{r}{r_t^2} c_t \qquad (0 \le r \le r_t) \qquad (5)$$

donde u_t es la velocidad en el eje de la placa. En la figura 1 se representa una sección transversal de proyectil y del blindaje cerámica/composite. Las variables r_c, r_t y r_{tc} representan los valores radio de la base del cono cerámico, radio de la zona afectada por la onda de deformación transversal y radio de la zona afectada por la onda de tracción respectivamente. También aparece la placa flexible adicional de 27 capas de tejido de aramida cosidas entre si y separada del blindaje una distancia de 7 mm. Esta placa flexible se comporta igual que la que forma parte del blindaje cerámica/composite y contribuye al frenado del proyectil cuando la deflexión w_t supera los 7 mm.

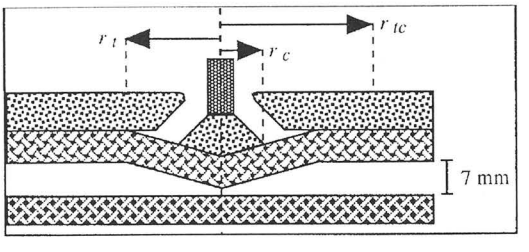


Figura 1.- Sección transversal del sistema proyectil-blindaje-placa adicional.

2.2. Ecuaciones de erosión, continuidad y momento lineal.

Las ecuaciones de erosión son similares a las propuestas por Woodward (Woodward 1990), aunque se han introducido ciertas modificaciones con objeto de mejorar las predicciones del modelo. Considerando las variables u_p (velocidad del proyectil), u_c (velocidad de penetración), u_t, M_p (masa del proyectil) y M_C (masa del conoide cerámico) las ecuaciones de erosión para proyectil y cerámica son:

$$\frac{dM_p}{dt} = \frac{F_I - F_p}{u_c - u_p} \qquad (6) \qquad\qquad \frac{dM_c}{dt} = \frac{F_I - F_c}{u_t - u_c} \qquad (7)$$

y las ecuaciones de continuidad:

$$\frac{dM_p}{dt} = \rho_p A_o \left(u_c - u_p\right) \qquad (8) \qquad\qquad \frac{dM_c}{dt} = \rho_c A_o \left(u_t - u_c\right) \qquad (9)$$

Las ecuaciones de momento lineal para proyectil y blindaje son:

$$\frac{du_p}{dt} = -\frac{F_p}{M_p} \qquad (10) \qquad\qquad \frac{du_t}{dt} = \frac{F_c - F_t}{M_t} \qquad (11)$$

donde F_I es la fuerza que el laminado del blindaje opone al movimiento del sistema en el sentido del impacto. M_t es una *masa equivalente*, estimada de forma que el producto $M_t u_t$ sea igual al momento lineal del blindaje en la dirección del impacto. El procedimiento para calcular M_t se realiza de la siguiente forma:

$$M_t = \frac{\int_k u(r)\, dm_k}{u_t} + \frac{\int_c u(r)\, dm_c}{u_t} \qquad (12)$$

donde la primera integral corresponde al laminado y la segunda a la cerámica. Cuando la deflexión del blindaje en el eje supera la distancia de separación a la placa adicional debe ser añadido un segundo término de masa M_t^* al cociente de la parte la derecha de la ecuación (11):

$$M_t^* = \frac{\int_{k^*} u(r)\, dm_{k^*}}{u_t} \qquad (13)$$

El símbolo "*" en la ecuación anterior está referido a los parámetros que definen la placa flexible adicional. La fase inicial del impacto, es decir, aquella durante la cual se forma el conoide de cerámica fracturada está gobemada por las ecuaciones (8) y (10) con $u_c = 0$.

2.3. Evaluación de la fuerza resistente de la placa de material compuesto.

La fuerza resistente del laminado del blindaje se calcula como la suma de las fuerzas individuales de cada una de sus fibras. La figura 2 ilustra las zonas afectadas por las dos ondas; el círculo exterior representa el límite de la zona alcanzada por la onda de tracción y el interior el límite de la zona afectada por la onda de deformación transversal. En trazo grueso se representa una fibra de una de las capas de tejido del laminado alejada una distancia d del eje del impacto. A la derecha del dibujo principal se muestra la deformada de dicha fibra bajo la hipótesis de deflexión expresada en la ecuación (4) y más a la derecha la hipótesis de deformada que se adopta para la misma fibra con objeto de calcular su contribución a la fuerza resistente. De esta figura podemos obtener las siguientes relaciones:

$$r'_t = \sqrt{r_t^2 - d^2} \qquad (14) \qquad\qquad r'_{tc} = \sqrt{r_{tc}^2 - d^2} \qquad (15)$$

$$w'_t = w_t \left(1 - \frac{d}{r_t}\right) \qquad (16) \qquad\qquad \varphi_f = arctg\left(\frac{r'_t}{w'_t}\right) \qquad (17)$$

La deformación de fibra ε_f y la fuerza de fibra f_t serán por tanto:

$$\varepsilon_f = \frac{\sqrt{r'_t{}^2 + w'_t{}^2} - r'_t}{r'_{tc}} \quad (18) \qquad f_t = 2 \cdot E_k \cdot \varepsilon_f \cdot \Omega_f \cdot \cos \varphi_f \quad (19)$$

siendo Ω_f el área de la sección de la fibra. La fuerza resistente total F_t vendrá dada por la ecuación:

$$F_t = N \sum_{fibras} E_k \cdot \varepsilon_f \cdot \Omega_f \cdot \cos \varphi_f \quad (20)$$

donde la suma se extiende a todas las fibras situadas en la zona afectada por la onda de deformación transversal y en ambas direcciones del tejido. La deformación media de las fibras, valor que se toma para disponer de un criterio de rotura, se calcula de la siguiente forma:

$$\overline{\varepsilon} = \frac{\sum_{fibras} \varepsilon_f}{n_{fibras}} \quad (21)$$

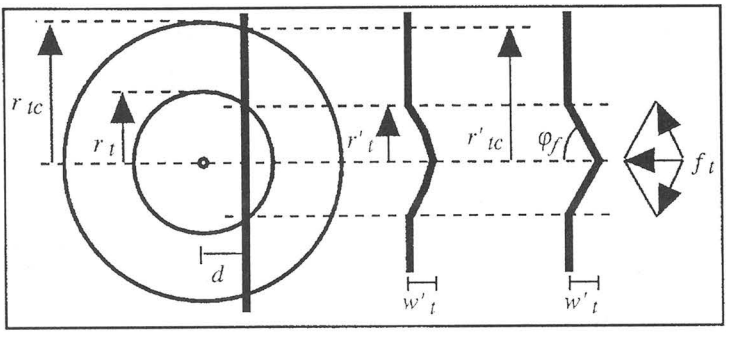


Figura 2.- Vistas frontal y laterales de una fibra del laminado.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Se han simulado diecinueve casos de los cuales en diez de ellos la placa de composite del blindaje es de fibras de aramida con matriz epoxy y en los nueve restantes de fibras de polietileno con matriz de polietileno. En todos los casos se recogieron los *traumas* (máximos desplazamientos de la placa flexible auxiliar medidos a través de su huella dejada en un bloque de plastilina) y se observó si hubo *perforación en la segunda placa*. Se resolvieron analíticamente los mismos casos hasta la parada total del conjunto proyectil+blanco+placa trasera, sin aplicar criterio de rotura alguno. En las tablas 1 y 2 se muestran los resultados reales -en negrita- y los obtenidos por el modelo -en cursiva-. Las velocidades se muestran en m/s, los espesores y traumas en metros y las deformaciones en %. Se observa que el modelo no es suficientemente sensible a la disminución en el trauma conseguida mediante el incremento del número de capas del laminado del blindaje. Esta discrepancia puede ser debida al hecho de que no se han tenido en cuenta efectos de reflexión de ondas y delaminación en el material compuesto. En cuanto a las deformaciones medias calculadas, se observa que un criterio de rotura en deformación puede ser válido para predecir la perforación (en torno a 3,5 % para polietileno/polietileno, 4 % para aramida/epoxy y 2 % para la placa flexible de aramida).

Vimpacto	Ncapas	hc	**trauma real**	*trauma modelo*	$\bar{\varepsilon}_{placa1}$	$\bar{\varepsilon}_{placa2}$
824.3	25	0.006	**0.032**	*0.026*	*3.68*	*2.07*
820.0	30	0.006	**0.025**	*0.024*	*3.35*	*1.88*
831.1	35	0.006	**0.027**	*0.023*	*3.13*	*1.73*
945.0	40	0.005	**perforación**	*0.026*	*3.64*	*2.05*
822.7	40	0.005	**0.026**	*0.024*	*3.19*	*1.79*
830.8	50	0.005	**0.019**	*0.022*	*2.86*	*1.58*
828.7	50	0.005	**0.021**	*0.022*	*2.85*	*1.60*
824.1	60	0.005	**0.016**	*0.020*	*2.54*	*1.42*
828.6	60	0.005	**0.016**	*0.020*	*2.55*	*1.41*

Tabla 1.- 7,62 AP contra AD96 + Polietileno/Polietileno + placa flexible.

Vimpacto	Ncapas	hc	**trauma real**	*trauma modelo*	$\bar{\varepsilon}_{placa1}$	$\bar{\varepsilon}_{placa2}$
819.3	23	0.006	**0.025**	*0.028*	*4.06*	*2.36*
839.7	27	0.006	**0.028**	*0.027*	*3.82*	*2.19*
950.6	27	0.006	**perforación**	*0.028*	*4.12*	*2.41*
823.4	31	0.006	**0.020**	*0.025*	*3.48*	*1.97*
833.5	36	0.005	**0.020**	*0.026*	*3.67*	*2.11*
845.0	36	0.005	**0.025**	*0.026*	*3.70*	*2.13*
835.8	42	0.005	**0.018**	*0.025*	*3.36*	*1.93*
826.6	42	0.005	**0.018**	*0.025*	*3.33*	*1.91*
821.4	50	0.005	**0.013**	*0.023*	*2.96*	*1.67*
833.2	50	0.005	**0.016**	*0.023*	*2.98*	*1.70*

Tabla 2.- 7,62 AP contra AD96 + Aramida/Epoxy + placa flexible.

4.- REFERENCIAS.

1.- Florence A. L., *Interaction of Projectiles and Composite Armour Plates II.* Stanford Research Institute, Menlo Park, CA, USA, AMMRG-CR-69-15, August, 1969.

2.- Navarro C., Martínez M. A., Cortés R. y Sánchez-Gálvez V., *Some Observations on the Normal Impact on Ceramic Faced Armours Backed by Composite Plates.* Int. J. Impact Engineering, Vol. 13, pp 154-156,1993.

3.- Navarro C., *Comportamiento de Laminados sometidos a Cargas de Impacto.* MATCOMP 95, Sevilla, España, 1995

4.- Reijer P. C., *Impact on Ceramic Faced Armour.* Ph. D. Thesis, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands, 1991.

5.- Sánchez-Gálvez V., Zaera R., Chocrón I. S., Martínez M. A., Cortés R., *Modelling of Composite Armour Panels subjected to Ballistic Impact.* Lightweight Armour Systems Symposium 95, Cranfield, UK, 1995.

6.- Woodward R., *A Simple One-Dimensional Approach to Modelling Ceramic Armour Defeat.* Int. J. Impact Engineeling, Vol. 9, pp 455-474,1990.

7.- Zaera R., Cortés R., Briales C., Martínez M. A., Sánchez-Gálvez V., *Modelo Analítico para la simulación de la Rotura de Blindajes Cerámica-Metal sometidos a Impacto de Proyectiles.* Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 12, pp 67-72, La Coruña, España, 1995.

V.- UNIONES

INFLUENCIA DE LOS AGENTES AMBIENTALES SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNIONES ADHESIVAS SOLAPADAS SIMPLES

Bonhomme, J., Manrique, F., Belzunce, J.
Dpto. de Plásticos y Materiales Compuestos. Instituto Tecnológico de Materiales (ITMA). Parque Tecnológico de Asturias, 33428 Coruño-Llanera, Asturias. Tfno: 98-5265307. Fax: 98-5265574

Resumen: En el presente trabajo se estudia el efecto que produce el agua sobre las propiedades mecánicas de una serie de adhesivos epoxi y resinas viniléster reforzadas con fibra de vidrio, así como de sus uniones adhesivas. Se constata el efecto reversible que el agua tiene sobre los adhesivos epoxi, siendo este efecto irreversible para los laminados por degradación de la interfase fibra-matriz. La pérdida de propiedades de las uniones adhesivas se rige principalmente por la degradación de los laminados.

Abstract: In the present document it is studied the effect of water on the mechanical properties of a series of epoxy adhesives and glass reinforced vinylester composites and their adhesive joints. It is shown that water produces a reversible effect on the epoxy adhesives, whereas for the composites the effect is irreversible with fiber-matrix interface degradation occurring. The loss of mechanical properties in the adhesive joints is due basically to the degradation of the laminates.

1.- INTRODUCCIÓN.

En este trabajo se trata de identificar los mecanismos que a nivel molecular se dan en los procesos de degradación de materiales plásticos y composites y relacionar éstos con los cambios que se producen en las propiedades mecánicas de los mismos. El fin último es poder simular de forma acelerada los procesos de degradación, debidos a la absorción de agua, y de esta forma poder predecir el comportamiento mecánico de una estructura a lo largo de su vida en servicio.

2.- EXPERIMENTACIÓN.

La relación de materiales utilizados en este trabajo es la siguiente:

Adhesivo HM 3/3: Fabricado por PANIKER, es un adhesivo tixotrópico (no se descuelga en paredes verticales), de base epoxi con endurecedor de tipo amida.

Adhesivo Scotch-Weld 3520 B/A: Fabricado por 3M tiene una base de resina sintética epoxi y el endurecedor es una amina modificada.

Laminado: Refuerzo de fibra de vidrio tipo E. 1 mat 450 + 1 tejido T520 + 1 mat 450.
Matriz: Palatal 430-01 (viniléster)
Espesor de lámina: 2.32 mm.
Fracción de peso en fibra: 39.1%

La geometría de unión elegida para la caracterización mecánica de las diferentes combinaciones substrato-adhesivo fue la unión solapada simple, que nos permite determinar la resistencia a la cizalladura, unión constructiva industrial habitual, de fácil ejecución y cuyo ensayo está normalizado en la norma ASTM D1002.

2.1.- Ensayo de Absorción de Agua

Se han introducido probetas de forma rectangular con espesores cercanos a 1.5 mm., en recipientes herméticos que contenían agua destilada. Los recipientes se introdujeron en estufas a temperaturas predeterminadas y la ganancia en peso de las probetas se registró periódicamente. A partir de los datos obtenidos se construyeron las gráficas adecuadas para poder calcular los parámetros cinéticos del modelo tradicional de Fick que rige la absorción de agua.

Las temperaturas a las que se realizaron los ensayos fueron 50°C, 60°C y 75°C; al mismo tiempo y en las mismas condiciones se introdujeron probetas de adhesivos, laminados y sus uniones adhesivas mecanizadas adecuadamente para realizar ensayos mecánicos periódicamente y comprobar la influencia de la absorción de agua sobre las propiedades de los materiales.

2.2.- Caracterización Mecánica de los Materiales

Se han realizado ensayos de tracción de los dos laminados con objeto de calcular las constantes elásticas y resistencias últimas de los mismos. Los ensayos se han realizado según norma ASTM D3039. Las dimensiones de las probetas fueron de 150x10 mm. con objeto de poder utilizar extensometría para la medida precisa de las deformaciones. Los ensayos se realizaron con una máquina universal de ensayos mecánicos Instron de 100 KN, con una velocidad de ensayo de 2 mm/min.

Adicionalmente se han fabricado láminas de adhesivo de 200x200x0.5 mm. con objeto de mecanizar probetas para la realización de ensayos mecánicos. Para la realización de los ensayos de tracción se mecanizaron cuatro probetas de cada adhesivo y se ensayaron según norma UNE 53 023, con una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 2 mm/min. De cada una de las uniones adhesivas se mecanizaron cinco probetas, siendo ensayadas según norma ASTM D1002. La velocidad de ensayo fue de 2mm/min.

3.- RESULTADOS

3.1- Absorción de Agua

Los efectos que ejerce el ingreso de agua en las matrices poliméricas pueden ser de carácter reversible (plastificación e hinchamiento), o irreversible (hidrólisis y microagrietamiento). Han sido varios los autores que han asumido y comprobado que la absorción de agua en los polímeros sigue un comportamiento Fickiano, con las siguientes expresiones controlando el proceso de difusión (Valentin et. al., 1987):

$$M\% = M_{max}\% \left\{ 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \left(\frac{1}{2n+1} \right)^2 \exp\left[-\frac{Dt}{h^2} \pi^2 (2n+1)^2 \right] \right\} \quad (1)$$

donde; M% = porcentaje de agua en la probeta; (peso-peso inicial)/peso inicial
M_{max}% = porcentaje máximo o de saturación de agua en la probeta
D = coeficiente de difusión
h = espesor de la probeta
t = tiempo

La curva se puede dividir en dos partes, para la zona lineal inicial:

$$\text{a)} \quad \frac{Dt}{h^2} << 0.05 \Rightarrow M\% = M_{max}\% \frac{4}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{1/2} \quad (2)$$

De este modo se puede obtener el coeficiente de difusión D, a partir de la zona lineal de la curva experimental, para $t^{1/2}/h$ bajas. Para la zona de equilibrio en saturación:

$$\text{b)} \quad \frac{Dt}{h^2} > 0.05 \Rightarrow M\% = M_{max}\% \left\{ 1 - \frac{8}{\pi^2} \exp\left[-\frac{Dt}{h^2} \pi^2 \right] \right\} \quad (3)$$

El coeficiente de difusión es función de la temperatura según la ley de Arrhenius y M_{max}% sigue una relación exponencial con la temperatura

$$D = D_0 \exp\left[-\frac{E_a}{RT} \right] \quad (4)$$

$$M_{max}\% = Ae^{BT} \quad (5)$$

Siguiendo la experimentación explicada en el apartado 2.1 se obtienen unas curvas como las mostradas en las figuras 1 y 2.

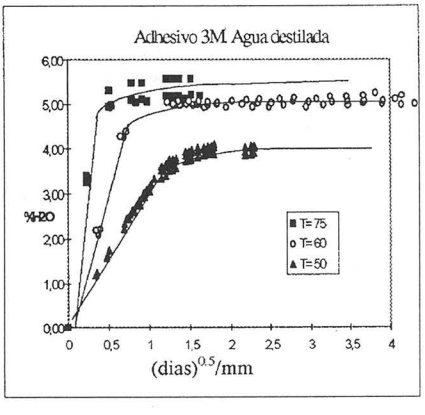


Figura 1. Absorción del adhesivo 3M a distintas temperaturas en agua destilada.

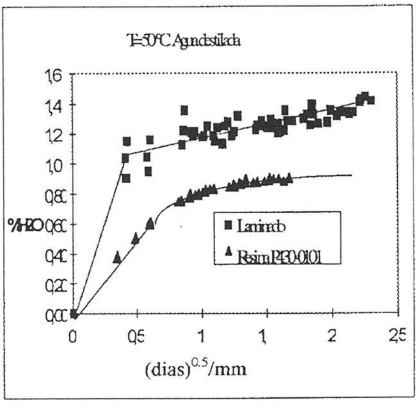


Figura 2. Absorción del laminado y de la resina P430-01 en agua destilada.

De las anteriores figuras y de las ecuaciones (4) y (5) se obtienen los coeficientes que rigen los procesos de absorción de agua:

	$M_{max}\% = A\, e^{B\,T}$		$D = D_0 \exp\left[-\frac{E_a}{RT}\right]$	
	A (%)	B ($°C^{-1}$)	Do (cm^2/s)	E_a/R (°K)
Adhesivo 3M	2.4747	0.0107	$3.50x10^{-5}$	$9.8629x10^3$
Adhesivo Paniker	0.9908	0.0220	$1.53x10^{-2}$	$4.8392x10^3$

Tabla 1. Valores de las constantes de las ecuaciones 4 y 5.

En todos los casos se puede constatar unas tendencias generales que son las siguientes:

1. Al aumentar la temperatura se incrementa el porcentaje a saturación de agua absorbido en las probetas, $M_{max}\%$
2. Al aumentar la temperatura se incrementa la pendiente de la fase inicial de la absorción y por tanto, en la mayoría de los casos, el coeficiente de difusión, D.
3. La presencia de fibras hace aumentar el porcentaje de agua absorbido en los laminados.

3.2.- Efecto en las Propiedades Mecánicas

Como se comentó en el apartado 2.2. se realizaron ensayos mecánicos sobre los materiales de partida y sus uniones adhesivas a distintos tiempos y temperaturas de inmersión. Se han observado unas mejores propiedades mecánicas del adhesivo Paniker sobre el 3M, aunque las uniones realizadas con este último adhesivo se comportan mejor debido probablemente a una mejor adhesión entre el adhesivo y el substrato y a que presenta un mayor alargamiento, haciendo que la distribución de tensiones en la unión sea más favorable. También se ha observado un aumento en el deterioro de las propiedades mecánicas al aumentar el tiempo de inmersión en agua y la temperatura del barlo. También se puede ver en la Figura 2 que el laminado absorbe más agua que la resina de la que proviene; esto se puede deber a efectos de capilaridad y a la presencia de irregularidades y poros internos. La presencia de estos poros es especialmente importante a la hora de justilcar el aumento de la difusividad y de la concentración de agua en el equilibrio (Woo et. al., 1987).

En las figuras 3 y 4 se muestran la evolución de las propiedades mecánicas en función del grado de humedad en la probeta. Para ello se han fusionado los resultados correspondientes a los ensayos mecánicos con los datos obtenidos a partir de las Figuras 1 y 2 y los espesores de las probetas.

Se observa que en el caso de los adhesivos epoxi se produce una relación lineal clara entre las propiedades mecánicas y la cantidad de agua absorbida en las probetas, mientras que para el caso del laminado esta linealidad no se manifiesta tan claramente. Esto confirma el carácter reversible e irreversible de la absorción de agua por parte de los adhesivos y del laminado respectivamente.

Por último se estudió la reversibilidad de los fenómenos anteriores ensayando probetas que habian permanecido sumergidas en agua a 60°C durante 90 días y posteriormente secadas. Se observó que los adhesivos recuperan sus propiedades inicia-

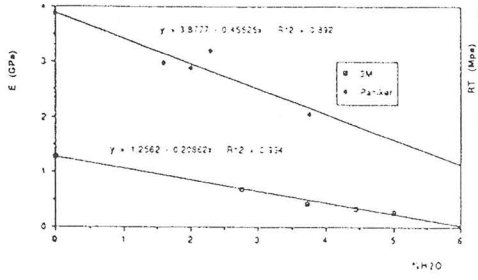


Figura 3. Módulo elástico de los adhesivos en función del agua absorbido

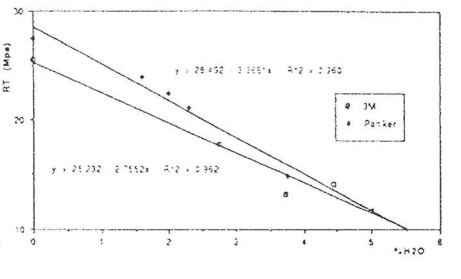


Figura 4. Resistencia a rotura de los adhesivos en función del agua absorbido

les después del secado, con valores incluso un poco más altos debido a procesos de postcurado, mientras el laminado recupera su rigidez inicial pero no así su resistencia a rotura. Estos resultados indican que la presencia de agua en los adhesivos tiene un efecto plastificante sobre los mismos de carácter físico y reversible; sin embargo para el laminado los datos anteriores demuestran que se ha producido una degradación irreversible en la intercara fibra-matriz, ya que la adherencia entre estas dos fases es un factor determinante en la resistencia del laminado, especialmente en la resistencia transversal (en el caso estudiado tenemos un laminado 0/90 y mat), no siendo este mecanismo tan decisivo en relación con las propiedades elásticas. La no reversibilidad de la disminución de las propiedades mecánicas de las uniones indica que esta disminución se debe principalmente a la degradación sufrida por el laminado (no se observaron roturas adhesivas).

4.- CONCLUSIONES

1.- A partir de ensayos de absorción de agua a distintas temperaturas se puede obtener las constantes del modelo de Fick con las que se pueden predecir el grado de agua absorbida en las probetas para tiempos y temperaturas distintos a los del rango de medición.

2.- El agua tiene un efecto plastificante sobre los adhesivos epoxi de carácter reversible, recuperándose sus propiedades mecánicas tras secado. Se establece así una relación empírica entre propiedades mecánicas de los adhesivos y la cantidad de agua absorbida en las probetas.

3.- Los cambios producidos en el laminado son de carácter irreversible con una posible degradación en la interfase fibra-matriz. Como consecuencia, la resistencia a rotura del laminado no se recupera tras secado y tampoco se puede establecer una relación entre propiedades mecánicas y agua absorbida.

4.- Los fallos producidos en las uniones se debieron a delaminación del composite lo que implica que el efecto del agua en las uniones es función de la degradación sufrida por el laminado.

5.- REFERENCIAS

1. Valentin D., Paray F. y Guetta B., *"The Hygrothermal behaviour of glass fibre reinforced Pa66 composites: a study of the effect of water absorption on their mechanical properties"*, Journal of Materials Science, v. 22, pp- 46-56, (1987).
2. Woo M. y Piggott M.R., *"Water Absorption of Resins and Composites: IV. Water Transport in Fiber reinforced Plastics"*, Journal of Composites Technology & Research, v.9, n°.3, pp. 20-24, (1988).

COMPORTAMIENTO DE UNIONES MIXTAS ADHESIVAS-SOLDADURA POR PUNTOS

López F.[1], Suárez J.C.[2], Molleda F.[2] y Güemes J.A[3].
[1] Escuela Politécnica Superior del Ejército, c/ Joaquín Costa 6, 28002 Madrid
[2] E.T.S.I. Navales, UPM, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid
[3] E.T.S.I. Aeronáuticos, UPM, Plza. Cardenal Cisneros 3, 28040 Madrid

Resunen: Tanto la unión adhesiva como la soldadura por puntos son tecnologías ampliamente conocidas. En este artículo se combinan ambas técnicas, dando un modelo teórico para el comportamiento de esta unión, realizando ensayos que verifican el modelo y ponen de manifiesto las ventajas y dificultades de este nuevo proceso de unión.

Abstract: Spot weld and adhesive joint are proven technologies. We address the feasibility of combining both procedures. An analytical model of the behaviour, and experimental data that verify the model and show the advantages and difficulties of this new joint procedure is presented.

INTRODUCCIÓN

La unión por puntos es actualmente uno de los procedimientos más empleados en la unión de chapas delgadas. Mediante la soldadura por puntos, uniones sólidas y permanentes se generan por la fusión local del material. Principalmente desarrollada por la industria del automóvil para chapas de acero, algunos tipos de aleaciones de aluminio pueden igualmente ser unidas por este procedimiento.

La unión mediante adhesivos de acero y aluminio es una tecnología madura, empleada tanto en la industria del automóvil como en la construcción aeronáutica, que compite ventajosamente con otras técnicas de unión, particularmente en elementos de poco espesor. Frente a la soldadura por puntos, la unión mediante adhesivos presenta las siguientes ventajas:

* Mayor superficie de transferencia de cargas.
* No hay calentamiento local del material que altere su tratamiento térmico.
* Unión de mayor rigidez
* El adhesivo puede actuar como sellante, evitando corrosión y amortiguando vibraciones.
* Es posible unir diferentes materiales, incluso quizás uniones metal- no metal.

La unión mediante adhesivos no esta sin embargo muy difundida, particularmente en conjuntos de alta responsabilidad estructural, debido a:

* Son muy sensibles a los esfuerzos de pelado.
* Requieren útiles de fijación durante el curado.
* Tienen una limitada resistencia al calor.

La combinación de ambos procedimientos aporta las siguientes ventajas:

* Comparado con la unión adhesiva sola, la soldadura por puntos sustituye al utillaje requerido para posicionar y mantener juntas las piezas durante el curado. Además, los puntos de soldadura van a frenar el fallo por pelado.
* Comparada a la soldadura por puntos sola, el adhesivo proporciona un efecto de sellado, eliminando corrosión; cuando se emplean adhesivos estructurales, la unión es mucho mas resistente y rígida, como se verá de los ensayos realizados.

A pesar de todas estas potenciales ventajas, la unión combinada no ha tenido penetración entre los fabricantes de vehículos. Las razones pueden estar en un insuficiente conocimiento de su comportamiento al fallo y su durabilidad. Se han publicado diversos estudios sobre su resistencia estática (Ref 1, 2) y en fatiga (Ref 3, 4). Sin embargo, hay muy poca información disponible sobre parámetros del proceso y comportamiento al fallo.

2.- MODELO ANALÍTICO DE LA UNIÓN

La modelizacion mediante elementos finitos de uniones adhesivas debe resolver dos dificultades:

* La gran diferencia en tamaño entre el espesor del adhesivo y de los adherentes. Como se muestra en la figura 1, se necesitan elementos muy pequeños para el adhesivo, lo que hace que el número total de elementos en el modelo sea muy elevado, incrementando el tiempo de cálculo, particularmente para el análisis no lineal.
* El comportamiento no lineal del adhesivo en cortadura es muy relevante para la distribución de esfuerzos en la unión; este comportamiento es diferente del típico carácter frágil del adhesivo a tracción (fig. 2).

Se ha desarrollado y comprobado un modelo de elementos finitos, en el que el adhesivo se representa como un conjunto de muelles no lineales (fig. 3), desacoplando el comportamiento de tracción y cortadura.

Las figuras 4 y 5 muestran los esfuerzos de pelado y cortadura en una unión a solape, con la característica concentración en los bordes, y poniendo de manifiesto la importancia del carácter plástico del adhesivo para aliviar esta concentración.

La simulación del punto de soldadura dentro de este programa es inmediata, basta con modificar la rigidez del muelle en la posición correspondiente al punto de soldadura. Si el punto de soldadura se aleja del borde, su contribución a la distribución de esfuerzos y a la rigidez de la unión es nula,esencialmente permanece descargado hasta el fallo del adhesivo.

Este resultado fue verificado experimentalmente. Esta conducta es muy similar a lo que ocurre en las uniones mecánico-adhesivas, y pone de manifiesto que la resistencia de la unión combinada será prácticamente la misma que la de la unión solo adhesiva.

3.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se empleó chapa de acero (0.15% de C) de 1.5 mm de espesor, con la siguiente preparación para encolado: limpieza mecánica mediante lijado, y mordentado ácido en una disolución de ácido fosfórico en etanol, al 30% en volumen (10 min, 55 °C). A continuación aclarado en agua desionizada y secado en corriente de aire.

Los fallos fueron siempre cohesivos, lo que indicaba el correcto tratamiento, al menos para uniones no envejecidas.

Preparación de la muestra: Probetas para ensayo de la unión a solape se realizaron con chapas de 25x 150 mm, con 1,2 ó 3 puntos de soldadura. En el primer caso la longitud de solape era de 25 mm y el punto de soldadura tenía un diámetro de 6 mm, centrado en la unión. En las uniones múltiples la geometría de la unión se representa en la figura 6.

La soldadura se realizó utilizando un equipo de soldadura por resistencia eléctrica, con corriente alterna controlado por microprocesador; los parámetros de la soldadura fueron: corriente de soldadura 3.8 kA; tiempo de soldadura 20 ciclos; fuerza del electrodo 1320 N. Previamente a la realización de la soldadura se había colocado adhesivo film que posteriormente se curaba según instrucciones del fabricante.

4.- ENSAYOS MECÁNICOS Y RESULTADOS

Se prepararon muestras sólo pegadas, con un, dos ó tres puntos de soldadura, y la combinación de ambas. Se ensayaron a cortadura y los resultados se dan en la tabla I.

En la figura 7 se representan los diagramas de carga deformación de la unión soldada y pegada-soldada, que pone de manifiesto la enorme diferencia en rigidez.

Como se ve en la tabla la unión simplemente pegada tiene una resistencia superior a la unión con un punto de soldadura, sin que la unión combinada incremente este valor.

5.- CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones se extraen de esta investigación.

1.- Las uniones pegadas-soldadas pueden realizarse sin efectos perjudiciales ni para las propiedades del adhesivo ni para la calidad de la soldadura, cuando se siguen los procedimientos adecuados.

2.- La soldadura debe realizarse antes del curado del adhesivo; en otro caso los gases quemados procedentes del adhesivo degradan la unión.

3.- Se demuestra teórica y experimentalmente que en uniones combinadas soldadura adhesivo, la resistencia y rigidez inicial de la unión es la que corresponde al adhesivo. Queda por investigar cómo el punto de soldadura puede aumentar la durabilidad y la resistencia a pelado.

4.- Para el espesor de acero ensayado la unión con filas múltiples no ofrece ventajas ya que el fallo ocurre fuera de la unión.

6.- AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CICYT, por proporcionar apoyo para este trabajo, Referencia MAT94-0221-C02-01.

7.- REFERENCIAS

1.- Abernahy J. L. *in SAE, Paper 760056*, 1976
2.- Anon, *Automotive Engineering*, 1976
3.- Glaser K.F. and Johnson, *in SAE, paper 740075*, 1974
4.- Bartell B.E. *in SAE, paper 760057*, 1976
5.- Wang P.C. et all, *Welding Journal*, 41-S, Febrero 1995
6.- Budde L., Hahn O. *Welding in the World*, **30**, 26, n° 1/2 1992
7.- Kinloch A.J. *Adhesion and Adhesives* Science and Technology, Chapman and Hall Ltd., London, 1978

Tabla 1: Resistencia de uniones a solape simple

Probeta	Carga rotura (N)	Modo de fallo
Pegada (25x25)	11326	Cohesivo
Un punto soldadura	7360	Zona afectada calor
Dos puntos soldadura	12490	ZAC
Tres puntos soldadura	12070	Fuera unión
Un punto + adhesivo	12060	Cohesivo
Dos puntos + adhesivo	12300	Material base
Tres puntos + adhesivo	12330	Material base

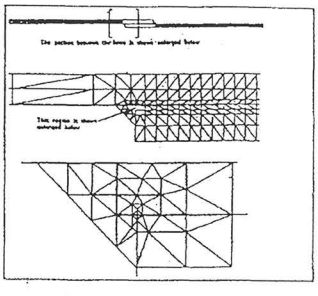


Fig. 1.- Detalle de la malla para análisis por MEF de la unión adhesiva.

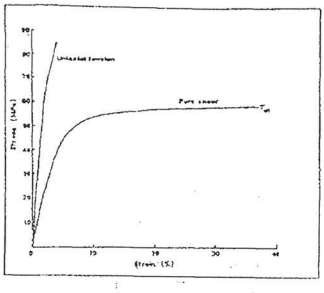


Fig. 2.- Comportamiento a tracción y cortadura de un adhesivo estructural.

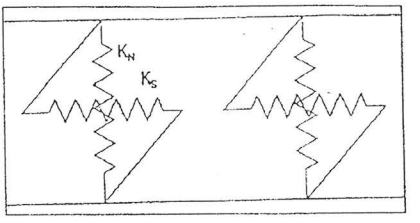


Fig. 3.- Simulación del adhesivo mediante muelles no lineales.

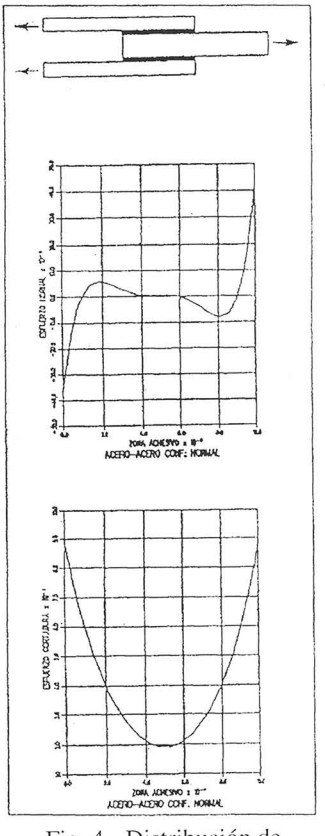


Fig. 4.- Distribución de esfuerzos de tracción y pelado. Adhesivo elástico lineal.

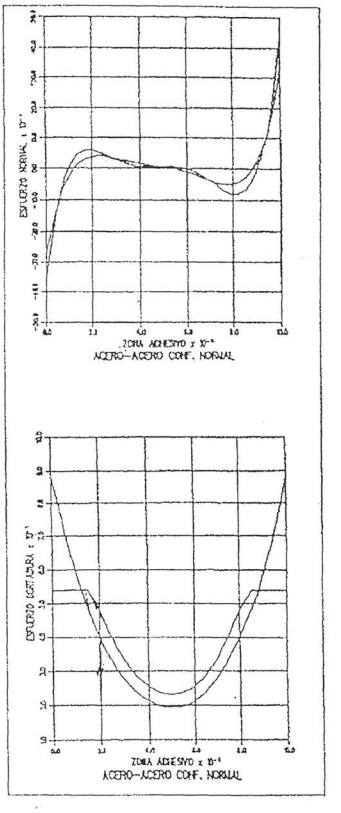


Fig. 5.- Distribución de esfuerzos de tracción y pelado. Adhesivo elasto plástico.

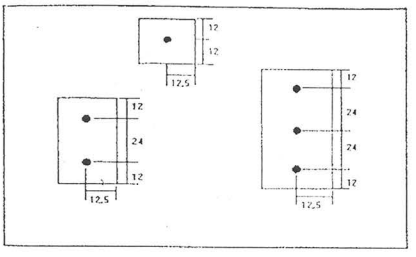
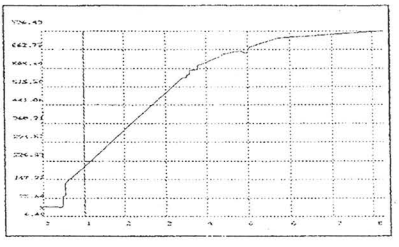
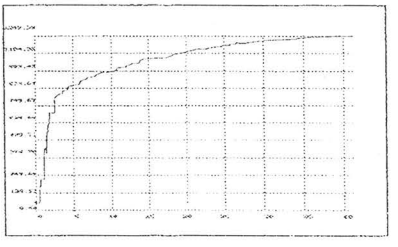


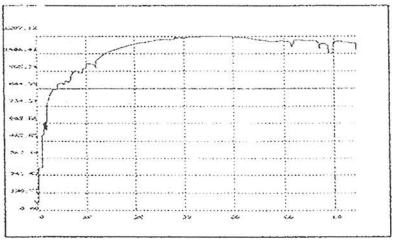
Fig. 6.- Geometría de la unión a solape simple. Posición de los puntos de soldadura.



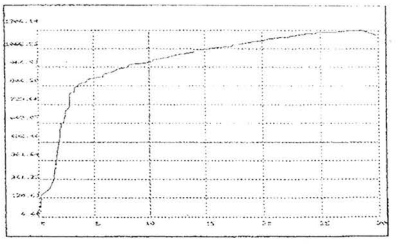
Unión con un punto



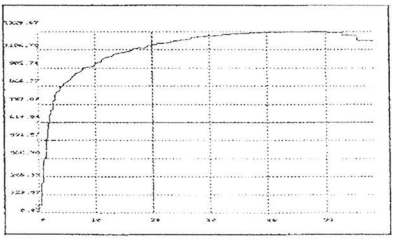
Unión con dos puntos



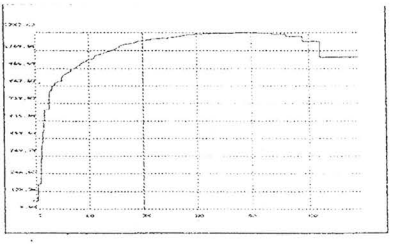
Unión con tres puntos



Unión adhesiva con un punto



Unión adhesiva con dos puntos



Unión adhesiva con tres puntos

Fig. 7.- Curvas carga-desplazamiento de los distintos tipos de unión ensayados.

ANÁLISIS DE EFECTOS AMBIENTALES SOBRE UNIONES MECÁNICAS EN LAMINADOS VIDRIO-VINILESTER

Serrano López M.A.[1]; Güemes Gordo A.[2]

[1] Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación. EUIT Industrial. Universidad de Oviedo. Avda. Manuel Llaneza 75. 33208 Gijón. Tfno: 95-5182282. Fax: 98-5182240

[2] Dpto. Materiales. E.T.S. Ingenieros Aeronáuticos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria 28040 Madrid. Tfno: 91-3366327. Fax: 91-3366334

Resumen: En este trabajo se presentan los resultados de un programa de ensayos en el que se trataba de evaluar la previsible pérdida de resistencia en uniones atornilladas de laminados cuasisótropos vidrio E-vinilester.

Las probetas atornilladas se sometieron a periodos de envejecimiento controlado en ambiente marino, atmósfera industrial y ambientes exterior e interior. Asimismo y para correlacionar resultados entre datos de tiempo real y condiciones de envejecimiento en laboratorio se ejecutaron ensayos de envejecimiento acelerado en cámara de niebla salina. Se compara finalmente la degradación de la junta con la propia del laminado para poder definir criterios de diseño a largo plazo.

Abstract: The results of a test program evaluating the strength degradation of bolted joint in E glass/vinylester quasiisotropic laminates are presented.

Bolted specimens were submitted for several aging periods to marine environment, industrial atmosphere and controlled indoors and outdoors exposure. Accelerated conditioning processes were also run looking for correspondence among real time and laboratory aging conditions. The degradation of the joint is finally compared with the degradation of the laminate itself, to define safety criteria for long term design.

1.- INTRODUCCIÓN.

Este trabajo representa una continuación de un programa experimental en el que se analizaron los comportamientos de uniones mecánicas realizadas sobre diversos tipos de laminados simétricos vidrio-poliester y vidrio-vinilester bajo diferentes condicionantes, habiéndonos quedado pendiente un estudio de su comportamiento a largo plazo.

El objetivo en esta ocasión es el de analizar en primer lugar, la presumible disminución que con el tiempo se produce en la eficiencia estructural de una unión mecánica como consecuencia tanto de la pérdida de apriete que sufre la unión desde el momento en que es ejecutada, como debido a la propia degradación del material. Asimismo se estudia la influencia que sobre el envejecimiento de las uniones ensayadas tienen otros

factores como son el proteger o no el contorno de los agujeros cargados de la probeta, el someter o no a las probetas a ensayar a una precarga inicial y sobre todo el ambiente en el cual se llevan a cabo los periodos de envejecimiento.

El elevado número de variables implicadas, así como su naturaleza, hace que el planteamiento experimental sea en la práctica la única vía posible para abordar la problemática a estudiar. A partir del programa de ensayos realizado se presentan como resultados una serie de gráficos en los que recogemos los datos más significativos de las eficiencias estructurales de las juntas correspondientes a diversos ambientes y periodos de envejecimiento para su comparación con las eficiencias de probetas no envejecidas.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1.- Descripción del material ensayado.

El laminado utilizado en los ensayos fue elaborado a partir de preimpregnados de resina vinilester reforzados con ocho láminas unidireccionales y de tejido de fibra de vidrio E dispuestas en la configuración: (±45°/(0°,90°)/±45°/(0°,90°)), A partir de planchas planas de aproximadamente 1.5mm de espesor preparadas y curadas en una prensa de platos calientes bajo una presión de 3Kpa y una temperatura de 90°C, se obtuvieron las probetas utilizadas en los diferentes ensayos. El volumen de fibra, medido calcinando y pesando las muestras, fue del 58% y la porosidad fue <1%. Las características mecánicas del laminado, obtenidas a partir de un programa de ensayos previos llevado a cabo sobre el laminado base, son: $E_{1.}=E_{1}=19.8$Gpa, $X_{1.}=X_{1}=370$Mpa.

2.2.- Tipo de probetas.

Se llevaron a cabo más de 200 ensayos sobre probetas de perno cargado, con arandelas intermedias apretadas a un par de 2kpm y solicitadas a cortante doble. Cada probeta se aprovechó para realizar dos uniones, una por cada extremo de la misma, y destacando como parámetros básicos para su diseño las siguientes dimensiones:

-Diámetro del agujero/tornillo: d=6mm.
-Ancho de probeta: w=4.5d=27mm.
-Distancia al borde frontal: e=4d=24mm.
-Diámetro de las arandelas: D=3d=18mm.

2.3.- Variables consideradas.

a)Tipo de ambiente. Las probetas unidas fueron envejecidas durante diversos periodos en ambientes exterior, marino e industrial y bajo condiciones de Laboratorio en una cámara de niebla salina. Para su exposición al ambiente exterior, las probetas se colocaron en un tejado de nuestra escuela (Gijón) donde recibían directamente la luz solar y las precipitaciones. El ambiente marino se logró sumergiendo las probetas en una zona de mar batido desde un dique industrial en las proximidades del desague de un colector. Para el ambiente industrial, las probetas se situaron sobre el tejado de un edificio muy próximo a las baterías de coque de Ensidesa en Avilés. Por último se sometieron probetas a periodos de envejecimiento acelerado en una cámara de niebla salina alimentada con agua del mar y mantenida a una temperatura constante de 30°C.

b)Pretensado de las probetas. Para evaluar la influencia que una precarga inicial en la probeta pudiera tener sobre el comportamiento de la unión a largo plazo, se diseñó y construyó un marco metálico (Fig. 1) con el que introdujimos una carga del 15% de la

carga de rotura a dos probetas dobles simultáneamente. Para poder establecer un control de deformaciones lo suficientemente preciso utilizamos una combinación de muelles de platillo DIN2093 consistente en 30 arandelas apiladas en diez grupos. Para verificar la bondad del procedimiento de pretensado instrumentamos las dos probetas de un marco con bandas extensométricas que nos permitieron registrar y verificar las deformaciones.

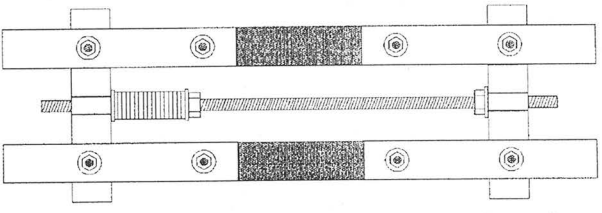


Figura 1.- Dispositivo empleado para precargar las probetas.

c)Periodos de envejecimiento. En los ambientes exterior y marino se consideraron periodos de 1, 2, 37 12 y 24 meses; en el ambiente industrial 1, 2 y 3 meses y para las probetas con envejecimiento acelerado, los periodos fueron de 1, 4, 9, 16, 25 y 36 días.

d)Protección de las probetas. Se estudió por último si el proteger los bordes de la probeta representaba alguna ventaja sobre las probetas desnudas. Por ello algunas de las probetas fueron protegidas mediante pintura de poliuretano aplicada en su contorno.

3.- EXPOSICIÓN Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En un total de cinco gráficos (Fig. 2 a 6) se presentan, en términos de eficiencia frente a los periodos de envejecimiento, los resultados más destacables del programa de ensayos llevado a cabo. Refiriéndonos en primer lugar a los datos aportados por las probetas envejecidas en ambiente exterior (Fig. 2), se observó que su eficiencia a largo plazo se mantiene prácticamente constante, si bien apreciamos en los primeros meses una disminución de hasta un 10% para posteriormente ir recuperando parte de la eficiencia perdida y situarse a los dos años en una caída de tan solo un 3%.

El envejecimiento tanto en ambiente marino como en la cámara de niebla salina resulta más evidente (Fig. 3, 4 y 5), mostrando las probetas allí envejecidas continuas pérdidas de eficiencia hasta llegar a una disminución superior al 15% para las probetas sumergidas 2 años en agua de mar, si bien, es importante apuntar que la mayor parte de esta caída se produce en los primeros meses (↓13% al 3er mes). Una conducta similar, que corrobora el comportamiento descrito, mostraron las probetas sometidas a procesos de envejecimiento acelerado, para las que se observó una pérdida de eficiencia de hasta un 14% a los 36 días de inmersión en dicho medio.

Las probetas inmersas en el ambiente industrial (Fig. 6) se comportaron de forma parecida a las situadas en el ambiente exterior, motivo por el cual decidimos a partir del tercer mes, cuando la pérdida de eficiencia era próxima al 9%, no considerar periodos de envejecimiento más prolongados. El resto de variables consideradas presentaron pequeñas influencias, no apreciándose ninguna mejora al proteger los contornos de la probeta (Fig. 4 y 5), mientras que se observó para todas las situaciones estudiadas un ligero aumento de eficiencia, nunca superior al 3%, cuando las probetas se precargan.

4.- CONCLUSIONES.

A la vista de los resultados obtenidos, avalados por una elevada repetibilidad de los mismos como garantía de su representatividad, podemos concluir que las uniones mecánicas realizadas sobre laminados cuasisótropos vidrio E-vinilester apenas ven alterada su eficiencia con el paso del tiempo cuando dichas uniones envejecen en un ambiente exterior, manteniéndose a largo plazo en valores ligeramente superior al 50%.

Sin embargo creemos preciso considerar en el diseño de la junta las disminuciones de eficiencia observadas cuando las probetas envejecen en ambiente marino, pudiendo establecer con las debidas precauciones la siguiente correlación entre el envejecimiento en *tiempo real* y el acelerado: *1 mes* ≈ 6 días, *2 meses* ≈ 9 días y *3 meses* ≈ 16 a 25 días.

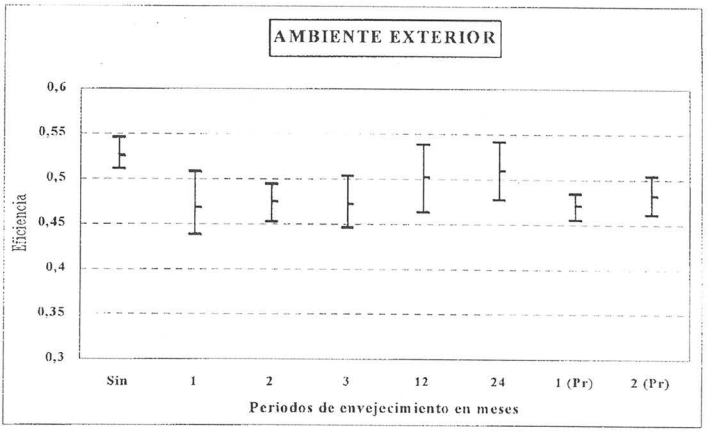


Figura 2.- Valores de eficiencia estructural según los periodos de envejecimiento en ambiente exterior para probetas sin y con precarga inicial (Pr).

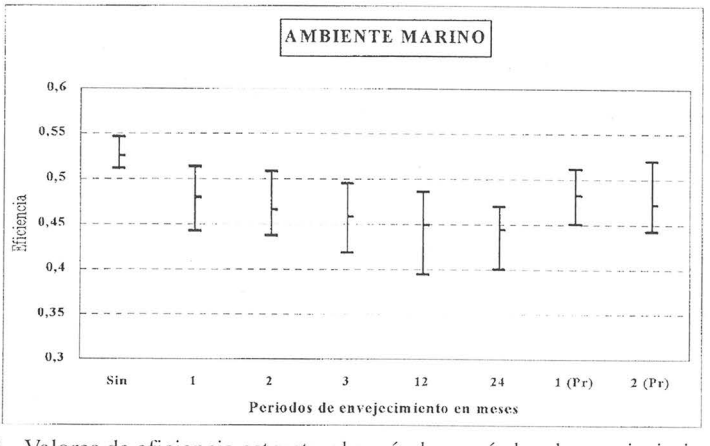


Figura 3.- Valores de eficiencia estructural según los períodos de envejecimiento en ambiente marino para probetas sin y con precarga inicial (Pr).

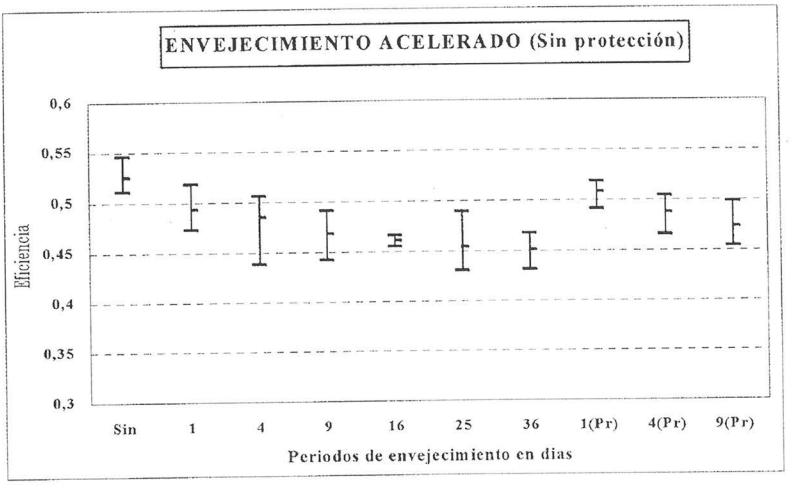


Figura 4.- Valores de eficiencia estructural según periodos de envejecimiento en cámara de niebla salina para probetas sin protección y sin o con precarga inicial (Pr).

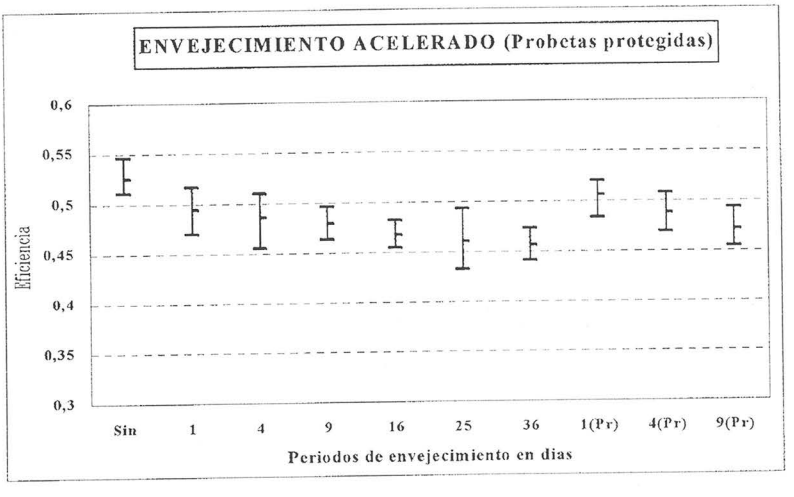


Figura 5.- Valores de eficiencia estructural según periodos de envejecimiento en cámara de niebla salina para probetas protegidas y sin o con precarga inicial (Pr).

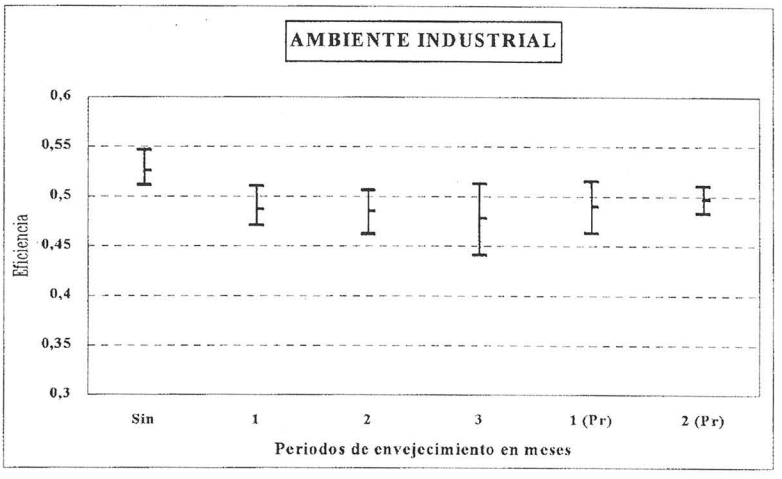


Figura 6.- Valores de eficiencia estructural según los periodos de envejecimiento en ambiente industrial para probetas sin y con precarga inicial (Pr).

5.- REFERENCIAS

1.- Chang, F.K., Scott, R.A. and Springer, G.S., *Design of Composite Laminates Containing Pin Loaded Hole, J. of Composite Materials*, Vol. 18, pp 279-289, 1984.

2.- Eriksson I., Möller P. and Bäcklund J., *Design of Bolted Composite Laminates*, pp 4-139 to 4-144, *ICCM/19*, Madrid, Ed. Woodhead Publishing Limited, 1993.

3.- Karama M., Touratier M., Pegoraro P., *Test of Accelerated Ageing of Composite Materials in Shipbuilding*, pp 5-532 to 5-539, *ICCM/9*, Madrid, Ed. Woodhead PublishingLimited, 1993.

4.- Kretsis G. and Matthews F.L., *The Strength of Bolted Joints in Glass Fibre/Epoxy Laminates, Composites,* 16, pp 92-102, 1985.

5.- Lessard L.B., Poon C.J. and Fahr A., *Composite Pinned Joint Failure Modes under Progressive Damage*, pp 49-54, *ECCM/5*, Bordeaux, April 1992.

6.- Serrano M.A., *Fenomenología y análisis de uniones de elementos estructurales de materiales compuestos*, Tesis Doctoral, Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, Julio 1992.

7.- Serrano M.A., Giiemes A., *Experimental Analysis of Mechanical Joints in Structural Elements of GRP*, (Ed. A. Miravete), pp 4-112 to 4-119, *ICCM/9*, Madrid, Ed. Woodhead Publishing Limited, 1993.

8.- Tennyson R.C., *Effect of Various Environmental Conditions on Polymer Matrix Composites,* pp 2-1 to 2-21, *AGARD-CP-288*, Athens, April 1980

SOLDADURA BLANDA A ALTA TEMPERATURA DE ALEACIONES DE ALUMINIO-COBRE (2XXX) REFORZADAS CON PARTÍCULAS DE SiC

Ureña A. ; Gómez de Salazar J.M.; Escalera M.D. ; Escriche E., Fernández M.I.
Dpto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ciencias Químicas.
Universidad Complutense de Madrid, 28040 Madrid. Tfno: 91-3944351 Fax: 91-3944357

Resumen: En el presente trabajo se muestran los resultados obtenidos en el estudio de la soldadura blanda a alta temperatura (450 °C > T_{sol} > 350 °C) de un aleación de AA2014 reforzada con partículas de SiC en diferentes porcentajes, empleando para ello varias aleaciones Zn-Al como aportes. Se evalúa, asimismo, la influencia del porcentaje en refuerzo (6, 13 y 20 % de SiCp) y el tipo de aporte empleado, en la mojabilidad de la suelda y en la microestructura de las interfases material compuesto-aleación de soldadura. Los resultados obtenidos se comparan con los determinados en la aleación matriz sin reforzar.

Abstract: The results obtained in the study of the high temperature soldering (450 °C > T_{wel} > 350 °C) of an AA2014 alloy reinforced with SiC particles in different proportions, using several Zn-Al fillers, are shown in the present work. It evaluates the influence of the reinforcement percentage (6, 13 and 20 %) and the kind of soldering filler on the wettability and the microstructures of the MMC/filler interfaces. The result obtained are compared with those determined on the unreinforced aluminium matrix.

1.- INTRODUCCIÓN.

Una de las grandes limitaciones con las que se encuentran los materiales compuestos de matriz metálica (MMC) y que restringe su amplia aplicación industrial, a pesar de su superior comportamiento mecánico respecto a las aleaciones no reforzadas, es la ausencia de métodos de soldadura económicamente factibles que garanticen la obtención de uniones resistentes.

Aunque en los últimos años ha existido un indudable esfuerzo investigador en el campo de la soldadura de los MMC con técnicas convencionales de fusión, éstas presentan importantes limitaciones. El hecho de que la mayoría de estos procesos requiera que la temperatura de la junta supere la de sólidus y, a menudo, la de líquidus del material base, implica la existencia de procesos de fusión y resolidificación de la matriz del propio MMC, lo que puede alterar dramáticamente su estructura y propiedades (Ahern et al, 1982, Lane et al, 1994). Estos problemas son especialmente importantes en algunos MMC con matrices de aluminio y, en particular, para el caso de aleaciones

de las series 2xxx (Al-Cu) y 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu), donde suelen aparecer problemas de segregación en los límites de grano del baño fundido durante su solidificación (Lane et al, 1994).

A este tipo de problemas, que afectan a las características mecánicas de la matriz, hay que unir los originados por la reacción entre la matriz fundida y el refuerzo en el baño fundido. Una de la mas conocidas (1) es la que se produce en el sistema Al/SiC, objeto de estudio en este trabajo, y a partir de la cual se consume el refuerzo y se origina la formación de grandes cantidades de Al_4C_3 en la zona de fusión (Iseki et al, 1984):

$$4Al[l] + 3SiC[s] \rightleftarrows Al_4C_3[s] + 3Si[Al] \qquad (1)$$

Para evitar estos problemas se ha recurrido a procesos de soldadura que cubren un amplio rango de métodos de unión en estado sólido y semi-sólido, y que poseen como característica común que el material base que se suelda, en este caso el MMC, no se funde.

En el presente trabajo se estudia la aplicación uno de estos procesos, la soldadura blanda, para la unión materiales compuestos del sistema Al/SiC. El hecho de que la matriz del material soldado sea del grupo de Al-Cu, con bajos puntos de fusión incipientes, limita la utilización de aportes de Al-Si empleados convencionalmente en la soldadura fuerte del aluminio, por lo que se han seleccionado varias aleaciones Zn-Al como posibles aportes de soldadura.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Los materiales compuestos empleados para este trabajo fueron aleaciones de aluminio-cobre (AA2014) reforzadas con tres diferentes proporciones de partículas de carburo de silicio (6, 13 y 20 %, respectivamente). Para estudiar la influencia del porcentaje en refuerzo se realizaron también ensayos de soldadura sobre aleación matriz sin reforzar. En la tabla 1 se recoge la composición de dicha aleación matriz. Todos los materiales fueron recibidos en forma de chapones extruidos de 13 mm de espesor.

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti	Sn	Al
4,3	0,002	0,206	0,157	0,002	0,001	0,002	0,001	0,002	resto

Tabla 1.- Composición (en % peso) de la aleación AA20214.

Los materiales empleados como aportes fueron tres aleaciones de Zn-Al diferentes, una aporte comercial fabricado por Castolín-Eutectic S.A para soldadura blanda del aluminio a altas temperaturas (Zn5Al) y dos aleaciones ZAMAC (3 y 5). Las composiciones y las temperaturas de líquidus y sólidus de estos aportes determinadas mediante ATD, vienen recogidas en la tabla II.

Se estudió la interacción de los aportes con los materiales compuestos mediante la realización de ensayos de mojabilidad. Estos consistían en la fusión de una cantidad constante de aporte sobre la supefficie del material base. Los ensayos se realizaron en una placa calefactora, recubriendo el aporte con un fundente adecuado, a temperaturas

de 450 °C y tiempos variables entre 2 y 10 min. El enfriamiento, una vez finalizado el ensayo, se realizó sobre la placa calefactora y, en ocasiones, al aire.

APORTE	COMPOSICIÓN (% peso)	TEMPERATURA (°C)	
		Tlíq	Tsól
CASTOLIN (Zn-Al)	Zn-5Al	367	435
ZAMAC 3	Zn-4Al-0,04Mg	360	430
ZAMAC 5	Zn-4Al-1Cu-0,04Mg	380	427

Tabla 2.- Composiciones e intervalo de fusión en los aportes Zn-Al empleados.

Una vez completado el ensayo de mojabilidad, la probeta era cortada transversalmente para medir el ángulo de mojado y estudiar la microestructura de la gota de aporte solidificada y de la intercara aporte/material compuesto. Para el estudio microestructural se emplearon técnicas convencionales de desbaste y pulido, atacando las sueldas con cloruro férrico y reactivo Keller modificado.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

La caracterización mediante ensayos ATD de los aportes Zn-Al empleados demostraron que las temperaturas de sólidus y líquidus de estas aleaciones son próximas a 380 °C, lo que permite, apriori, su aplicación a aleaciones de la serie 2xxx. La principal limitación para la soldadura fuerte de las aleaciones de Al-Cu radica en que poseen puntos de fusión incipientes inferiores a 51 0 °C, por lo que no pueden ser soldadas con las aleaciones de la serie 4xxx (Al-Si) que tradicionalmente se emplean en la soldadura fuerte de otras aleaciones de aluminio.

El primer hecho a destacar es que, con independencia del tipo de aporte utilizado, la mojabilidad se reduce con el aumento del porcentaje en refuerzo del material compuesto ensayado, siendo máxima para la aleación sin reforzar. En la figura 1 se muestran las macrografías de cuatro ensayos realizados a 450 °C con aportes de Zn5Al, apreciándose la reducción del ángulo de mojado desde valores ligeramente superiores a 5° para el material no reforzado, hasta ángulos próximos a 30° en el material reforzado con un 20% de SiCp. Estos valores son muy parecidos a los obtenidos para las aleaciones Zamac 3 y 5, y se aumenta drásticamente a medida que disminuye la temperatura de soldadura, comprobándose como para temperaturas inferiores a 430 °C, el mojado y posterior propagación de la fase líquida es prácticamente imposible, en especial en los materiales reforzados.

En contra de lo observado en la soldadura fuerte de otros materiales compuestos de matriz de aluminio con aportes de Al-Si (Ureña et al, 1995), las aleaciones base Zn empleadas en este caso no penetran, o lo hacen de forma muy limitada, en el material compuesto, sino que fluyen sobre su superficie, presentando únicamente una zona de interacción muy limitada.

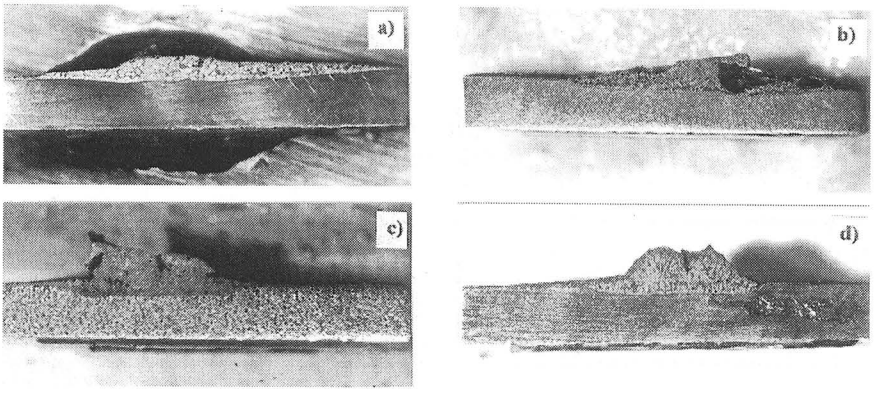


Fig. 1.- Mojado de la aleación Zn5Al sobre materiales AA2014/SiC/XXp.
a) 0 %, b)6%,c)13 %yd)20%.

El estudio microscópico de los baños fundidos generados a partir de los ensayos de mojabilidad muestran que su microestructura se ve influenciada por el contenido relativo de refuerzo en el MMC. En las micrografías de la figura 2 (a-d) se aprecia la microestructura de las gotas solidificadas de aporte Zn5Al sobre chapas de material base con contenidos crecientes de partículas de SiC (0, 6, 13 y 20 %,respectivamente). En general, se aprecia una microestructura formada por dendritas primarias de la fase rica en aluminio y un agregado eutéctico cuyo componente matriz es la fase rica en Zn. La proporción relativa de ambos microconstituyentes es bastante homogénea en toda la gota.

Sin embargo, un estudio apoyado en imágenes de electrones retrodifundidos (BSE) (figura 3) permite comprobar la existencia de un importante grado de segregación en Zn dentro de las dendritas primarias formadas sobre la chapa de aleación base no reforzada. Este fenómeno es también apreciable, aunque en menor extensión en el caso del ensayo sobre material con un 6 % de SiCp; pero no se aprecia en los materiales compuestos mas reforzados.

La ausencia de segregación en Zn en las dendritas generadas en los ensayos con los materiales mas reforzados, puede estar ocasionada por varios fenómenos. Por un lado, la menor velocidad de enfriamiento de estos baños fundidos al disminuir la conductividad de la chapa base conforme aumentar la proporción de fase cerámica. Por otro, el enriquecimiento en aluminio que se produce en estos baños.

Hay que aclarar que a pesar de que los diferentes aportes empleados poseen originariamente composiciones eutécticas o ligeramente hipoeutécticas (mas ricas en Zn) en la mayoría de los casos la fase primaria en la más rica en aluminio. Esto puede ser debido a dos fenómenos: 1) pérdida de Zn por volatilización y 2) enriquecimiento en Al por difusión desde el material base. El menor tamaño de grano que poseen los materiales compuestos puede favorecer este último fenómeno.

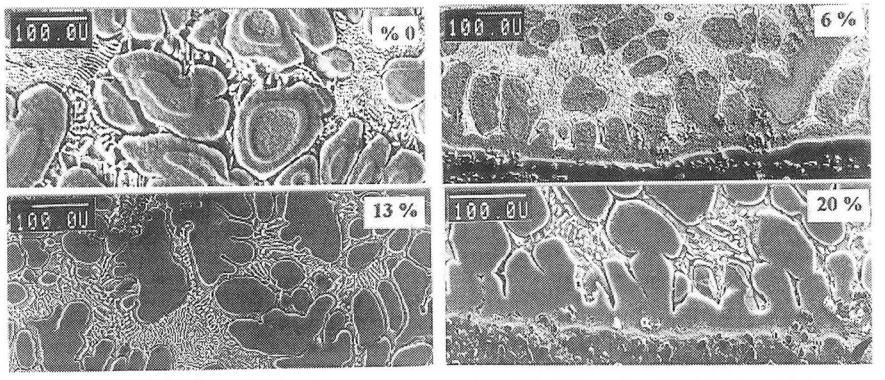


Fig. 2.- Influencia del contenido en SiCp del MMC sobre la microestructuras de los baños fundidos. Aporte Zn5Al, temperatura: 450 °C, tiempo 10 min.

No obstante, la microestructura de los baños fundidos también depende de factores externos como son el tiempo de mojado y la velocidad de enfriamiento. En general, en ensayos realizados con tiempos de 2 minutos se forman baños menos homogéneos y más ricos en Zn, detectándose la presencia de dendritas primarias de la fase (Zn) junto a zonas con estructuras prácticamente eutécticas. Este último tipo de estructuras son más abundantes cuando se emplea la aleación Zamac 3 como aporte. Por otro lado, el incremento de la velocidad de enfriamiento (al aire) permite obtener microestructuras con dendritas muy finas como las mostradas en la figura 4.

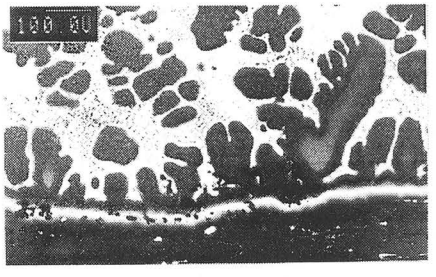


Fig. 3.- Imagen BSE del baño fundido (2014/SiC/6p con Zn5Al)

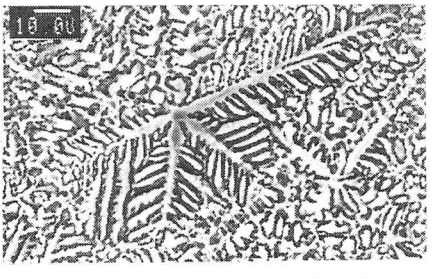


Fig. 4.- Estructura dentrítica de un baño de Zamac 3 enfriado al aire.

Sin embargo, los hechos más destacables tienen lugar en la intercara de unión material compuesto/aporte. En general existe una escasa penetración del agente fundido en el material compuesto, apreciándose un frente de fusión prácticamente plano, con escasa fusión intergranular y reducida participación de la aleación base en la formación del baño fundido. Sólo en zonas puntuales se aprecia la fusión parcial del material compuesto y la incorporación de partículas de SiC al baño (figura 5). En esto casos, la partículas suelen concentrarse en la última porción de líquido en solidificar, por lo que

aparecen distribuidas en el agregado eutéctico. La presencia de una fase sólida en el líquido es un factor que contribuye de forma negativa en el proceso de mojado.

Es de destacar también la existencia de una capa de difusión de Zn en el interior de la matriz de aluminio del material compuesto, lo que favorece el mojado por parte del aporte (figura 6). La existencia de partículas de refuerzo en la interfase sólido/líquido, limitaría la difusión de Zn hacia la matriz de aluminio, aunque esto se vería contrarrestado por la mayor participación de la difusión en límites de grano que presentan estos materiales. Es a partir de esta zona de donde se produce la solidificación por crecimiento celular de la fase rica en aluminio.

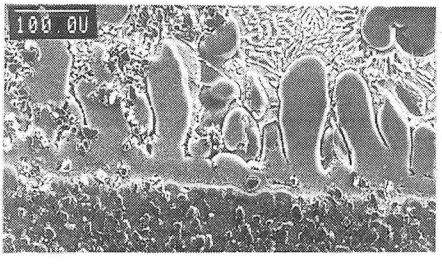


Fig. 5.- Zona de fusión parcial del MMC.

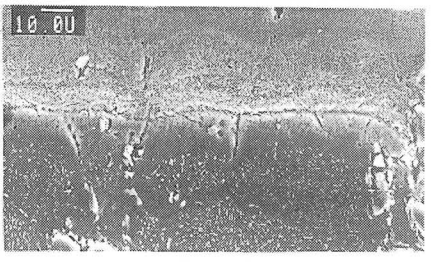


Fig. 6.- Zona de difusión (Zn) en MMC.

5.- CONCLUSIONES.

1.- Es posible la soldadura de materiales compuestos de matriz de la serie 2xxx y refuerzos de SiC mediante sueldas blandas de aleaciones ricas en Zn, eliminándose los problemas de fusión intergranular que se genera con otro tipo de aportes.

2.- La mojabilidad de los aportes estudiados disminuye conforme aumenta la proporcion de refilerzo en la matriz metálica, observándose que la microestructura del baño fundido depende del contenido en refuerzo del material compuesto.

6.- REFERENCIAS

1.- Ahearn, J.S.; Cooke, C; y Fishman, S.G. *Fusion Welding of SiC-reinforced Al Composites*. Metal Construction. pp. 192-197, 1982

2.- Iseki T, Kameda T. y Maruyama T. *Interfacial Reactions Between SiC and Aluminium During Joining*. Journal of Materials Science **19**, pp 1692-1698, 1984.

3.- Lane C.T. *Welding Metal Matrix Composites*. Welding Handbook. v.3, ASW, 1994.

4.- Ureña A., Gómez de Salazar, M.D. Escalera, M.I. Fernández y E. Escriche. *Soldadura Fuerte de Materiales Compuestos de Matriz de Alumino (6xxxy 7xxx) con Refuerzos de Al_2O_3p*,. Materiales Compuestos 95, pp. 301-306. Sevilla. 1995.

Agradecimientos: a la CICYT por la subvención concedida para la realización de este trabajo (Proyecto MAT93/0210).

SOLDADURA FUERTE DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO (SERIES 6XXX Y 7XXX) CON REFUERZOS DE Al_2O_3 EN FORMA DE PARTÍCULAS.

Ureña A.; Gómez de Salazar J.M.; Escalera M.D.; Fernández M.I; Escriche E.
Dpto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ciencias Químicas.
Universidad Complutense de Madrid. 28040 Madrid. Tfno. 91-3944351, Fax: 91-3944357

Resumen: En este trabajo se presentan los resultados obtenidos en la soldadura fuerte de materiales compuestos de matriz de aluminio (6xxx y 7xxx) reforzados con partículas de alúmina. Los materiales compuestos soldados fueron dos aleaciones 6061 reforzadas con 10 y 20 % de Al_2O_3, respectivamente; y una aleación 7005 con un 10 % de partículas. Para la realización de los ensayos de soldadura fuerte se empleo un aporte comercial con una composición Al-12Si (AWS-BAlSi4). Se realizaron ensayos de mojabilidad comprobando que esta propiedad depende de la temperatura, tipo de matriz y porcentaje de refuerzo. El estudio de la soldabilidad se completó con la caracterización microestructural de los ensayos de mojabilidad, así como en uniones de solape simple y en "T".

Abstract: The results obtained on the brazing of aluminium matrix composites (6xxx y 7xxx) reinforced with alumina particles are shown in this paper. The brazed materials were two AA6061 reinforced with 10 and 20 % of Al_2O_3 respectively; and an AA7005 with a 10 % of particles. Brazing tests were made using a commercial filler with a composition of Al-12Si (AWS-BAlSi4). Wettability was measured using drop tests showing that this property depends on temperature, type of matrix composite and proportion in reinforcement. The study of the brazeability was completed with the microstructural characterization of the wettability tests, beside other single overlap and "T" test specimens.

1.- INTRODUCCIÓN.

La unión de los materiales compuestos de matriz metálica es aún una de las asignaturas pendientes que limita su uso generalizado en aplicaciones estructurales. La mayoría de los esfuerzos investigadores se han realizado en el campo de la soldadura por fusión y, en concreto, empleando técnicas de unión como son la soldadura con arco, laser y haz de electrones (Ellis et al, 1994). Sin embargo, la aplicación de este tipo de técnicas originan ciertos problemas, en especial cuando son aplicados a materiales con matriz de aluminio. Entre estas limitaciones se puede destacar las siguientes:

a) Las altas temperaturas que requieren los procesos de soldadura por fusión pue-

den originar reacciones químicas en las intercaras matriz/refuerzo. En el caso concreto de la alúmina, ésta reacciona cuando se encuentra en aleaciones de Al-Mg-Si (i.e. serie 6xxx) formando una capa superfical de espinela (Holcomb, 1991):

$$3Mg[Al] + 4Al_2O_3[s] \rightleftarrows 3MgAl_2O_3[s] + 2Al[l] \quad (1)$$

b) La distribución uniforme del refuerzo puede modificarse, e incluso obtenerse baños fundidos carentes de él. Además, la presencia de partículas en el baño fundido pueden aumentar de forma indeseable su viscosidad (Ellis et al, 1994).

Una forma de minimizar estas limitaciones es el empleo de técnicas de soldadura heterogénea, donde se emplean aportes de soldadura de menor punto de fusión que las matrices metálicas de los materiales que se sueldan, como ocurre con la soldadura fuerte. La aplicación de este tipo de soldadura a las aleaciones de aluminio está bastante extendida, obteniéndose los mejores resultados para aleaciones de las series lxxx, 6xxx y 7xxx.

En el presente trabajo, se realiza un estudio de la soldabilidad fuerte de diferentes materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas de alúmina. En el se le presta especial atención a la capacidad de mojado que presenta el aporte seleccionado (aleación de Al-Si) sobre un material compuesto, evaluando la influencia de la composición de la matriz, el porcentaje en refuerzo y la temperatura de soldadura.

2.- PARTE EXPERIMENTAL.

Para el desarrollo del presente trabajo se han utilizado tres materiales compuestos reforzados con partículas de alúmina. Dos de ellos estaban constituidos por una aleación 6061 (Al-Mg-Si) reforzadas en un 10 y 20 %, respectivamente. El tercero era una aleación 7005 (Al-Zn-Mg) que poseía un 10 % de partículas de alúmina. La denominación de estos tres materiales es, respectivamente: AA6061/Al_2O_3/l0p, AA6061/Al_2O_3/20p y AA7005/Al_2O_3/l0p. Todos los materiales fueron recibidos en forma de chapones de 6 mm de espesor en condiciones de extrusión. En la tabla 1 se muestran las composiciones de las matrices ensayadas.

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Zr	Ni
AA6061/10p	0.55	0.06	0.27	0.005	0.89	0.12	0.003	0.008	-	-	-
AA6061/20p	0.55	0.06	0.27	0.004	1.19	0.12	0.01	0.01	-	-	-
AA7005/10p	0.035	0.10	0.002	0.40	1.07	0.14	4.43	0.05	-	0.13	-

Tabla 1.- Composiciones de las matrices de los materiales compuestos (% peso).

Como material de aporte se empleó una aleación comercial fabricada por Castolín+Eutectic S.A. con la denominación 190. Se trata de la aleación BAlSi4 con una composición de Al-12Si con una temperatura de líquidus, determinada por ATD, de 585 °C; inferior a los puntos de fusión incipientes de las aleaciones matrices. El aporte fue recibido en forma de varillas con diámetros de 2 mm.

Se realizaron ensayos de gota para la determinación de la mojabilidad del aporte sobre la superficie del material compuesto. Estos consistían en la colocación de una cantidad fija de aleación BAlSi4 (1 cm de varilla) dispuesta en forma circular para cubrir un área inicial (A_0)constante (8 mm^2) sobre material base . El calentamiento se realizaba sobre una placa calefactora, recubriendo el aporte con un fundente constituido por una mezcla de halogenuros higroscópicos. Una vez completada la fusión se procedía a medir el área de mojado (a partir de macrografias de la gota) y el ángulo de mojado (medido en secciones tranversales de la gota). Las temperatura de mojado estaban comprendidas entre 550 y 625 °C, con tiempos de permanencia a dichas temperaturas de 10 min.

Posteriormente, se procedió a la caracterización microestructural de los cortes transversales obtenidos en ensayos de mojabilidad, que fue completada con la observación microscópica de uniones reales obtenidas por soldadura fuerte en probetas en "T" y de solape simple.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Ensayos de mojabilidad.

Las tablas 2 y 3 muestran los valores de ángulo de mojabilidad (α) y área de mojado (A_w) obtenidas de los ensayos de gota realizados sobre los tres materiales compuestos ensayados. Como dato general puede señalarse que la mojabilidad aumenta conforme se incrementa la temperatura de mojado. Para temperaturas inferiores a 570°C no se produce fusión total del aporte, por lo que este no llega a mojar al material base, y cuando la temperatura supera los 590°C el ángulo de mojado es, en los tres tipos de materiales, inferior a 10°. Este comportamiento se debe fundamentalmente al aumento de fluidez de la fase líquida (aporte fundido), que es reducida por debajo de los 585 °C (punto de líquidus) por la presencia de fase sólida en la gota.

α(en °)	550 °C	570 °C	580 °C	590 °C	625 °C
6061/10p	-	48	7,5	3	< 0
6061/20p	-	-	14,5	10	< 0
7005/10p	-	18	7	0,2	< 0

Tabla 2.- Angulos de mojabilidad (oc) medidos a diferentes temperaturas de ensayo.

Otro aspecto interesante a resaltar es el que se deduce de la comparación de los datos de mojado en los dos materiales compuestos con matriz de la serie 6. Como se aprecia en las tablas anteriormente citadas, el aumento en el porcentaje en refuerzo del material compuesto reduce considerablemente la mojabilidad (aumenta α y disminuye A_w) para las mismas condiciones de temperatura. Esto hay que achacarlo a la escasa mojabilidad por parte de metales fundidos que presentan los refuerzos cerámicos, y en especial los óxidos, debido a su marcado carácter iónico (Howe,1993). En este tipo de materiales es necesario alcanzar temperaturas del orden de 580 °C para obtener valores de mojabilidad aceptables en un proceso de soldadura fuerte (α<

20°). Incluso de observa como, a esta temperatura límite, no se produce fusión cuando se trabaja con el material compuestos más reforzado. Esto lleva a concluir que la presencia de mas partículas cerámicas, no sólo implica una redución de la mojabilidad de la suelda por su carácter iónico, sino que además interfieren en la reducción del punto de fusión del aporte, como consecuencia de la difusión de elementos de aleación desde la matriz.

A_w (mm^2)	550 °C	570 °C	580 °C	590 °C	625 °C
6061/10p	8	13,2	78,5	113,1	-
6061/20p	8	8	38,5	50,3	-
7005/10p	8	44,2	95,0	176,5	-

Tabla 3.- Áreas de mojado (A_w) obtenidas a partir de ensayos de gota.

Por último, se aprecia que el empleo de una matriz de la serie 7xxx facilita el proceso de mojado, alcanzándose valores de a aceptables a temperatura inferiores a 580 °C. No obstante, en este caso se encuentra también limitada la temperatura máxima de soldadura a valores de 590 °C, puesto que se aprecia un importante efecto de erosión por fusión del material base y penetración del aporte.

3.1.- Microestructura de las uniones.

El estudio microestructural de las secciones transversales obtenidas a partir de los ensayos de gota ha permitido deducir la existencia de importantes variaciones en la generación del baño fundido en función, no sólo de la temperatura de suelda, sino también de las características (% en refuerzo y tipo de matriz) del material compuesto soldado.

En la figura 1 se aprecia la microestructura que presenta el baño fundido generado sobre el material AA6061/Al_2O_3/10p en un ensayo de mojabilidad realizado a 580 °C. Teniendo en cuenta que la composición del aporte se sitúa próxima a la del eutéctico (Al-12,6Si), la presencia de grandes cantidades de fase primaria (Al) demuestra que dicho baño ha experimentado un importante enriquecimiento en aluminio. Dicho agregado posee una estructura celular, situándose el eutéctico en los espacios intercelulares, donde se aprecia asimismo partículas de refuerzo procedentes del material base (fig. 2). Aunque es probable que el enriquecimiento en aluminio del baño sea en parte debido a la difusión desde la matriz del material compuesto, la existencia de partículas de alúmina en el baño sólo pueda responder a la fusión de una porción del propio MMC, y su posterior disolución en el baño.

Asimismo, se puede comprobar que la gota no posee una estructura homogénea, siendo más rica en aluminio cerca de la interfase de mojado, donde además la proporción de partículas es más abundante. En esta zona se detectan partículas de refuerzo en el interior de las células de aluminio (figura 3), lo que demuestra la penetración por capilaridad del aporte a través de los límites de grano del material compuesto.

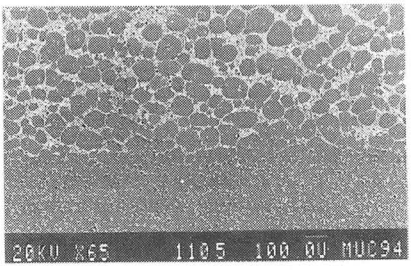


Fig. 1.- Microestructura del baño fundido AA6061/10p - BAlSi4 (580°C).

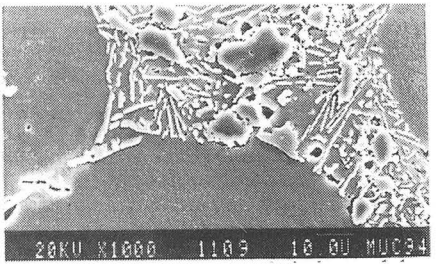
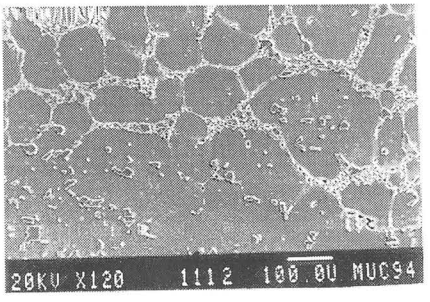


Fig. 2.- Detalle del espaciado intercelular del baño fundido.



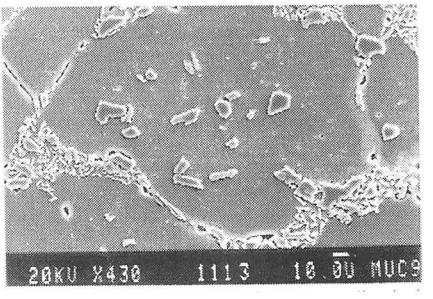


Fig. 3.- a) Intercara de mojado del baño fundido mostrado en la figura 1; b) detalle de la presencia de partículas intracelulares.

El empleo del material compuesto de matriz 6061 con mayor proporción de refuerzo, en las mismas condiciones de mojado (580 °C) origina un baño con mayor proporción de partículas de alúmina (figura 4), lo que limita aún más el tamaño final de las células primarias de aluminio. Este mayor contenido en fase sólida del baño explica la dificultad de mojado apreciadas cuando se trabaja con este material. La observación con electrones retrodifundidos (BSE de las partículas de refuerzo mojadas por el eutéctico AlSi, permiten identificar posibles puntos de interacción química entre ambos, que se traduce en un enriquecimiento en Si en la superficie de la partícula (figura 5).

La microestructura de los baños generados a 580 °C sobre el material compuesto con matriz 7005, difiere de las comentadas hasta ahora. En general, se observa que el baño mantiene una estructura prácticamente eutéctica, comprobándose sólo la existencia de fase primaria (Al), con morfología dendrítica, en las proximidades de la intercara de mojado (figura 6). Se aprecia también que la proporción de partículas de refuerzo en el baño es muy reducida y se limita a zonas muy próximas a la intercara. Se comprueba, asimismo, que la penetración intergranular del aporte está muy limitada (figura 7).

Los ensayos de soldadura fuerte con probetas en "T" y de solape simple mostraron la capacidad de penetración de la suelda, en los tres tipos de materiales estudiados, a través de la junta, siempre que se trabaje a temperaturas superiores a 580 °C.

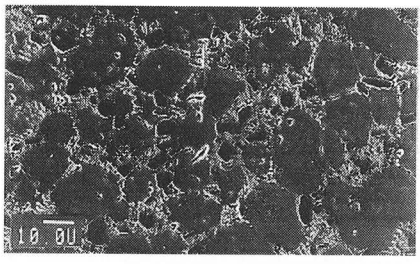


Fig. 4.- Microestructura del baño fundido AA6061/20p - BAlSi4 (580°C).

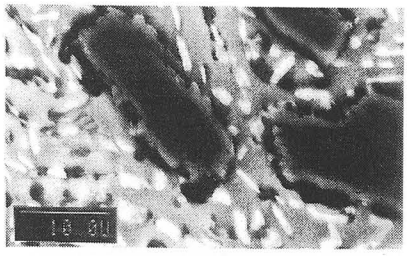


Fig. 5.- Imagen BSE de una partícula de Al_2O_3 en el eutéctico Al-Si.

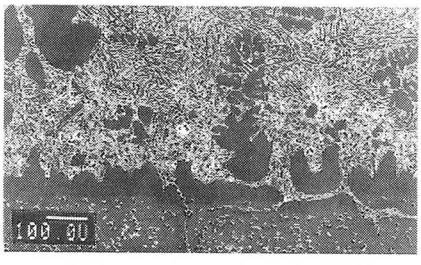


Fig. 6.- Microestructura del baño fundido AA7005 - BAlSi4 (580°C).

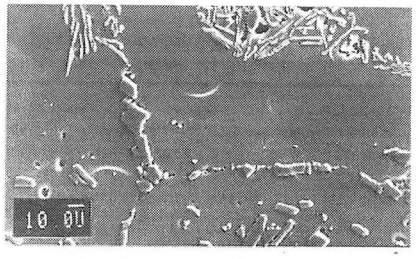


Fig. 7.- Detalle de la intercara de mojado en el material 7005/l0p.

4.- CONCLUSIONES.

1.- La mojabilidad de aportes de Al-Si sobre MMC de aluminio (6xxx y 7xxx) es aceptable para temperaturas en el intervalo 580-590 °C. Los mayores problemas se presentan cuando se sueldan materiales con alto porcentaje de refuerzo al reducirse la mojabilidad.

2.- El tipo de matriz del MMC determina la microestructura final del baño fundido y el grado de dilución, siendo ésta menor en el caso de la matriz de 7005, con lo que se reduce también la proporción de partículas embebidas en dicho baño.

5.- REFERENCIAS.

1.- Ellis M.B.D.; Gittos M.F.; Threadgill P.L. *Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites: Initial Studies*. TWI Report. Abinton Hall. 1994.

2.- Holcomb S. *Effect of Spinel Formation on Mechanical properties of Alumina Particulate-Reinforced Aluminium Composites*. pp.643-649. Conf. Proc. Advanced in Porduction and Fabrication of Light Metals and Metal Matrix Composites. (Ed. Avedesian, M.M. et al). Can. Inst. Min. Metall. & Petro. Montreal. 1991.

3.- Howe J.M. *Bonding, Structure and Properties of Metal/Ceramic Interfaces: Part l Chemical Bonding, Chemical Reaction and Interfacial Structure*. Inter. Mat. Rev. pp. 233-256, 38 1993.

Agradecimientos: a la CICYT (Proyecto: MAT93/0210) por su apoyo económico.

SOLDADURA POR DIFUSIÓN DE ALEACIONES DE Al-Mg-Si DE LA SERIE 6XXX REORZADAS CON PARTÍCULAS DE ALÚMINA

Ureña A., Gómez de Salazar J.M., Escalera M.D.
Dpto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ciencias Químicas. Universidad Complutense de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid. Tfo: 91-3944351. Fax: 91-3944357

Resumen: Se estudia la soldadura por difusión, en estado sólido, de dos materiales compuestos con matriz de aluminio reforzados con partículas de alúmina (6061/Al_2O_3/l0p y 6061/Al_2O_3/20p) a una aleación de Al-Li (AA 8090) con propiedades superplásticas, con el objeto de evaluar la posible utilización de esta última como futuro intermediario de soldadura. Se ha analizado la influencia de los diferentes parámetros de soldadura sobre la microestructura de la unión.

Abstract: The solid state diffusion bonding of two aluminium matrix composites reinforced with alumina particles (6061/Al_2O_3/l0p and 6061/Al_2O_3/20p) to an Al-Li alloy (AA 8090) with superplastic properties has been studied to evaluate the posibility of using the last as future bonding interlayer. The influence of diferent welding parameters on the joint microstructure has also been analyzed.

1.- INTRODUCCIÓN

Actualmente se está dedicando un gran esfuerzo a la investigación de materiales compuestos de matriz de aluminio ya que sus superiores propiedades mecánicas, si los comparamos con las aleaciones sin reforzar, hacen que su aplicación tenga un gran potencial en industrias como la aeroespacial, la del transporte y la de equipos deportivos.

Uno de los principales problemas que aparecen en el desarrollo de este tipo de materiales y que está retrasando su aplicación a la industria es el de su unión (Liniert et al, 1993), por lo que es necesario desarrollar técnicas que permitan la obtención de uniones resistentes. Uno de los procesos más atractivos y que está siendo objeto de amplias investigaciones es la soldadura por difusión (Dunford et al, 1993; Wallach et al, 1995) ya que evita la degradación microestructural que aparece asociada a los procesos convencionales de soldadura con fusión (cambios en la distribución del refuerzo, degradación química del mismo cuando el material está formado por una combinación reactiva refuerzo-matriz, etc).

Sin embargo, la soldadura por difusión de las aleaciones de aluminio como la que forma la matriz de los materiales compuestos objeto de estudio en este trabajo presenta

dificultades debido a la presencia de la capa protectora de óxido superficial que actúa como barrera a la difusión y dificulta la formación de la unión de estado sólido.

Se ha comprobado en trabajos anteriores (Ureña et al. 1995.) que la presencia de litio y, en menor medida de magnesio, tiene un efecto beneficioso sobre la soldadura por difusión de aleaciones de aluminio, ya que contribuye a la rotura parcial de la capa de alúmina. Por estas razones este trabajo de investigación está dedicado a estudiar las características de la unión entre una aleación de aluminio, con litio como aleante principal (2,4% en peso), a dos MMCs para su aplicación como intermediario de soldadura.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

2.1.- Materiales

Los materiales base utilizados en la presente investigación fueron dos materiales compuestos fabricados por DURALCAN cuya matriz era la aleación de aluminio AA6061 reforzada con dos porcentajes en volumen diferentes de alúmina (10±2% y 20±2%). En ambos casos la alúmina utilizada poseía un 99% de pureza, con tamaños medios de partícula de 10±1,5 µm para el material AA6061/Al_2O_3/10p y 21±2 µm para el material AA6061/Al_2O_3/20p). En los dos casos la relación de aspecto era 5:1. Los materiales se suministraron en forma de chapas de 6 mm de espesor.

Estos dos materiales compuestos se soldaron a la aleación de aluminio-litio con características superplásticas AA8090, en forma de chapa de 3 mm de espesor.

Aleación	Cu	Li	Mg	Si	Fe	Zr	Mn	Cr	Ti	Zn
AA6061/ Al_2O_3/10p	0.27	-	0.89	0.55	0.06	-	0.005	0.12	0.008	0.03
AA6061/ Al_2O_3/20p	0.27	-	1.19	0.55	0.06	-	0.004	0.12	0.01	0.01
AA8090	1.2	2.4	0.6	0.03	0.07	0.14	-	-	-	-

Tabla 1.- Composición de las aleaciones base empleadas, % en masa.

2.2.- Ensayos de soldadura

Antes de soldarse las superficies se desbastaron hasta el grado 600 para obtener un valor de rugosidad adecuado y se sometieron a limpieza química con un decapante comercial (Turco 4). Los ensayos de soldadura se llevaron a cabo en vacío (10^{-3} Pa). Las condiciones de soldadura empleadas fueron: temperaturas entre 500 y 530 °C, presiones de 3 y 6 MPa y tiempos de 60 minutos.

También se estudió el efecto del tratamiento postsoldadura consistente en solubilización a 525 °C durante 2 horas, seguido de temple en agua hielo y envejecimiento artificial a 190 °C durante 8 horas.

Se realizaron estudios de las intercaras de unión utilizando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM). Como método para la determinación indirecta de la difusión del litio se realizaron medidas de microdureza Vickers a través de la intercara.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 1 se puede observar el aspecto típico de las intercaras formadas, antes y después del tratamiento térmico post-soldadura. Es de destacar la presencia de una zona en la que existe una menor proporción de precipitados en la aleación AA8090, que aparece en las proximidades de la intercara de unión, lo que evidencia la difusión del Li hacia el material compuesto. Así mismo, tras el tratamiento térmico es posible apreciar la formación de precipitados no disueltos de Mg_2Si en la aleación de Al-Li, que aparecen localizados preferentemente en los límites de grano, por donde la difusión se produce con más facilidad.

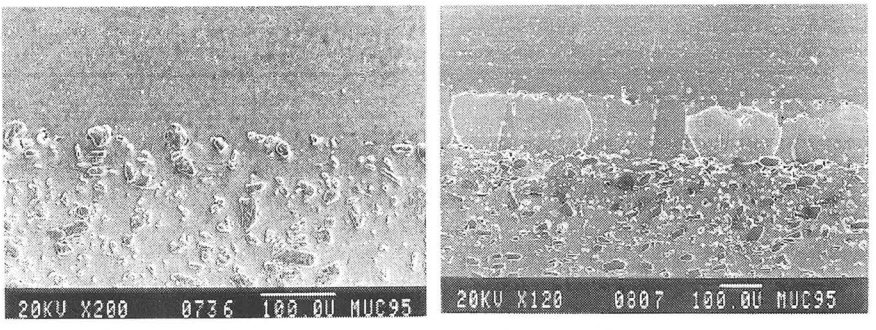


Figura 1.- Microestructura de una unión AA6061/Al_2O_3/20p-AA8090 soldada por difusión a 520 °C y 6 MPa. a) Tras la soldadura. b) Efecto del tratamiento térmico postsoldadura.

Las curvas de microdureza realizadas tras el tratamiento térmico postsoldadura confirman este efecto, tal y como se muestra en la figura 2. A ambos lados de la intercara se detecta una caída del valor de dureza producido por la disminución del porcentaje de los elementos endurecedores (Li formando Al_3Li-δ' en la aleación AA8090, además de Mg y Si formando Mg_2Si) debido a la difusión. El efecto de la temperatura, como parámetro controlante de la difusión, se refleja claramente en las curvas de dureza. Al aumentar la temperatura de soldadura, debido a que la velocidad de difusión es más alta, el grado de homogeneización alcanzado es mayor, para el mismo tiempo de soldadura aumentando el valor del mínimo de la curva e igualándose los valores a ambos lados de la intercara.

Durante el tratamiento térmico, se produce la disolución de los precipitados que contienen Li apreciándose recristalización y crecimiento de grano a través de la intercara de soldadura. Además se observa un importante crecimiento del tamano de grano localizado en el aluminio-litio en la zona empobrecida en Li, (Figura 3). En este tipo de aleaciones superplásticas, la disminución del porcentaje en Li contribuye a aumentar la cinética de crecimiento de grano. Esto también contribuye a disminuir el valor de la microdureza en las proximidades de la línea de unión.

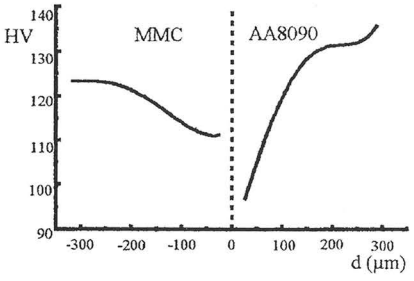


Figura 2.- Perfiles de microdureza en la región de soldadura.

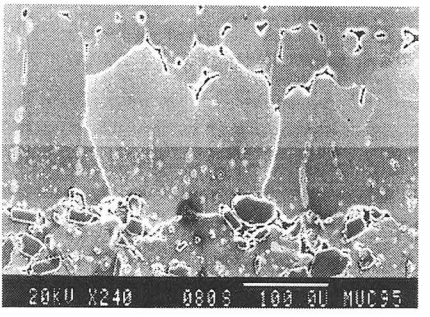


Figura 3.- Detalle de la recristalización y el crecimiento de grano en una unión tratada térmicamente.

El estudio microscópico de las uniones de AA6061/Al_2O_3/XXp con la aleación AA8090, demostró también que la microestructura y la calidad de la unión formada dependen, en gran medida, de las condiciones de soldadura, básicamente de la temperatura y de la presión.

Soldando a 520 y 530 °C y 6 MPa la deformación macroscópica total obtenida en la uniones soldadas es menor de un 20% cuando se suelda la aleación que contiene un 10% en alúmina, y de un 15% cuando se trabaja con la del 20% de refuerzo. Sin embargo, la deformación que experimenta el material compuesto no supera, en ningún caso, el 10%, ya que casi toda se acumula en la chapa de AA 8090 dadas sus características superplásticas. Esto genera un flujo plástico de este material que contribuye a la ruptura de la capa protectora de alúmina por un mecanismo mecánico, favoreciendo de este modo la formación de la unión.

Las uniones realizadas en estas condiciones poseen una buena calidad metalúrgica con generación de zonas de recristalización y eliminación completa de los defectos de soldadura (porosidad, inclusiones de óxidos), tal y como se aprecia en la figura 4, al contrario de lo que ocurre cuando intervienen otras aleaciones que no contienen Li. Este elemento, y en menor medida el magnesio presente, actúan creando una atmósfera rica en Li y Mg entre la microrugosidades de las superficies que se están uniendo, lo que evita la entrada de oxígeno. Por otra parte, pueden reaccionar con la alúmina superficial formando espinelas según las siguientes reacciones:

$$Li + 1/3\ Al_2O_3 \rightleftarrows LiO_2 + 2/3\ Al \quad (1)$$
$$Li + 8/3\ Al_2O_3 \rightleftarrows LiAl_5O_2 + 1/3\ Al \quad (2)$$
$$Li + 2/3\ Al_2O_3 \rightleftarrows LiAlO2 + 1/3\ Al \quad (3)$$
$$3\ Mg + Al_2O_3 \rightleftarrows 3\ MgO + 2\ Al \quad (4)$$
$$3\ Mg + 4\ Al_2O_3 \rightleftarrows 3\ MgAl_2O_4 \quad (5)$$

Estas espinelas son compuestos menos duros y menos estables que la alúmina y aparecen en forma de precipitados discretos, por lo que afectan en menor medida a la resistencia de la unión.

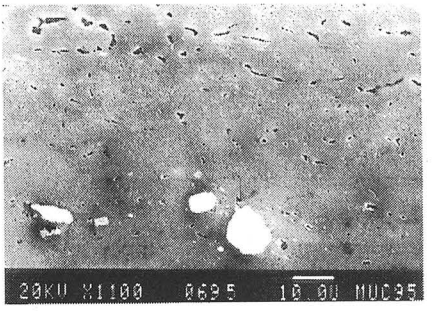


Figura 4.- Ausencia de defectos en la intercara.

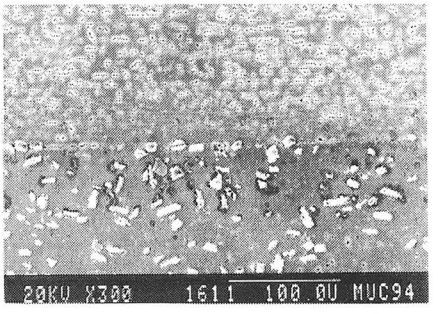


Figura 5.- Unión soldada por difusión a 530°C y 3 MPa presentando porosidad.

Soldando a temperaturas o presiones inferiores, aunque se logra disminuir los valores de deformación, las intercaras obtenidas son de una peor calidad. Utilizando 500 °C y 6 MPa se observa una pérdida evidente de la integridad de la unión, apareciendo gran cantidad de defectos.

Un efecto semejante aparece cuando la presión de soldadura utilizada es de 3 MPa. En las uniones realizadas a 520 y 530 °C (Figura 5), aunque se siguen observando zonas de gran calidad metalúrgica y aparecen evidencias de recristalización a través de la intercara, son igualmente visibles algunos defectos de soldadura. Esto es debido a que el flujo plástico de la chapa de AA8090 ha sido menor y, por tanto, la contribución a la ruptura parcial de la capa protectora de alúmina, por este factor, también lo ha sido.

Los resultados obtenidos utilizando los dos materiales compuestos, al poseer ambos la misma matriz son muy semejantes, aunque el distinto porcentaje de refuerzo, que se refleja básicamente en el tamaño de este, provoca que aparezcan un mayor número de defectos en la intercara cuando el material soldado contiene un 20% de alúmina tal y como se puede apreciar en la figura 6.

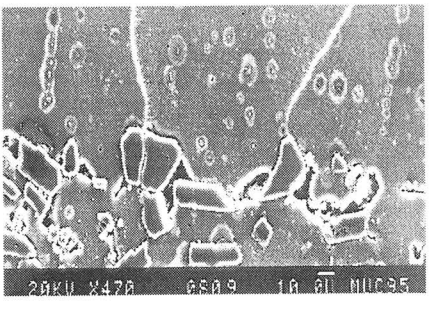


Figura 6.- Efecto del tamaño de partícula sobre las uniones con AA6061/Al_2O_3/20p.

La existencia de clusters de partículas de gran tamaño en el material más reforzado tiene un importante efecto sobre la unión. En estas zonas, la porosidad es mayor, ya que su desaparición por flujo plástico es más difícil. Esta porosidad aparece en los

puntos triples partícula-matriz-AA8090 y tiene un efecto negativo sobre la resistencia de la unión.

4.- CONCLUSIONES

1.- El empleo de aleaciones de Al-Li como intermediario favorece soldadura en estado sólido entre materiales compuestos de matriz de aluminio con refuerzo discontinuo de alúmina, ya que se acelera la ruptura de la capa protectora de alúmina por mecanismos químicos y mecánicos.

2.- Se pueden obtener intercaras de una elevada calidad metalúrgica a 530-520 °C, 6 MPa y 1 h. En estas condiciones la deformación en el material compuesto se mantiene por debajo del 10 %.

3.- La calidad de la intercara depende así mismo de la propia calidad del material. La presencia de partículas de gran tamaño o de clusters genera porosidad que actúa como defecto de unión.

5.- BIBLIOGRAFÍA

1.- D.V. Dunford and A. Wisbey. *Diffusion Bonding of Advanced Aerospace Materials*. Metallic. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 314. pp. 39-50. Materials Research Society. 1993.

2.- T.J. Lienert, C.T. Lane, J.E. Gould. *Selection and Weldability of Aluminium Metal Matrix Composites*. ASM Handbooks. Vol. 6: Welding, Brazing and Soldering. Ed. por J.R. Davies, K. Ferjutz, N.D. Wheaton, M.S. Woods. ASM International, USA 1993

3.- A. Ureña, J.M. Gómez de Salazar, M.D. Escalera. *Diffusion bonding of discontinuously reinforced SiC/Al matrix composites: The role of interlayers*. En Metal Matrix Composite Key Engineering Materias. Vol. 104-107. pp. 523-540 (Ed. G.M. Newaz et al.). Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, 1995.

4.- A.A. Shirzadi, E.R. Wallach. *Isostatic Transient Liquid Phase Diffusion Bonding Of Aluminium-Based Metal Matrix Composite 8090/SiC*. 4th Int. Conf., 1995. Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Welding.

AGRADECIMIENTOS: A la CICYT por la subvención concedida para la realización de esta investigación, proyecto MAT93-0210.

VI.- TÉCNICAS EXPERIMENTALES

ESTUDIO EXPERIMENTAL MEDIANTE INTERFEROMETRÍA MOIRE DEL EFECTO DE LAS MORDAZAS EN EL ENSAYO OFF-AXIS

Cañas Delgado J.; Marín Vallejo J.C.[1]; París Carballo, F.; Blázquez Gámez, A.
Dpto. Mecánica de Medios Continuos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Sevilla
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-4239888

Resumen: Se presenta en este trabajo el estudio realizado en orden a establecer qué efecto tienen las mordazas tipo cuña en los resultados que del ensayo off-axis se obtendrían. Para ello, se ha empleado como técnica experimental la interferometría moiré procediéndose posteriormente a una simulación numérica del efecto observado mediante el MEF.

Abstract: An study about the influence of the clamping system experimental measurements of the off-axis tension test is show in this work. For this purpose, moiré interferometry technique was employed to observe the effects over the specimen. FEM analysis was carried out to simulate the observed behaviour.

1.- INTRODUCCIÓN.

En los últimos años numerosos procedimientos experimentales han sido desarrollados con objeto de evaluar el módulo de cortadura intralaminar de materiales compuestos (Bergner et al. 1.977, Lee et al. 1.990). De todos ellos el ensayo Off-Axis es uno de los que goza de mayor popularidad dada la simplicidad en lo que a preparación de la probeta se refiere, así como a la realización propia del ensayo y las características especificas de la probeta en cuestion (Chamis y Sinclair 1976, 1977). No obstante, el valor de G_{12} que se obtendría directamente del ensayo no es correcto salvo para relaciones de L/2h superiores a 15, donde L es la longitud de la probeta y h el semiancho de la misma. Por ello, es preciso establecer una corrección de dicho valor en orden a encontrar el valor correcto.

Diversos factores de corrección han sido propuestos en la bibliografía. Así, Pindera y Herakovich (1986) proponen un factor de corrección basado en la solución analítica a un problema (Pagano y Halpin, 1968) con unas condiciones de contorno que intentan representar las que supuestamente aparecen en el ensayo. Cañas et. al. establecen un factor de corrección basado en la solución numérica mediante el MEF de un problema con unas condiciones de contorno más ajustadas a las que presumiblemente aparecen en el ensayo (Cañas et. al 1991, Marín et. al 1993).

La bondad del factor de corrección empleada depende en gran medida de la fiabilidad

con la que todas las magnitudes involucradas en el ensayo son tomadas. Un estudio paramétrico realizado en este sentido (Marín et. al, 1995) ha puesto de manifiesto que las condiciones de contorno influyen de manera notoria en el resultado final. Así por ejemplo, ha podido constatarse experimentalmente una falta de repetibilidad en los ensayos cuando se emplean mordazas de tipo cuña o mordazas hidráulicas. En la Figura 1, se muestra la gráfica experimental del valor aparente de la tensión tangencial τ^*_{12} ($\tau^*_{12} = \sigma_{med}$ senθ cosθ, siendo θ el ángulo de orientación de las fibras y σ_{med} el valor de la tensión normal media) frente a γ_{12} para una misma probeta ensayada en mordazas hidráulicas y ensayada en mordazas de cuña observándose que los resultados obtenidos, para el caso de mordazas de cuña, no se corresponden con la condición de empotramiento esperada.

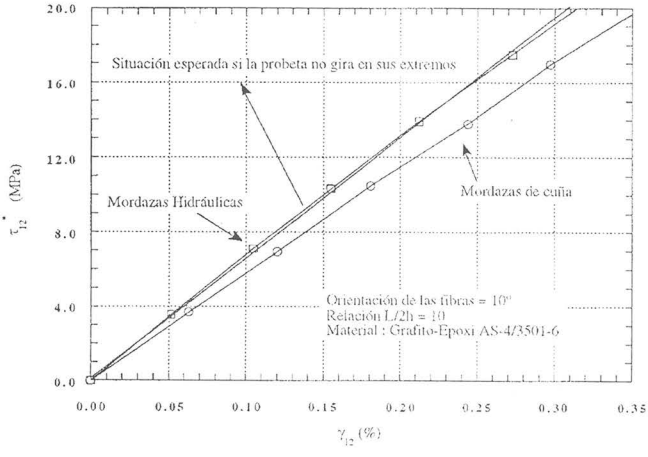


Figura 1.- Resultados obtenidos con probetas de L/2h=10

Para encontrar una explicación plausible a tal hecho, se propone en este artículo la realización de un estudio experimental en las cercanías de la mordaza con objeto de vislumbrar las causas que podrían motivar tales discrepancias. Dicho estudio experimental, no puede ser realizado mediante bandas extensométricas ya que ello no proporcionaría informacion suficiente. La interferometría moiré, al ser una técnica de campo total, es considerada la más apropiada para tal fin.

2.- ANÁLISIS EXPERIMENTAL.

La inteferometría moiré es una técnica experimental que permite obtener información sobre el campo de desplazamientos originado a partir de las imágenes de interferencia generadas como consecuencia del desfase existente entre los rayos que emergen de la rejilla de difracción situada en la probeta (Post, 1987, Czarnek, 1991). Dicha rejilla presenta una frecuencia de 1200 líneas/mm y es adherida a la probeta mediante un proceso de réplica. En la Figura 2 se muestran las dimensiones de la probeta ensayada.

El montaje experimental realizado no es un montaje convencional ya que los interferómetros clásicos, que han sido aplicados con éxito para medidas en zonas alejadas

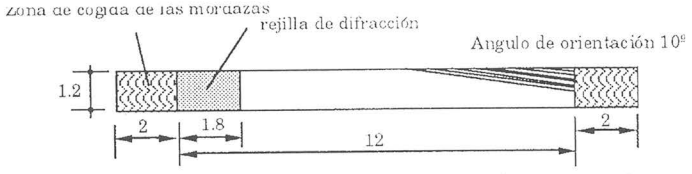


Figura 2.- Probeta objeto de ensayo. (dimensiones en cm.)

de las mordazas, no resultaban de aplicación dado que físicamente no podían ser situados en la zona de interés debido a que el espacio donde se debe colocar el interferómetro está ocupado por la mordaza. Para resolver dicho problema se usó la parte superior de la mordaza como parte del dispositivo experimental interferométrico consiguiendo así la obtención de las imágenes de interferencia. En la Figura 3 se esquematiza dicho montaje. La complejidad de este montaje puede explicar el que aún habiéndose usado la interferometría moiré para medir desplazamientos en el ensayo off-axis (Morton y Post, 1989, París et. al 1993), siempre se haya realizado la medida en el centro, donde es más fácil de realizar, pero no tiene el interés que la realizada próxima a la mordaza.

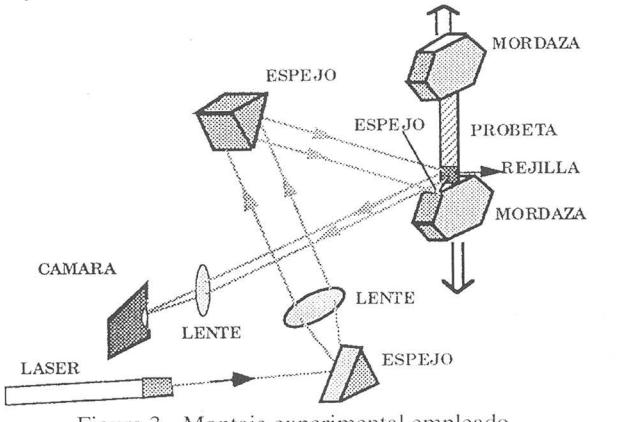


Figura 3.- Montaje experimental empleado.

La información obtenida son curvas que representan las líneas de isodesplazamientos. La imagen que se obtuvo para el desplazamiento longitudinal (u) para una carga aplicada de 888 N es la mostrada en la Figura 4.

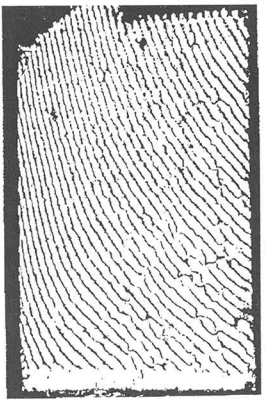


Figura 4.- Campo de iso-desplazamientos longitudinales u.

A partir del campo de desplazamientos se puede obtener el campo de deformaciones, el cual es representado en la Fig. 5 para tres líneas próximas al extremo.

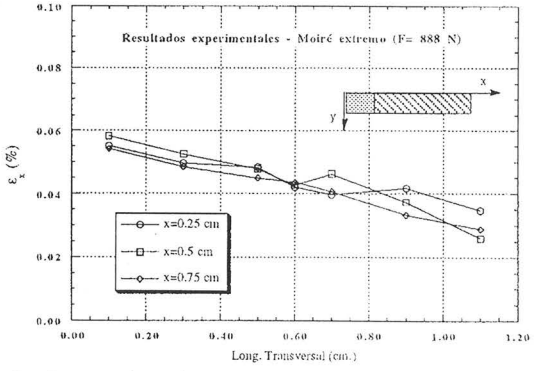


Figura 5.- Campo de deformaciones ε_x obtenido experimentalmente.

3.- ESTUDIO NUMÉRICO.

El campo de deformaciones numérico bajo las situaciones de empotramiento y de giro permitido, se ha obtenido mediante el MEF usando una malla con 910 elementos que tiene una discretización más fina en los extremos de la probeta. Los elementos empleados son isoparamétricos de 4 nodos. Los resultados para la deformación longitudinal se muestran en la Figura 6.

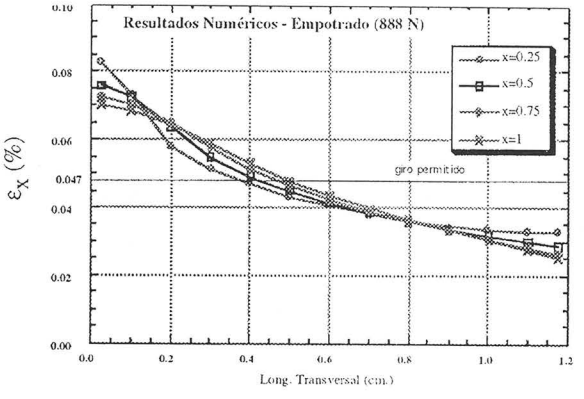


Figura 6.- Resultados numéricos obtenidos.

Una comparación de los resultados experimentales y numéricos para la zona próxima a la mordaza pone de manifiesto que las situaciones extremas consideradas como posibles no son las que se producen en la realidad. De hecho, parece que la probeta tiende a soltarse en un extremo de la misma (y=0) más que en el otro (y=1.2 cm.), y el

estudio numérico realizado considerando unas condiciones de empotramiento modificadas en el sentido antes aludido corrobora este hecho.

La condición de empotramiento parcial ha sido simulada liberando las condiciones de u=0 en algunos nudos del extremo de la probeta. En la Figura 7 se muestra una comparación de los resultados numéricos y experimentales encontrados para x=0.25.

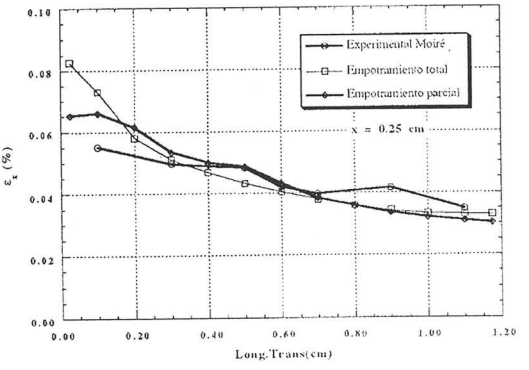


Figura 7.- Resultados numéricos y experimentales en x=0.25.

Como puede observarse, la simulación de un empotramiento parcial en la esquina superior del lado izquierdo e inferior del lado derecho de la probeta permite observar una tendencia del campo de deformaciones hacia los resultados experimentales encontrados.

Con objeto de dar una explicación plausible al hecho experimentalmente observado y numéricamente modelado, se pensó que, como consecuencia de las condiciones de empotramiento, aparece una singularidad en el estado tensional en las esquinas de la probeta, lo que podría provocar un deslizamiento, como consecuencia del elevado estado tensional originado. Esta suposición venía avalada por el hecho de que, en materiales isótropos, puede aparecer una singularidad para ángulos salientes cuando las condiciones de contorno en los lados del ángulo son empotrado-libre. Por ejemplo, en estas condiciones y para el acero (v=0.3) aparece una singularidad de orden λ=-0.24 en un ángulo de 90° (Williams, 1.952). Además, el orden de la singularidad podría en ambos extremos ser diferente lo que explicaría que la probeta tienda a soltarse más por un borde que por otro.

Para comprobar la idea anterior se procedió a un estudio más refinado del estado tensional existente en el extremo de la probeta, haciendo uso del Método de los Elementos de Contorno, por entender que éste se ajustaba mejor a los objetivos perseguidos. El objetivo era obtener los órdenes de singularidad en el estado tensional en los dos bordes de la probeta, y para ello se desarrolló un programa de elementos de contorno para materiales ortótropos aproximándose las variables mediante elementos lineales. No se usaron elementos singulares por desconocer inicialmente cuál sería el orden de la singularidad que aparecería.

En la Figura 8 se muestran las tensiones normales en la línea de empotramiento, para tres orientaciones diferentes. Como puede ohservarse, la presencia de la singularidad es clara en ambos extremos, siendo ésta del mismo orden cuando la disposición es

simétrica (caso de fibras orientadas 0° y a 90°) y siendo diferente en todos los demás casos. Por otro lado, la distribución de tensiones hace pensar que el orden de la singularidad es diferente en función del ángulo.

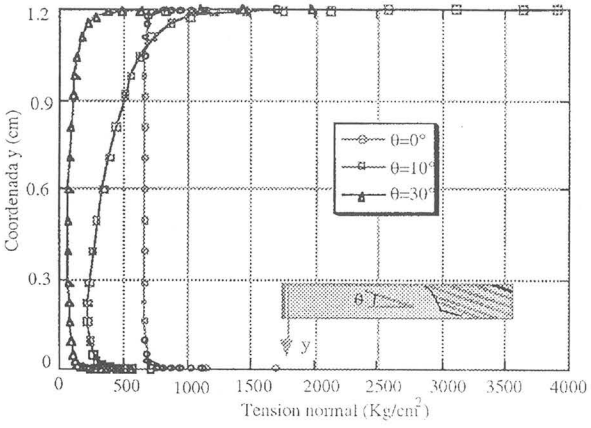


Figura 8.- Distribución de tensiones normales en el empotramiento.

La determinación de los órdenes de singularidad ha sido realizada mediante un procedimiento de extrapolación, asumiendo una singularidad del tipo r^{λ}. La representación logarítmica de la relación σ-r mostró con gran nitidez la existencia de una zona lineal lo que confirma la validez del tipo de singularidad supuesto a una pequeña distancia de la esquina. Resulta instructivo representar el orden como una función del ángulo de orientación de las fibras, tal como se muestra en la Figura 9 en la que se aprecia claramente la asimetría del comportamiento de la singularidad en ambas esquinas, en función de la orientación de las fibras, observándose además que los valores máximos ocurren cuando las fibras se orientan a 45°. Como validación del modelo numérico empleado, se comparó el orden de la singularidad obtenido para el caso isótropo con el valor analítico obtenido por Williams (-0.24) no apreciándose error significativo alguno.

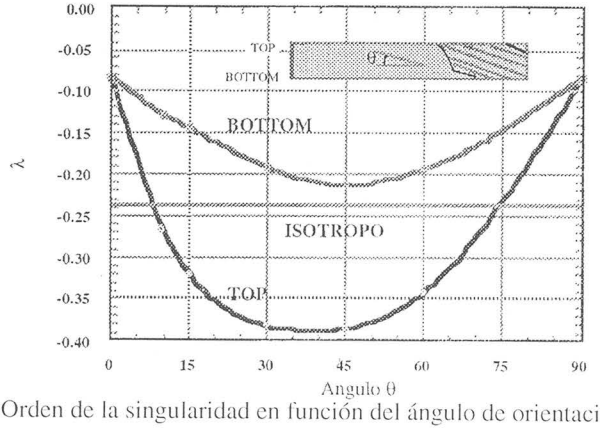


Figura 9.- Orden de la singularidad en función del ángulo de orientación de las fibras.

4.- CONCLUSIONES

Como conclusión a este estudio cabe decir que el empleo de mordazas tipo cuña puede presentar una serie de problemas derivados de la posibilidad de que no se reproduzcan adecuadamente las condiciones que habitualmente se supone que se originan en el ensayo, sobre todo si la presión lateral que ejercen dichas mordazas no es lo suficientemente elevada como para evitar que la probeta deslice. Será preciso, en su caso, desarrollar un procedimiento que permita corregir el valor aparente del módulo de cizalladura que se calcula con este procedimiento.

Agradecimientos: Este trabajo ha sido financiado con cargo al Proyecto de CICYT MAT94-0480.

5.- REFERENCIAS.

1.- Bergner H.W. Jr., Davis J.G. Jr. and Herakovich C.T., *Analysis of Shear Test Method for Composite Laminates*, Report VPI-E-77-14, Virginia Polytechnic Institute & State University, Blacksburg, VA, April 1977.

2.- Cañas J., Paris F. and Marín J.C., *Numerical Analysis of Off-Axis Tensión Test for Unidirectional Graphite-Epoxy Composites*, Proceedings of ICCM VIII, Honolulu, Hawai, USA, pp. 36F1-36F12, July 1991.

4.- Chamis I.M. and Sinclair J.H., *10° Off-Axis Tensile Test for Intralaminar Shear Characterization of Fiber Composites*, NASA TN D-8215, April 1976.

5.- Chamis C.C. and Sinclair J.H., *Ten-deg Off-axis Test for Shear Properties in Fiber Composites*. Exp. Mech., 17 (9), 339, Sept. 1977.

6.- Czarnek R., *Moiré Interferometry, Structure Testing, Society of Experimental Mechanics*, Vol. 30 (2), pp. 195-200, 1991.

7.- Lee S., Munro M. and R.F. Scott, *Evaluation of Three In-Plane Shear Test Methods for Advanced Composite Materials*, Composites, Vol. 21 (6), pp. 495-502, Nov. 1990.

8.- Marín J.C., Cañas J. and Paris F., *On the Evaluation of G_{12} in the Off-Axis Tensión Test*, Proceedings of ICCM - 9, Madrid, Spain, July 1993.

9.- Marín J.C., Cañas J. y París F., *Influencia en la Determinación de G12 de las Imprecisiones de los Parámetros Involucrados en el Ensayo Off-Axis*. MATCOMP 95, Sevilla, 1995.

10.- Morton J., Post D., *Mechanics of Composites: Review of Experiments of Moire Interferometry*, American Society of Composites 4th Annual Meeting, 1989.

11.- Pagano N.J. and Halpin J.C., *Influence of End constraint in the Testing of Anisotropic Bodies*, J. Composite Materials, Vol. 2, N° 1, pp. 18-32, 1968.

12.- Paris F., Cañas J., Marín J.C. y Morton J., *Deformation Study in the Off-Axis Tension Test*, Proceedings of 2nd International Conference on Deformation and Fracture of Composites, Manchester, UK, pp. 18.1-18.9, March 1993.

13.- Pindera M.J. and Herakovich C.T., *Shear Characterization of Unidirectional Composites with the Off-Axis Tension Test*, Experimental Mechanics, pp. 103-112, March 1986.

14.- Post D., *Moire Interferometry*, Handbook on Experimental Mechanics, Ed. A.S. Kobayashi, 1987.

15.- Williams M.L., *Stress Singularities Resulting From Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension*, Journal of Applied Mechanics, Vo. 74, 1952.

CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE LA INTERCARA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA MEDIANTE TÉCNICAS DE NANOINDENTACIÓN

Elizalde M.R.[1]; Sánchez J.M.[1]; Daniel A.M.[1]; Puente I.[2]; Martínez Esnaola J.M.[1]; Martín A.[2]; Fuentes M.[1]

[1] Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) Departamento de Materiales. Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián. Tfno: 943-212800.

[2] Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián. Universidad de Navarra. Apdo. 1674. 20080 San Sebastián.

Resumen: En el presente trabajo se estudian diversos modelos que permiten caracterizar el comportamiento mecánico de la intercara de dos materiales compuestos de matriz cerámica a partir de los resultados del ensayo de empuje de fibras realizado mediante técnicas de nanoindentación. Se miden la resistencia al deslizamiento entre fibra y matriz, la energía de descohesión de la intercara y las tensiones residuales para un material compuesto de una matriz de calcio-aluminosilicato (CAS) y un refuerzo de fibras de Nicalon® con estructura laminada $[(0/90)_3]_S$ y un material compuesto por una matriz de SiC y fibras de Nicalon® tejidas con estructura 2D.

Abstract: Several models to characterise the interfacial mechanical behaviour of two ceramic matrix composites using the fibre push down test (performed with nanoindentation instrumentation) are studied in this work. The frictional sliding shear stress of the interface between the fibre and the matrix, the debonding energy of the interface and the fibre axial residual stresses are measured. The two materials under study are a $[(0/90)_3]_S$ cross ply with a calcium-aluminumsilicate (CAS) matrix reinforced with long Nicalon® fibres, and a 2D woven Nicalon® fibre reinforced composite with a silicon carbide matrix, obtained by chemical vapour infiltration (β-SiC).

1.- INTRODUCCIÓN

La tenacidad de los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados por fibras largas (CMCs) depende del comportamiento mecánico de la intercara entre la fibra y la matriz. El conocimiento y control de las principales propiedades de la intercara son la base del diseño de nuevos CMCs para aplicaciones específicas que requieran de su capacidad para soportar carga a elevadas temperaturas.

El objetivo de este trabajo es estudiar la aplicabilidad de los diversos modelos para la obtención de los parámetros de la intercara mediante técnicas de nanoindentación (Marshall et al., 1987; Daniel, 1994) en dos materiales compuestos: un material com-

puesto de matriz de calcio-aluminosilicato y fibras largas de Nicalon® con estructura laminada (CAS/SiC), y otro de matriz de SiC obtenida por infiltración química de vapor (CVI-βSiC) y fibras largas de Nicalon® tejidas en dos dimensiones (SiC/SiC).

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

El CAS/SiC seleccionado para este estudio es un material compuesto comercial con estructura laminada suministrado por Rolls Royce plc (GB). El SiC/SiC con estructura tejida en 2D fue suministrado por la 'Société Européenne de Propulsion' (S.E.P.) (Francia).

Se han realizado un mínimo de 10 ensayos idénticos de empuje de fibras (Marshall et al., 1987; Daniel, 1994) para cada material utilizando un Nanoindenter II (Nano Instruments, Inc), un sistema de indentación que permite medir fuerzas y desplazamientos con unas resoluciones de 0.3 μN y 0.1 nm respectivamente. En los experimentos realizados se han aplicado cargas de hasta 0.6 N en control de carga con una velocidad de indentación de 10 mN/s. Después del ensayo se tomaron medidas precisas de los radios de las fibras utilizando un microscopio electrónico de barrido. Para cada probeta se realizan tarnbién 10 ensayos de calibración de la dureza en las fibras a 0° y otros 10 en las fibras a 90°. Para el SiC/SiC, se realizaron además 10 ensayos en fibras a 0° sobre una muestra tratada térmicamente a 1500 °C durante 2 horas y que presenta una elevada adherencia en la intercara. A partir de las curvas carga frente a deslizamiento de la fibra, obtenidas restando la dureza a las curvas carga frente a desplazamiento de la punta, se obtienen las propiedades mecánicas de la intercara que se definen mediante tres parámetros: la energía de descohesión de la intercara (Γ), la resistencia al deslizamiento entre fibra y matriz (τ) y las tensiones residuales en la fibra (σ_R).

3.- RESULTADOS

En la Figura 1 se representan los segmentos de carga inicial para todos los ensayos de dureza realizados en CAS/SiC y en SiC/SiC.

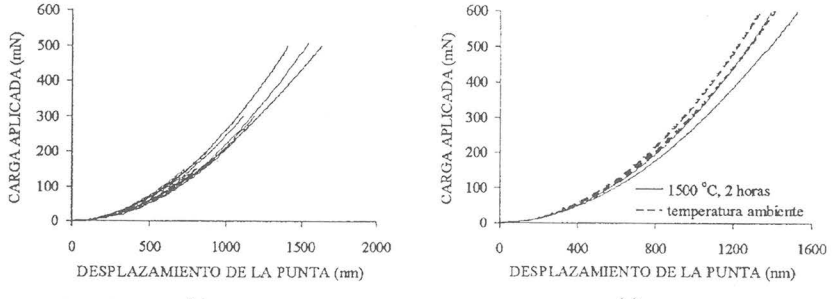


Figura 1.- Segmentos iniciales de carga en los ensayos de calibración de dureza. (a).-CAS/SiC. (b).- SiC/SiC.

Se observa una gran dispersión en los resultados, llegándose a alcanzar, para la carga máxima aplicada, diferencias del 15% en el desplazamiento del indentador en el

caso del CAS/SiC. No se observan tendencias claras en función de la orientación de las fibras respecto de la dirección de aplicación de la carga, pero sin embargo, para el SiC/SiC, se observa que las fibras son ligeramente más blandas en el caso de la muestra sometida a tratamiento térmico, para la cual se obtiene además mayor dispersión. Por lo tanto, en lugar de utilizar una curva media de dureza para obtener las curvas carga frente a desplazamiento de la fibra (Marshall et al., 1987), en este trabajo se ha elegido para cada ensayo de empuje de fibras la curva de dureza que mejor se ajuste al segmento de carga inicial.

3.1.- Propiedades interfaciales del CAS/SiC.

En la Figura 2 se muestra una curva típica carga frente a desplazamiento de la punta. La brusca disminución de la pendiente observada en el segmento inicial de carga corresponde al momento en que se produce la descohesión. La histéresis de los ciclos de carga y descarga se debe a la fricción que se produce en la intercara durante el deslizamiento de la fibra.

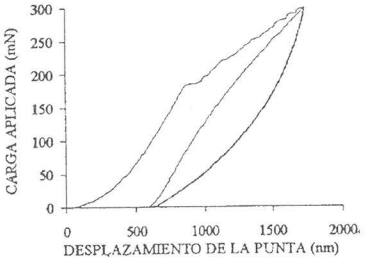


Figura 2.- Ensayo de empuje de fibras en CAS/SiC.

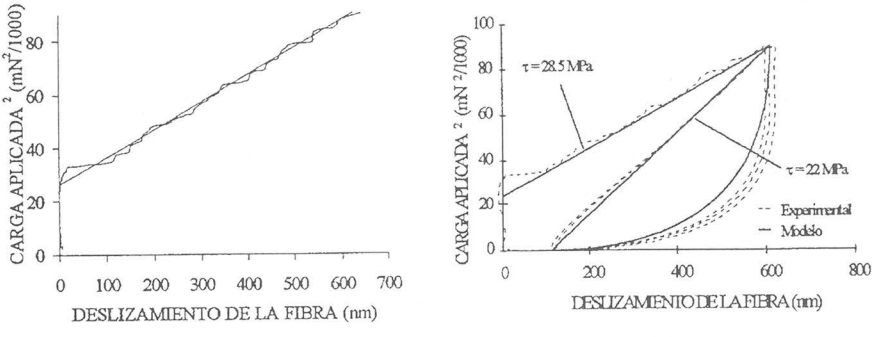


Figura 3.- Modelización de los ensayos de empuje de fibras. CAS/SiC. (a).- Marshall et al. ,1987. (b).- Marshall, 1992.

Se aplica en primer lugar el modelo propuesto por Marshall et al. (1987). Este modelo básico supone la existencia previa de una grieta de descohesión en la intercara, un valor constante de la fricción entre fibra y matriz y no considera tensiones residuales en

la fibra. El modelo, que se aplica únicamente al segmento inicial de carga, predice un comportamiento lineal de la carga al cuadrado (F^2) respecto del desplazamiento de la fibra (u) (Figura 3 (a)). Antes de producirse el deslizamiento estable, el CAS/SiC muestra una zona de crecimiento inestable de la grieta caracterizada por un valor menor de la pendiente. Estos puntos no se tienen en cuenta en el cálculo de la resistencia al deslizamiento, τ. Los valores de τ y Γ obtenidos se muestran en la Tabla 1.

Modelo	Material	τ (MPa)	Γ ($J.m^{-2}$)	σ_R (MPa)	σ_D (MPa)
Marshall et al., 1987	CAS/SiC	30 ± 3	8 ± 1	-	-
Marshall, 1992	CAS/SiC	$29 \pm 3^{+}$ $21 \pm 2^{++}$	6 ± 1	-95	-
Hsueh et al., 1993	SiC/SiC (A)	89 ± 14	-	-288 ± 126	1761 ± 169
	SiC/SiC (B)	112 ± 24	-	-100 ± 31	2785 ± 513

+ Carga inicial
++ Carga primer ciclo

Tabla 1. Propiedades interfaciales del CAS/SiC y del SiC/SiC.
(valores medios de al menos 10 ensayos e intervalos de confianza del 95%)

Se observa sin embargo que los valores obtenidos para la tensión de resistencia al deslizamiento son sistemáticamente mayores que los recogidos en la bibliografía consultada (Daniel, 1994). Esto puede ser debido a la presencia de elevadas tensiones residuales en las fibras. Esta posibilidad se estudia mediante la utilización del modelo de Marshall (1992), que toma en cuenta el proceso de descohesión, suponiendo una intercara débil, y la presencia de tensiones residuales en la fibra previamente al ensayo. Estas tensiones residuales son de origen térmico y se calculan mediante la metodología descrita por Daniel (1994). Se obtiene un valor para la tensión residual axial compresiva de -95 MPa. La aplicación de este modelo requiere del análisis del segmento de carga inicial y del primer ciclo de descarga-carga del ensayo de empuje de fibras. En la Figura 3(b) se muestra un ensayo típico y el ajuste realizado con el modelo. Es importante resaltar que para ajustar los datos experimentales es necesario tomar dos valores distintos de τ, uno para el segmento inicial de carga y otro para el de carga tras la primera descarga. Este comportamiento se observó sistemáticamente en los 30 ensayos realizados. Los resultados medios se recogen en la Tabla 1. Existen dos posibles razones para explicar esta diferencia en el valor de la tensión de resistencia al deslizamiento: la intercara puede sufrir un desgaste en el segmento de carga inicial que reduzca la τ o, más probablemente, la carga media sobre la fibra es mayor en el primer segmento de carga que en la recarga por lo que se produce una τ mayor debido al efecto de Poisson.

3.2.- Propiedades interfaciales del SiC/SiC.

Se han observado dos comportamientos mecánicos diferentes en los ensayos de empuje de fibras para las dos muestras de SiC/SiC ensayadas. Para la muestra A, se obtienen curvas carga respecto de desplazamiento de la punta (Figura 4(a)) en las cuales el proceso de descohesión es gradual, mientras que en la muestra B (Figura 4(b)) las curvas presentan un punto con cambio brusco de pendiente que corresponde a la

descohesión. En ambos casos, las tensiones necesarias para que se produzca la descohesión son mucho mayores que en el caso del CAS/SiC (de 1800 a 2800 MPa).

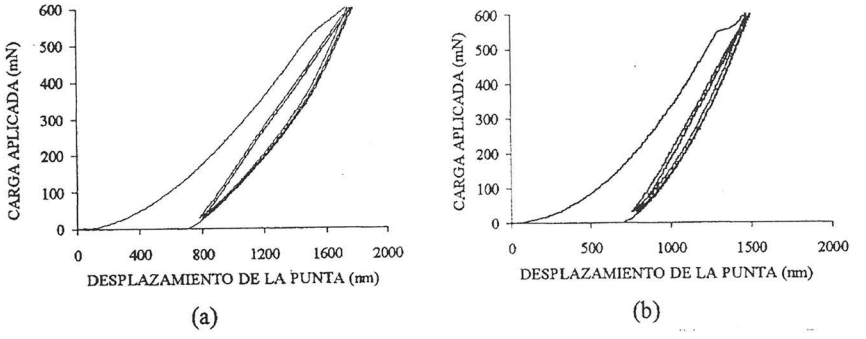


Figura 4.- Ensayo de empuje de fibras en SiC/SiC. (a).- muestra A. (b).- muestra B.

En primer lugar se aplicó el modelo de Marshall (1990), que tiene en cuenta la presencia de tensiones residuales en la fibra, pero los resultados obtenidos fueron incoherentes y confirmaron que este material posee una intercara demasiado fuerte y no cumple sus hipótesis. Posteriormente se empleó el modelo propuesto por Hsueh et al. (1993) que considera que las tensiones de descohesión son elevadas en comparación con la tensión máxima aplicada durante el ensayo. Este modelo predice la carga inicial y la descarga y utiliza la tensión de descohesión (σ_D) en lugar de la energía de descohesión.

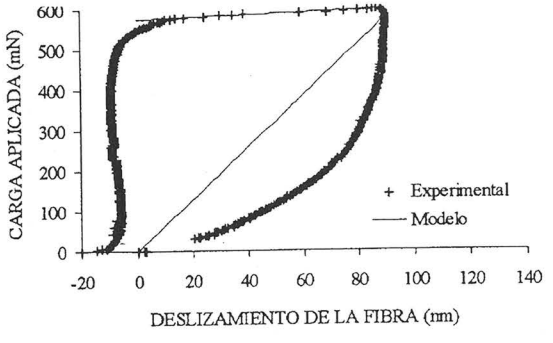


Figura 5.- Modelo de Hsueh et al. (1993) para los ensayos de empuje de fibras. SiC/SiC

Como se observa en la Figura 5, el modelo predice adecuadamente el segmento inicial de carga de los ensayos. Los valores medios de las propiedades de la intercara para las dos muestras ensayadas se recogen en la Tabla 1. Se observa una diferencia considerable entre los valores de las tensiones de descohesión y de resistencia al deslizamiento en la intercara para las dos probetas de SiC/SiC ensayadas. Se están realizando más ensayos para estudiar la naturaleza estadística de estos parámetros y el efecto de Poisson en función del radio de la fibra.

4.- CONCLUSIONES.

Aunque el CAS/SiC presenta valores moderados de la energía de descohesión y de la tensión de resistencia al deslizamiento, son necesarios dos valores distintos de la tensión de resistencia al deslizamiento para el ajuste de los segmentos de carga y recarga. Se cree que esto es debido a que durante la carga inicial es mayor la expansión de la fibra por efecto de Poisson. El SiC/SiC muestra una tensión de descohesión mucho mayor que el CAS/SiC, no ajustándose a las hipótesis de Marshall. Por este motivo se empleó el modelo de Hsueh para fuerte adherencia de la intercara. Se han obtenido resultados consistentes pero se observa una gran dispersión en los parámetros de la intercara.

AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido realizado en el marco del proyecto Brite-EuRam BE-5462, financiado por la Comunidad Europea, liderado por Rolls-Royce plc (GB) y en colaboración con SNECMA (Francia) y SEP (Francia). El equipo fue adquirido gracias a las subvenciones de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnologia (CICYT) y de la Viceconsejeria de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco. M.R.E., I.P. y A.M.D. agradecen las becas recibidas, respectivamente, al Ministerio de Educación y Ciencia, al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, y a la Comisión de la Comunidad Europea Directorado General XII para Ciencia, Investigación y Desarrollo.

BIBLIOGRAFÍA.

1.- Daniel, A.M., *Interfacial Properties of Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites, University of Warwick*, Gran Bretaña, 1994.
2.- Hsueh, C.H. y Ferber, M.K., *Evaluations of Residual Axial Stresses and Interfacial Friction in Nicalon Fibre-Reinforced Macro-Defect-Free Cement Composites, J. Mat. Sci.*, **28**, pp. 2551-2556,1993.
3.- Marshall, D.B. y Oliver, W.C., *Measurement of Interfacial Mechanical Properties in Fiber Reinforced Ceramic Composites, J. Am. Ceram. Soc.*, **70** (8), pp. 542-548, 1987.
4.- Marshall, D.B. y Oliver, W.C., *An Indentation Method for Measuring Residual Stresses in Fiber Reinforced Ceramics, Mat. Sci. and Eng.*, **A126**, pp. 95-103, 1990.
5.- Marshall, D. B., *Analysis offiber debonding and sliding experiments in brittle matrix composites, Acta metall. mater.*, **40**, (3), pp. 427-441, 1992.

EQUIPO EXPERIMENTAL PARA EL ESTUDIO DE LA FRACTURA DINÁMICA EN LAMINADOS DE GRAFITO--EPOXI

Hognestad G.; Pintado Sanjuán P.; García Benítez F.
Dpto. Ingeniería Mecánica y de los Materiales. ESI Universidad de Sevilla
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4556907. Fax: 95-4619405

Resumen: En este artículo se describe el equipo experimental utilizado en la determinación óptica de la velocidad de propagación de grietas bajo cargas de impacto, así como en la determinación del campo de deformaciones en el borde de grieta. Se describe el uso de los distintos componentes del sistema: barra de Hopkinson, cámara de alta velocidad y sistemas de iluminación (flash y laser). El equipo se ha utilizado en la determinación de la velocidad de propagación de grietas en placas de material compuesto.

Abstract: This paper describes the test equipment and set-up used for the optical evaluation of crack propagation speed and crack tip strain fields under impact loading. The use of a Split-Hopkinson-Pressure-Bar rig, high-speed camera, flash light and laser equipment is covered. This device has been used in the determination of crack propagation velocities in composite plates.

1.- INTRODUCCIÓN

Dos de las cualidades más sobresalientes de los materiales compuestos de fibras de carbono y resinas epoxi son su alta resistencia por unidad de peso, y su gran rigidez por unidad de peso. Estas dos propiedades los hacen especialmente atractivos para su uso en la construcción de estructuras móviles. Sin embargo, es esta misma aplicación la que desvela uno de los mayores inconvenientes del material: su baja resistencia al impacto y, en particular, la dificultad de detección del daño producido en un impacto. Las estructuras de aeronaves, por ejemplo, pueden sufrir impactos de alta velocidad provocados por aves en vuelo o por pequeños trozos de pavimento disparados por los neumáticos en las carreras de despegue o aterrizaje.

La mejora de la resistencia al impacto en materiales compuestos se está acometiendo en varios frentes: mediante el uso de láminas trenzadas frente a unidireccionales, mediante el uso de puntos de costura entre láminas para limitar la delaminación, mediante el uso de fibras tenaces como el kevlar, donde la rotura de una fibra y su despegue de la matriz absorben gran parte de la energía del impacto impidiendo la penetración (Strait et. al. 1992). En cualquier caso, es claro que el estudio del proceso de impacto y la fractura dinámica en este tipo de materiales es un tema de importancia que está recibiendo una atención creciente.

En este artículo se describe un equipo experimental para el seguimiento de grietas que se propagan bajo cargas de impacto. El objetivo es la determinación de la longitud de la grieta en cada instante de tiempo y, con esta información, poder obtener la velocidad de propagación de la misma. El sistema permite también la determinación del campo de deformaciones en el borde de grieta haciendo uso del método de las causticas o el de "coherent gradient sensing". Estas dos últimas técnicas se han implementado, y se describen en el artículo, aunque no se han realizado, hasta la fecha, medidas experimentales sobre materiales compuestos.

2.- EQUIPO EXPERIMENTAL

2.1.- Sistema de Barra Partida de Hopkinson

El equipo de impacto está basado en un sistema estandar de barra partida de Hopkinson en el que la barra de salida se sustituye por una sujeción de probetas en flexión por tres puntos. El esquema general puede verse en la Figura 1.

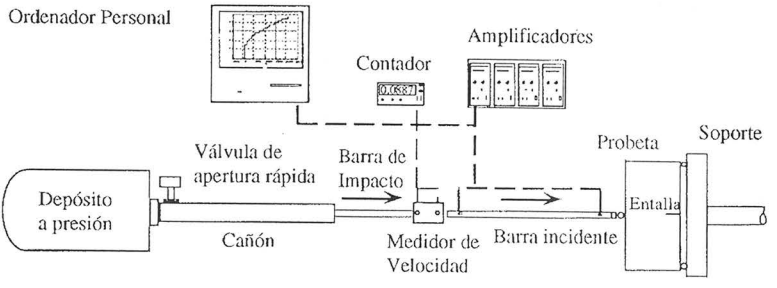


Figura 1. Esquema general del cañón de impacto.

Al liberar la válvula de apertura rápida se expande el aire a presión que acelera la barra de impacto. En el instante anterior al contacto se determina la velocidad incidente mediante la medición del tiempo entre las interrupciones de dos rayos de luz situados a una distancia conocida. En el instante en que la barra de impacto hace contacto con la incidente, se generan ondas de compresión en las dos barras que se transmitirán, pasado un corto intervalo de tiempo, a la probeta. La duración del pulso de fuerza es función de la longitud de la barra de impacto.

El soporte para probetas (Fig. 1) permite utilizar placas de unas dimensiones máximas de 225x125x25 mm. El tipo de apoyo es, como ya se ha mencionado, el correpondiente a una flexión por tres puntos. No obstante, incluso antes de que existan reacciones en los apoyos, cuando la onda alcanza el borde de la entalla practicada a la probeta, la grieta inicia su propagación. La barra incidente está instrumentalizada con galgas extensométricas que registran la onda de deformación. Con esta información se pueden obtener curvas de carga frente al tiempo.

2.2.- Cámara, Laser y Equipo Optico.

El proceso de impacto se registra fotográficamente haciendo uso de una cámara de alta velocidad Cordin capaz de obtener 500 fotogramas a una velocidad de 200.000 fotogramas por segundo. El obturador mecánico de la cámara no es lo suficientemente

rápido como para limitar la exposición de la película a los valores de tiempo necesarios en un ensayo de propagación dinámica de grieta. Para controlar los tiempos de exposición se actúa sobre el rayo de luz que ilumina la probeta. Esta iluminación puede hacerse mediante un rayo laser y una célula de Bragg, o bien, en los casos en que no es necesario el uso de luz coherente, mediante un "flash" alimentado por una batería de condensadores.

El laser, un Innova 300 de 6W, produce un rayo de luz coherente de polarización vertical. Este rayo se devuelve al laser para su amplificación hasta alcanzar los niveles de saturación de los espejos semireflectantes (M1 y M2, ver Figura 2). En esta situación, la célula de Bragg deja pasar los rayos en las dos direcciones, en cambio, cuando la célula se activa, parte del rayo es desviado hacia el espejo M3 (Fig. 2) desde donde se envía a a la probeta y de aquí a la cámara.

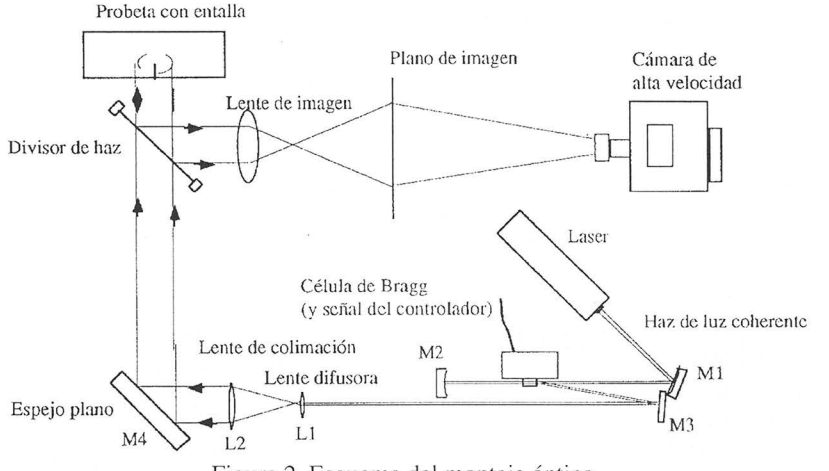


Figura 2. Esquema del montaje óptico.

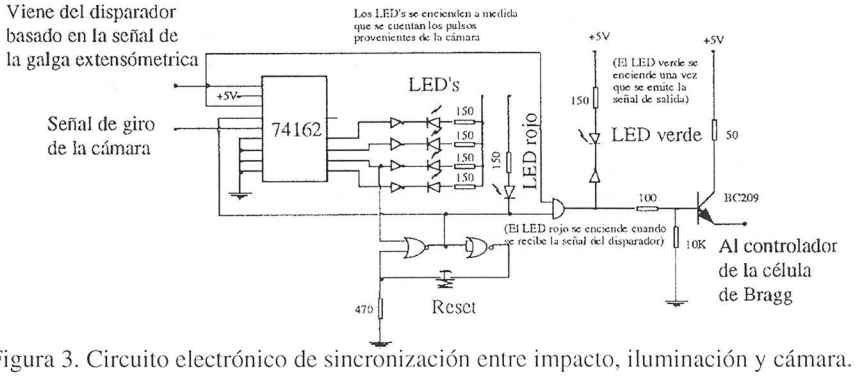


Figura 3. Circuito electrónico de sincronización entre impacto, iluminación y cámara.

Se ha diseñado un dispositivo (Fig. 3) de sincronización entre el cañón de impacto, la célula de Bragg, y la cámara, para iluminar la probeta en el momento oportuno y

durante el tiempo necesario. La señal de la galga extensométrica en la barra incidente se envía a un amplificador operacional de manera que su salida se queda trabada en un valor positivo. Esta salida, junto con los pulsos enviados por la cámara en su giro (diez por revolución), alimentan un circuito contador (Fig.3) que mantiene el laser activado (célula de Bragg) desde que la salida del amplificador operacional pasó a positiva, y hasta que se han contado cuatro pulsos de la cámara. De esta manera, se ilumina la probeta durante media revolución del tambor de la cámara, lo que equivale a exponer la película completa, sin ningún solape.

El mismo tipo de sincronismo se utiliza en el caso en que la iluminación proviene del "flash". En este caso, sin embargo, el tiempo de iluminación puede ajustarse directamente en la bateria de condensadores.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES.

El equipo experimental descrito aquí se ha utilizado en la determinación de la velocidad de propagación de grietas en laminados de material compuesto. Las probetas se han cortado de un panel tipo "sandwich" proporcionado por la división espacial de Construcciones Aeronáuticas S.A. En concreto, el panel forma parte de la estructura del cohete espacial Ariane. El "sandwich" está formado por dos placas formadas con láminas de epoxi reforzada con fibras de carbono (UD Vicotec 914/34%/G829), apiladas según la secuencia $[0_2,-45,0_2,90,0_2,45]_3$. Estas dos placas están conectadas por un núcleo muy ligero de aluminio en forma de panel de abeja. El espesor total resultante es de 25 mm.

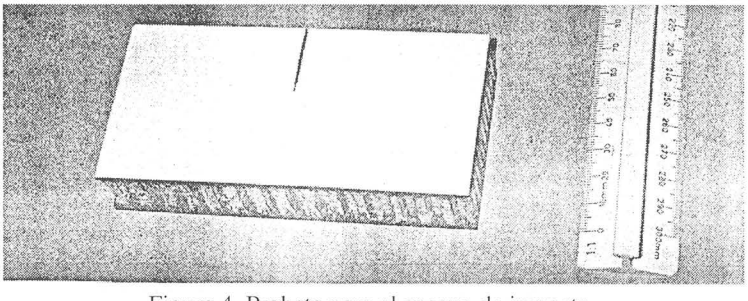


Figura 4. Probeta para el ensayo de impacto.

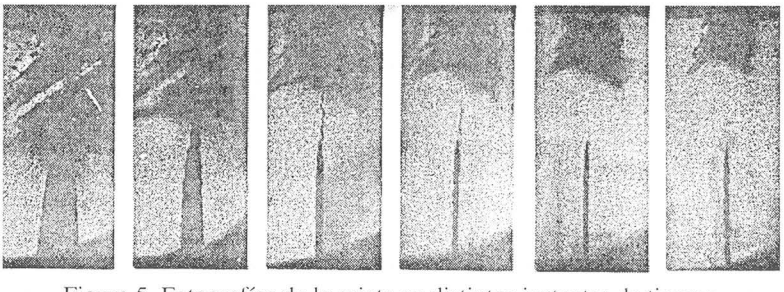


Figura 5. Fotografías de la grieta en distintos instantes de tiempo.

De este panel se extraen probetas de 125x60 mm (Fig. 4) en las que se abre una entalla de 25 mm. Los datos del ensayo que se muestra como ejemplo son los siguientes. La presión de aire en la cámara es de 1.75 bar, con esto se consigue una velocidad de la barra de impacto de 40 m/s. La velocidad de fotografiado es de 175000 fotogramas por segundo. En la Figura 5 se muestran distintos fotogramas en los que los cuatro primeros están separados por un intervalo de tiempo de 57 microsegundos, y los tres últimos por un intervalo de 229 microsegundos.

De las fotografías se puede obtener directamente la posición del borde de grieta en cada instante. En la Figura 6 se muestra la longitud (de la grieta) en función del tiempo. En primera aproximación puede aceptarse una interpolación lineal de los datos. Esta da lugar a una velocidad constante de propagación igual a la pendiente de la recta: 100 m/s.

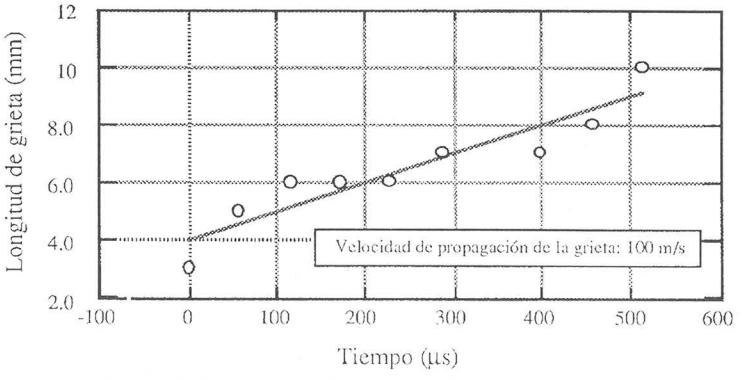


Figura 6. Longitud de la grieta en función del tiempo.

4.- CAMPO DE DEFORMACIONES EN EL BORDE DE GRIETA

El sistema experimental está diseñado para la determinación del campo de deformaciones en el borde de grieta a medida que ésta se propaga. En este apartado se presentan los fundamentos de la técnica de causticas y la de "Coherent Gradient Sensing". Como se comentó en la introducción, estas técnicas se han implementado, aunque no se han realizado, hasta la fecha, medidas experimentales sobre materiales compuestos.

4.1.- Causticas.

En la zona próxima al borde de grieta, las tensiones coplanarias (en el plano de la placa) dan lugar a deformaciones fuera del plano por el efecto de Poison. El método óptico de las causticas utiliza estas deformaciones (curvaturas superficiales) para generar regiones de sombra alrededor del borde de grieta. El diámetro de la zona de sombra está relacionado con el factor de intensidad de tensiones a través de la relación:

$$K_I^d(t) = \frac{2\sqrt{2\pi}}{3\alpha_I c h z_0 F(v)} \left[\frac{D(t)}{3.17}\right]^{5/2}$$

donde F(v) es una función conocida de la velocidad de la grieta y de las propiedades del material.

4.2.- "Coherent Gradient Sensing" (CGS).

El método de "Coherent Gradient Sensing" (CGS), al igual que el de caustícas, hace uso del cambio de dirección que experimentan los rayos de luz cuando se reflejan en la superficie de una probeta sometida a tensiones coplanarias (con deformaciones fuera del plano). Sin embargo, en un equipo experimental basado en la técnica de CGS, la luz reflejada se hace pasar por dos rejillas de difracción de manera que la curvatura superficial hace interferir a los rayos difractados generando franjas de interferencia destructiva. La sensibilidad del método es función de la distancia entre las rejillas y de la densidad de surcos en cada una de ellas.

La distribución de intensidad de luz reflejada en plano de la imagen viene dada por:

$$I_{im} = E_{im}E_{im}^{*} = a_0^2 + a_{\pm 1}^2 + 2a_0 a_{\pm 1} \cos\left(\frac{\kappa \Delta\beta\theta}{\gamma^2}\right)$$

cuyos máximos en las direcciones x_1 y x_2 pueden obtenerse con facilidad. De aquí se puede entonces obtener la relación entre el orden de la franja y el coseno director del rayo reflejado. Por otra parte, la relación general entre el gradiente superficial y la deformación a través del espesor es:

$$u_3 = h\int_0^{1/2} \varepsilon_{33}(x_1, x_2, x_3)\, d(x_3/h)$$

Por tanto, la deformación ε_{33} se obtiene en función del orden de la franja.

5. AGRADECIMIENTOS.

Los autores quieren expresar su agradecimiento a la División Espacial de CASA por haber suministrado el material para probetas. Esta investigación se ha realizado con el apoyo económico del "Directorate General for Science Research and Development" de la CEE (beca concedida al Dr. Hognestad), del Ministerio de Educación y Ciencia (proyecto CICYT MAT91-1014), y de la Fundación Ramón Areces.

6. REFERENCIAS.

1.- Choi H.Y. y Fu-Kuo Chang F.K., *A Model for Predicting Damage in Graphite/Epoxy Laminated Composites Resulting from Low-Velocity Point Impact.* Journal of Composite Materials, **26**, No. 14, pp 2134-2169,1992.

2.- Kim C.G. y Jun E.J., *Impact Resistance of Composite Laminated Sandwich Plates.* Journal of Composite Materials, **26**, No. 15, pp 2247-2261,1992.

3.- Strait L.H., Karasek M.L. y Amateau M.F., *Effects of Stacking Sequence on the Impact Resistance of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics Toughened Epoxy Laminates.* Journal of Composite Materials, **26**, No. 12, pp 1725-1740,1992.

ANÁLISIS EXPERIMENTAL Y ESTADÍSTICO DEL COMPORTAMIENTO A FLEXIÓN DINÁMICA DE LAMINADOS DE FIBRA DE CARBONO Y RESINA EPOXI

Lamela Rey M.J.[1]; Fernández Canteli A.[1]; Reiter H.[2]; Viña Olay J.[1]

[1] ETSII e II de Gijón. Universidad de Oviedo
Carretera de Castiello s/n Gijón 33204. Asturias. Tfno: 98-5182051. Fax: 98-5182160

[2] School of Materials Science. University of Barh
Claverton Down. Bath BA2 7AY. England. Tfno: 01225-826826. Fax: 01225-826098

Resumen: Este trabajo presenta un estudio comparativo entre el daño a fatiga en flexión observado en dos tipos de laminados simétricos de fibra de carbono y resina epoxi, denominados T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$ y XAS/913 $[90/0]_{8s}$. La obtención de las curvas S-N de los laminados y el cálculo de sus valores de diseño, correspondientes a probabilidades bajas de rotura, se realizó mediante la Teoría Estadística de Extremos, bajo la suposición de un dominio de atracción de Weibull para las muestras de resultados.

Abstract: This work presents a comparative study of the fatigue damage in bending, using specimens of two kinds of symmetric laminates made with carbon fibre and epoxy resin, named as T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$ and XAS/913 $[90/0]_{8s}$. The S-N curves of the laminates and their design values for low failure probability percentages have been calculated by means of the Extreme Value Theory, under the assumption of a Weibull domain of attraction for the sample distributions.

1.- INTRODUCCIÓN

El comportamiento a fatiga de los plásticos reforzados con fibras puede verse afectado por diversos factores, tales como el efecto medio-ambiental o la frecuencia de la carga aplicada. No obstante, el daño progresivo ocasionado por un estado cíclico de tensiones depende fundamentalmente de la configuración del compuesto y del tipo de carga al que se le solicita (Harris 1977, Talreja 1987).

En la bibliografía especializada existen numerosos estudios que analizan el comportamiento a fatiga de compuestos sometidos a tracción pura. Sin embargo, el seguimiento de daño en compresión pura resulta dificultoso, debido a la rotura catastrófica que se presenta en el ensayo dinámico (Chen 1991). Por esta razón, la experimentación a flexión con cuatro puntos de carga se convierte en un ensayo idóneo alternativo, que permite la observación simultánea de daño en la zona traccionada y comprimida del material.

Asimismo, en la caracterización a fatiga de compuestos reforzados con fibras se utiliza habitualmente la vida media como la vida representativa hasta la rotura para cada nivel de tensión de las curvas S-N. En nuestro caso, se obtuvieron valores de

diseño para probabilidades bajas de rotura, haciendo uso de la Teoría Estadística de Valores Extremos y estimando los parámetros de la función de distribución de Weibull que rige el comportamiento de las muestras.

En este trabajo se estudia el comportamiento a fatiga de dos laminados simétricos de altas prestaciones que por presentar características mecánicas similares permiten analizar el efecto de la secuencia de capas en la vida a fatiga de los compuestos.

El estudio se presenta bajo dos puntos de vista, el primero fenomenológico, utilizando métodos estadísticos en la evaluación, pero sin interpretar los mecanismos de rotura existentes, y el segundo microestructural, mediante la observación microscópica del proceso de acumulación de daño.

2.- MATERIALES Y TRABAJO EXPERIMENTAL.

2.1.- Descripción de los materiales.

Como materiales de ensayo se han empleado dos laminados de 16 capas, típicos de la industria aeroespacial, denominados T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$ y XAS/913 $[90/0]_{8s}$. Estos laminados fueron conformados en autoclave por RAE. Farnborough. MoD (Royal Aircraft Establishment. Ministry of Defence. U.K.) para la School of Materials Science de la Universidad de Bath.

El laminado T800/5245, formado por fibra de carbono de módulo intermedio Toray T800 y resina epoxi-bismaleimida BASF (Narmco) 5245, se elaboró en una secuencia cuasi-isotrópica, $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$, con capas de fibras orientadas a +45°, -45° y 0° y un porcentaje volumétrico de fibra de $V_f = 68.8\%$. El laminado XAS/913, fabricado con fibra de carbono Courtauld Grafil XAS, resina epoxi Ciba-Geigy BSL 913 y una fracción de fibra de $V_f = 60\%$, se dispuso en una secuencia cruzada de capas, $[90/0]_{8s}$, con fibras orientadas a 90° y 0°.

Las características de fibras y resinas utilizadas quedan recogidas en la Tabla 1.

MATERIAL	MÓDULO DE YOUNG E (GPa)	RESISTENCIA A TRACCIÓN σ_t (GPa)	DEFORMACIÓN A ROTURA ε_f (%)
Fibra Toray Torayca T800	294	5.6	1.9
Fibra Courtauld Grafil XAS	230	3.9	1.7
Resina BASF 5245 (Narmco)	3.3	0.083	2.9
Resina Ciba Geigy BSL 913	3.1	0.059	3.3

Tabla 1.- Propiedades mecánicas de fibras y resinas, según especificaciones del fabricante.

2.2.- Programa experimental.

La caracterización mecánica de los laminados se realizó en una máquina universal INSTRON, modelo 1195, de la School of Materials Science de la Universidad de Bath y en una máquina IBERTEST, modelo HIB-10 de la ETSII e II de la Universidad de Oviedo. Los valores de las resistencias mecánicas a tracción, compresión, flexión y cortante interlaminar se obtuvieron mediante ensayos estáticos normalizados, respe-

tando las velocidades de aplicación de la carga, las dimensiones de probetas y el número de ensayos especificados en las normas ASTM. La Tábla 2 resume los valores medios de los resultados experimentales obtenidos en los dos laminados.

MATERIAL	Resistencia a tracción σ_t (GPa)	Resistencia a compresión σ_c (GPa)	Resistencia a flexión σ_f (GPa)	Resistencia a cortante τ_i (MPa)
Laminado T800/5245	1.63±0.114	- 0.88±0.08	1.08±0.096	60±2.8
Laminado XAS/913	1.02±0.012	- 0.46±0.04	1.18±0.06	85±4.7

Tabla 2.- Caracterización mecánica de los laminados T800/5245 y XAS/913.

El conjunto del plan experimental a fatiga se desarrolló en la School of Materials Science de la Universidad de Bath, utilizando para el laminado T800/5245 una máquina servo-hidráulica DARTEC M 1000 A, con una capacidad de carga de ±5 kN y un desplazamiento máximo de 100 mm, y para el laminado XAS/913, una máquina servohidráulica INSTRON con una capacidad de carga de ±100 kN y ±50 mm de desplazamiento máximo, a la se instaló una célula de carga de 5 kN con objeto de conseguir la precisión necesaria en el rango de cargas del ensayo.

Asimismo, en las dos máquinas se acopló un transductor de 10 mm de desplazamiento lineal, de forma que a lo largo del ensayo a fatiga se pudo ir conociendo el valor del desplazamiento de la sección central de la probeta.

De acuerdo con lo expuesto anteriormente el análisis del daño acumulado en tracción y compresión se realizó mediante ensayos de flexión a cuatro puntos para seis niveles de carga que inducían en los materiales unas tensiones iguales al 65%, 70%, 75%, 80%, 85% y 90% de su resistencia a flexión, σ_f. Los ensayos se realizaron en un rango de frecuencias entre 3 y 4 Hz y bajo una onda senoidal de carga con una relación de tensiones $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = 0.1$.

En la Figura 1 se representan las dimensiones de las probetas y de los ensayos dinámicos realizados.

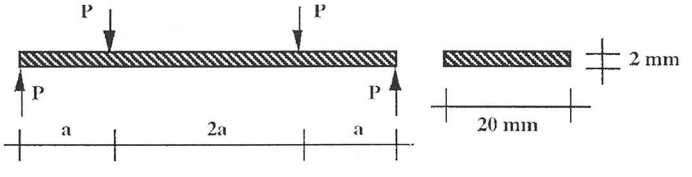


Figura 1.- Representación del ensayo a flexión a cuatro puntos de carga (Laminado T800/5245: a = 20 mm, Laminado XAS/913: a = 16 mm).

Las curvas S-N de fatiga en flexión de los materiales se determinaron a partir de cinco ensayos en cada uno de los niveles de carga antes mencionados. De los resultados obtenidos, mediante la Teoría de Extremos, se dedujo la vida característica a fatiga para cada nivel que corresponde a una probabilidad de fallo del 63.2%.

3.- ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE RESULTADOS

La gran dispersión existente entre los resultados experimentales correspondiente a las propiedades mecánicas a fatiga de los materiales compuestos hace necesario el uso de métodos estadísticos tanto en el análisis como en la predicción de resultados. La función de distribución de Weibull para valores extremos mínimos se ha utilizado ampliamente en los últimos años como modelo adecuado en aquellos casos donde se estudia el fallo de los materiales en función del tiempo.

Considerando como variables aleatorias los valores de los números de ciclos a rotura, N, y siendo N_u el parámetro de localización de la distribución o período inicial, durante el cual no se producen fallos, la función de distribución triparamétrica de Weibull para mínimos puede ser expresada de la siguiente forma:

$$F(N;N_0,N_u,\alpha_f)=1-\exp\left[-\frac{N-N_u}{N_0}\right]^{\alpha_f} \qquad (1)$$

$$\text{para} \quad N \geq N_u, -\infty < N_u < \infty, N_0 > 0, \alpha_f > 0$$

donde, $F(N; N_0, N_u, \alpha_f)$ representa la probabilidad de fallo para cada valor de N, N_0 es la vida característica de la muestra o el parámetro de escala de la distribución y α_f es el parámetro de forma de la distribución.

Según expone Castillo (Castillo 1980), para una función de distribución continua F(x) sólo son posibles las familias de Frechet, Weibull y Gumbel como distribuciones límites para máximos y mínimos. En la práctica, el problema más común presentado consiste en disponer de una muestra de variables sin que se conozca su función F(x). En estos casos, como el que se presenta en este artículo, se puede utilizar el método de los papeles probabilísticos para identificar el tipo de dominio o el tipo de familia límite de la muestra (Castillo et al. 1993).

Una vez comprobado el dominio de atracción de Weibull para las muestras normalizadas de los números de ciclos a fatiga obtenidos en los ensayos a flexión de los laminados T800/5245 y XAS/913, se estimaron, mediante el método de la máxima verosimilitud y el sistema experto EXTREMES (Castillo et al. 1993), los parámetros de escala, de forma y de localización de las funciones de distribución correspondientes a cada nivel de carga ensayada.

A partir de los valores de los parámetros y por consiguiente, determinada la función de distribución de Weibull, es posible conocer los números de ciclos para cualquier probabilidad de fallo deseada en el material.

Así por ejemplo, en la Tabla 3 se dan los valores correspondientes a una probabilidad del 5%, que se considera como valor de diseño, y a una probabilidad del 63.2% o vida característica de la distribución, para tres niveles de tensión ensayados.

4.- ANÁLISIS DEL DAÑO ACUMULADO

La fatiga de los materiales compuestos es un fenómeno complejo en el que los distintos mecanismos de rotura pueden actuar de forma independiente o de forma interactiva.

Tipos de daño, como la rotura de fibras y matriz, separaciones fibra/matriz y deslaminaciones entre capas, aparecen y coexisten a lo largo de toda la vida a fatiga de

los materiales, produciendo una degradación progresiva de sus propiedades mecánicas y consecuentemente la rotura final (Charewicz et al. 1986, Lamela 1994).

Las Figuras 2.a) y 2.b) muestran los mapas de daño a tracción junto con las curvas S-N de los laminados T800/5245 y XAS/913. En estos gráficos se representa de forma aproximada el inicio de los distintos mecanismos de daño, identificados por inspección óptica sobre probetas fatigadas y pulidas, según un proceso metalográfico especialmente ideado para este tipo de laminados.

Como tipos de daño a compresión sólo pudo observarse de forma clara la rotura de fibras en las capas externas a 0° y una débil deslaminación entre las capas a ±45° externas del laminado T800/5245. Hay que destacar además que los daños en la zona comprimida fueron siempre de menor intensidad que los encontrados en la zona traccionada y que su aparición se detectó en el intervalo final de la vida a fatiga del material.

Paralelamente al estudio microscópico se realizó el cálculo de la pérdida de rigidez y de la variación de la tensión residual en los laminados. Ambos estudios corroboraron trabajos anteriores, que apuntan a una variación prácticamente nula de estas propiedades hasta la etapa inmediatamente previa a la rotura final (Chen 1991, Jiang 1991).

Nivel de carga	5% Probabilidad de fallo		63.2% Probabilidad de fallo	
(%carga rotura)	T800/5245	XAS/913	T800/5245	XAS/913
70% σ_f	137867 ciclos	113080 ciclos	438229 ciclos	553685 ciclos
80% σ_f	28420 ciclos	37174 ciclos	90333 ciclos	181565 ciclos
90% σ_f	1263 ciclos	6570 ciclos	4016 ciclos	32150 ciclos

Tabla 3.- Valores de números de ciclos para distintas probabilidades de fallo en el ensayo a flexión de los laminados T800/5245 y XAS/913.

5.- CONCLUSIONES

1. El análisis estadístico de resultados de los ensayos a fatiga en flexión a cuatro puntos de los laminados T800/5245 y XAS/913 puede abordarse mediante una función de distribución de Weibull de tres parámetros, al igual que en otros ensayos dinámicos.

2. Aunque el comportamiento a flexión dinámica de los laminados T800/5245 y XAS/913 fue similar, se pudo apreciar que mientras en el laminado T800/5245 la deslaminación entre capas externas a ±45° se trata de un micromecanismo dominante, en el laminado XAS/9 13 lo es la rotura de fibras en las capas con orientaciones a 0°.

3. En ambos laminados se detectó un mecanismo de rotura distinto en las fibras orientadas a 0° en la zona traccionada y comprimida del material, siendo los ángulos de rotura de 90° y 45° respectivamente.

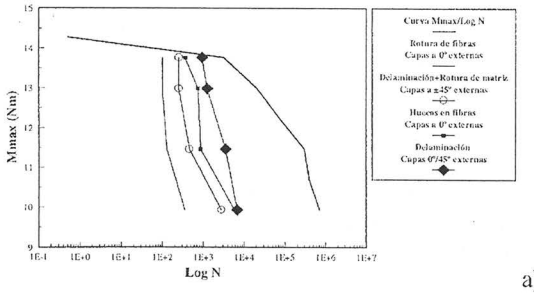


Figura 2.- Mapas de daño a tracción: a) laminado T800/5245, b) laminado XAS/9 13.

6.- AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida por la FICYT y el Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias, así como el permiso de utilización del programa EXTREMES y el asesoramiento estadístico dispensado por el profesor D. Enrique Castillo Ron de la ETSICCP de la Universidad de Cantabria.

7.- BIBLIOGRAFÍA

1.- Castillo E., *Extreme Value Theory in Engineering*. Academic Press, Inc. 1980.
2.- Castillo E., Alvarez E., Cobo A., Herrero T., *An Expert System for the Analysis of Extreme Value Problems*. Universidad de Cantabria. 1993.
3.- Charewicz A., Daniel IM., *Damage Mechanisms and Accumulation in Graphite/Epoxy Laminates*. Composite Materials: Fatigue and Fracture. 1986.
4.- Chen A., *The Effect of Fatigue-Induced Damage on Mechanical Properties of CFRP Composites*. Ph.D. University of Bath. UK. 1991.
5.- Harris B., *Fatigue and Accumulation of Damage in Reinforced Plastics*. Composites, 8. UK. 1977.
6.- Jiang Y-Q., *The Stiffness Reduction of Composite Laminates Due to Fatigued Damage*. Composites, ICCM/VIII, UK. 1991.
7.- Lamela MJ., *Proceso de acumulación de daño en flexión para laminados simétricos de fibra de carbono*. Tesis Doctoral. Universidad de Oviedo. 1994.
8.- Talreja R., *Fatigue of Composite Materials*. Technomic Publishing Company, Inc. USA. 1987.

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN LAS PROPIEDADES TRIBOLÓGICAS DE MATERIALES COMPUESTOS CARBONO/CARBONO

Martínez, M.A.[1]; Martín, A.[2]; Llorca J.[2].

[1] Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid. C/Butarque 15, 28911-Leganes. Madrid.

[2] E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040-Madrid.

Resumen: El objetivo del presente trabajo ha sido estudiar el efecto de la temperatura y de la naturaleza del contracuerpo metálico en las propiedades tribológicas de materiales compuestos carbono/carbono.

Los resultados de los ensayos señalaron que la resistencia al desgaste del material compuesto frente a un contracuerpo de acero fue mayor que frente a un contracuerpo de cobre, sobre todo para temperaturas comprendidas entre 150 °C y 300 °C. Para temperaturas superiores a 300 °C el comportamiento del material compuesto frente al acero y el cobre es semejante debido a la formación de una película de Cu_4O_3 que reduce el desgaste.

Abstract: The present work was aimed at studying the tribological properties of carbon/carbon composites as a function of the temperature and of the nature of the metallic counterbody.

The wear tests slowed that the wear resistance of the composite material against a steel counterbody was better than.that measured against a Cu counterbody, especially in the temperature range 150 °C to 300 °C. Above 300 °C these differences were reduced due to the fotmation of a lubricant film of Cu_4O_3.

1.- INTRODUCCIÓN.

Los materiales compuestos de matriz de carbono reforzados con fibras de carbono (C/C) ocupan un lugar importante entre los nuevos materiales que han aparecido en las últimas décadas. Actualmente, su aplicación industrial se encuentra centrada principalmente en la producción de discos de freno para aviones.(Savage 1993). El uso de este tipo de frenos en vehículos comerciales no es posible en estos momentos por razones económicas pero si parece factible su aplicación en un futuro cercano en otros sistemas de transporte, como el caso de los trenes de alta velocidad o de vehículos muy pesados.

Una aplicación de estos materiales compuestos que parecer tener gran futuro es su utilización en los patines que rozan con la catenaria haciendo el contacto eléctrico en

los trenes de alta velocidad. El uso de materiales alternativos a los ya existentes solo está justificado si el aumento de coste unitario se compensa con una mejora en el rendimiento y en el ciclo de vida del producto.

La catenaria es un cable de cobre y por rozamiento con el patín se puede llegar a temperaturas de unos 400 a 500 °C. El calor generado ha de ser disipado por el mismo patín sin sufrir deformaciones importantes, al tiempo que ha de presentar buena resistencia al desgaste a esas temperaturas (Nair 1955).

El primero de los parámetros de diseño se cumple dada su alta capacidad calorífica (dos veces y media la del acero) y su resistencia mecánica a alta temperatura (aproximadamente el doble que la del acero). En cuanto al segundo, es preciso comenzar por establecer las variables fundamentales que controlan las propiedades tribológicas mediante ensayos de laboratorio. Por ello, el presente trabajo se ha centrado en estudiar la influencia de la temperatura y del material empleado como contracuerpo en los procesos de fricción y desgaste.

2.- TÉCNICA EXPERIMENTAL.

El sistema tribológico estudiado está formado por una probeta de material compuesto C/C y un contracuerpo metálico (acero o cobre).

El material compuesto utilizado fue suministrado por SIGRI GMBH (1995). Esta formado por capas de tejido bidireccional equilibrado (0° # 90°) de fibras de carbono embebidas en una matriz de carbono. Sus características principales son:

Contenido en fibras	50 % en volumen
Densidad	1.40 - 1.45 g/cm^3
Porosidad abierta	20 - 25 %
Resistencia a flexión	210 - 250 MPa
Módulo de Young	60 - 65 GPa
Resistencia a la delaminación	9 - 12 MPa

Tabla 1.- Características mecánicas del material compuesto C/C.

Para los ensayos de desgaste se emplearon probetas paralelepipédicas de 25.2 x 10.0 x 5.3 mm. de material compuesto. Las probetas metálicas que se usaron como contracuerpo eran placas de 60 x 40 x 5 mm; Fueron recocidas durante 1 hora a 400 °C antes del ensayo y posteriormente mecanizadas con la refrigeración adecuada para no alterar su microestructura. La superficie a ensayar se desbastó en la misma dirección en que se realizó el ensayo con papel abrasivo de SiC de tamaño de grano 600. Las probetas de material compuesto junto con las metálicas se guardaron en atmósfera seca para evitar la corrosión superficial.

Para la realización de los ensayos se utilizó una máquina de fricción de alta frecuencia "Cameron-Plint" modelo TE-77, formada por un motor que transforma el giro de su eje en un movimiento de vaivén mediante una escéntrica (Figura 1). Roscado a ella se coloca un brazo en él que se adapta la mordaza para sujetar la probeta de material compuesto. Un sistema de palanca ejerce sobre la probeta móvil la presión deseada. La mordaza utilizada

permite sujetar simultáneamente y a la misma altura dos bolas de acero de 6 mm de diámetro. Estas a su vez se introducen en unas muescas realizadas en la probeta de material compuesto de forma que transmitan sobre ésta la fuerza normal impuesta durante el ensayo, y ademas arrastren la probeta según el movimiento de la excéntrica.

El sistema de apoyo mediante dos bolas permite que la probeta de material compuesto vascule si el desplazamiento de la mordaza y la superficie del contracuerpo metálico no son totalmente paralelos, y a la vez, impide que la probeta se gire (como ocurre utilizando una sola bola de apoyo), o se deslice lateralmente (como cuando se utiliza un rodillo como apoyo).

Se colocó un termopar en un orificio mecanizado en las probetas del material compuesto y situado cerca de la superficie de fricción y otro entre la placa calefactora y la probeta metálica para medir sus temperaturas durante los ensayos.

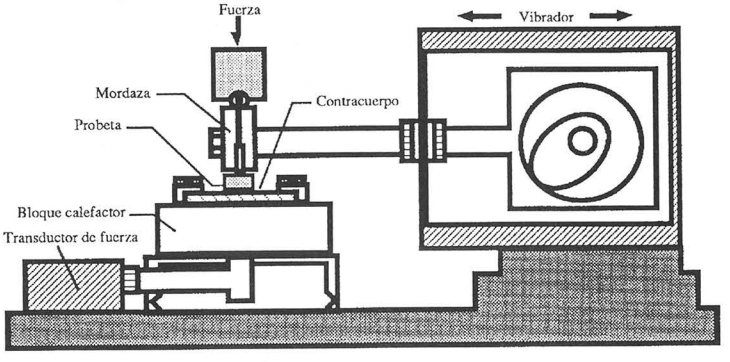


Figura 1.- Esquema de la máquina de ensayos.

Los ensayos se realizaron sin lubricante, sin retirar los productos de abrasión,y en atmosfera oxidante. Se utilizaron distintas temperaturas (entre 25 y 400 °C), bajo una carga normal de 100 N (0.4 MPa de presión) y con una velocidad de deslizamiento de 300 mm/s. Las probetas del material compuesto y del contracuerpo metálico fueron sometidas a fricción sin interrupción durante 1620 m. Durante los ensayos se registraron de manera continua las temperaturas en la probeta metálica y en el material compuesto, así como la magnitud de la fuerza de rozamiento. A continuación se desmontó el ensayo y se procedió a medir la pérdida de peso en la probeta del material compuesto con una balanza de precisión.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Debido a la dispersión de los resultados experimentales, se realizaron varios ensayos a la misma temperatura para cada uno de los pares tribológicos estudiados. En cada ensayo se midió el coeficiente de rozamiento y la pérdida de volumen de la probeta del material compuesto una vez que se ha superado el transitorio inicial.

Las pérdidas de volumen en el material compuesto se midieron después de 1620 m de recorrido. A temperaturas inferiores a 120 °C, las pérdidas de volumen fueron semejantes cuando el contracuerpo era de acero o de cobre (Figura 2). En el caso del contracuerpo de

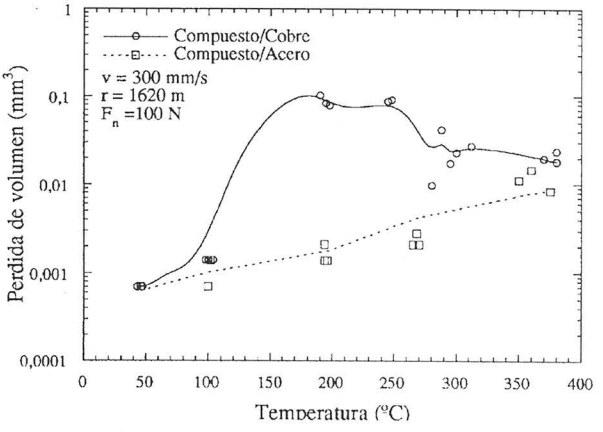


Figura 2.- Influencia de la temperatura en el desgaste (pérdida de volumen) del material compuesto C/C.

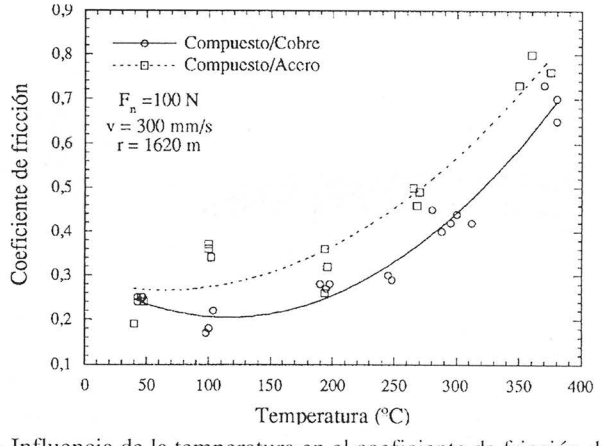


Figura 3.- Influencia de la temperatura en el coeficiente de fricción de los pares C/C-acero y C/C-cobre.

acero, el desgaste del material compuesto aumentó de manera suave con la temperatura hasta 300 °C, donde la pérdida de volumen fue aproximadamente el doble de la medida a temperatura ambiente. Por el contrario, el desgaste del material compuesto frente al cobre aumentó en casi dos órdenes de magnitud a 200 °C, y se mantuvo en estos valores hasta los 250 °C. Para temperaturas superiores a 300 °C, el desgaste en el material compuesto se redujo al aumentar la temperatura cuando el contracuerpo era de cobre y aumentó cuando el contracuerpo era de acero hasta casi alcanzarse unos valores muy parecidos para temperaturas superiores a 350 °C, siendo el desgaste del material compuesto ligeramente inferior cuando el contracuerpo era de acero.

Es interesante observar como los valores del coeficiente de fricción en función de la temperatura del material compuesto siguieron una tendencia similar para ambos sistemas tribológicos (Figura 3): se mantuvieron en valores bajos (alrededor de 0.3) hasta

llegar a los 250 °C, y a partir de esa temperatura aumentaron rápidamente hasta alcanzar valores comprendidos entre 0.7 y 0.8 a temperaturas cercanas a 40 °C. El coeficiente de fricción para el sistema C/C acero es ligeramente inferior al medido para el par C/C-cobre en todo el rango de temperaturas estudiado.

De los resultados de estos ensayos se puede concluir que la resistencia al desgaste del material compuesto frente al acero es mejor que frente al cobre, sobre todo para temperaturas comprendidas entre 150 °C y 300 °C. La diferencia se refleja en que el volumen de material erosionado es sensiblemente inferior y, al mismo tiempo, el coeficiente de fricción es ligeramente superior, con el consiguiente aumento de la energía disipada por fricción.

Desde el punto de vista cualitativo los micromecanismos de erosión en el material compuesto son independientes de la temperatura y de la naturaleza del contracuerpo metálico. En todos los casos se observa que el desgaste del material compuesto se produce por la fractura progresiva de las fibras de carbono (Figura 5). Las fibras se encuentran rodeadas por pequeños fragmentos de fibras y matriz generados durante el proceso de erosión. El estudio de las superficies de fricción a bajos aumentos señaló que las probetas de material compuesto se han desgastado frente al acero de forma localizada en aquellas zonas en que los haces de fibras sobresalen ligeramente, mientras que sobre el cobre el desgaste es más homogéneo, y cubrió prácticamente toda la superficie.

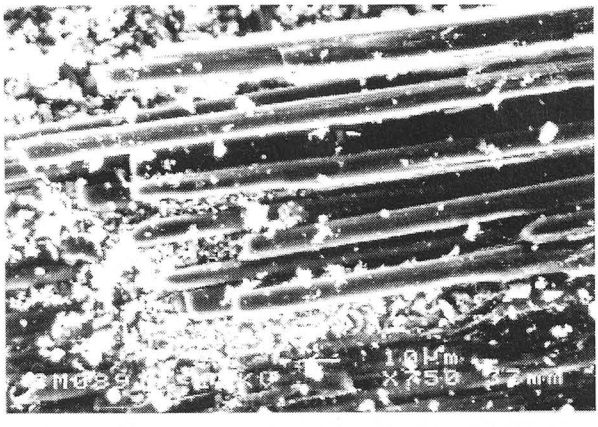


Figura 5.- Deterioro de las fibras de carbono después de los ensayos.

La causa de la diferencia entre el comportamiento al desgaste del par compuesto/cobre y del compuesto/acero entre los 300 y 400 °C parece ser debido a la aparición a esas temperaturas del oxido Cu_4O_3 tal como se ha observado en un análisis de rayos x de probetas de cobre oxidadas a estas temperaturas (Figura 6).

La cinética de estas reacciones químicas señala que la reacción que produce Cu_2O es dominante hasta la temperatura de 300 °C, mientras por encima de esta temperatura se produce también el Cu_4O_3. Este óxido se diferencia del Cu_2O por ser más denso y presentar una menor adherencia al metal, y puede explicar la reducción del desgaste del material compuesto a temperaturas superiores a 300 °C. El polvo de Cu_4O_3, una vez desprendido, forma una película lubricante interpuesta entre el metal y el material compuesto que reduce el desgaste de este último.

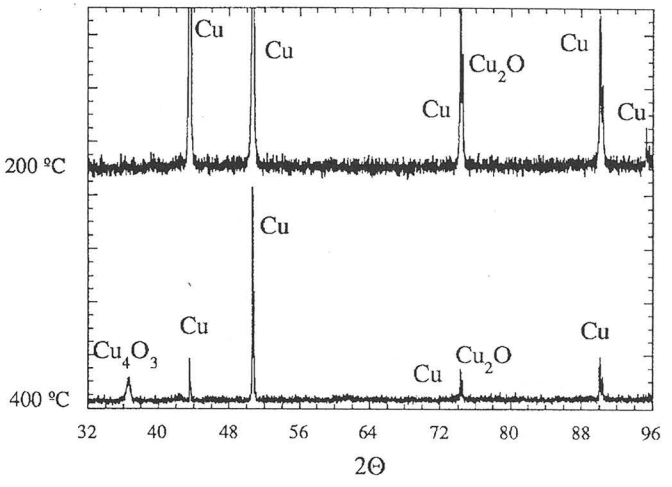


Figura 6.- Análisis por rayos X de las superficies de los contracuerpos de cobre a 200 y 400 °C

Por el contrario, a temperaturas comprendidas entre 150 °C y 300 °C, el metal se encuentra recubierto de una capa dura de Cu_2O lo que facilita la erosión de la superficie del material compuesto.

4.- CONCLUSIONES

Los valores del coeficiente de fricción fueron muy semejantes en ambos sistemas tribológicos y aumentan con la temperatura. Sin embargo, el desgaste del material compuesto frente al cobre fue claramente superior que el desgaste frente al acero para temperaturas comprendidas entre 120 y 300 °C. La mayor degradación del comportamiento tribológico del material compuesto frente al cobre entre 150 y 300 °C puede deberse a la formación de Cu_2O en este intervalo de temperaturas. Este óxido compacto, duro y bien adherido a la superficie de cobre da lugar a una aceleración en la erosión de las fibras del material compuesto. Para temperaturas superiores a 350 °C la tendencia se invierte y a temperaturas cercanas a 400 °C la perdida de material compuesto por erosión con ambos contracuerpos fue muy semejante por la aparición del Cu_4O_3.

5.- REFERENCIAS.

1.- Catálogos de GELTER RINGSDORFF S.A. 1995.
2.- Nair S.V. y Jakus K. (Editores). *High temperature mechanical behavior of ceramic composites*. Ed. Butterworth-Heinemann, 1995.
3.- Savaje G. *Carbon-Carbon Composites*. Ed. Chapman & Hall, 1993.

CARACTERIZACIÓN DE DEFECTOS EN MATERIALES COMPUESTOS MEDIANTE ULTRASONIDOS Y RADIOGRAFÍA CON AGENTE DE CONTRASTE.

Peñaranda Cerezo J. A; Miguel Alvarez J; Delojo Morcillo G.
Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial: Esteban Terradas (INTA).
División de Materiales. Departamento de Tecnologías y Procesos de Materiales Compuestos.
Ctra. de Ajalvir. Km 4. 28850-Torrejón de Ardoz. Madrid. Tfno: 91-5201752. Fax: 91-5201274.

Resumen:Los materiales compuestos presentan defectos tales como: grietas, delaminaciones y despegues que son prácticamente indetectables mediante radiografía convencional. Sin embargo, este problema puede ser evitado rellenando las discontinuidades con un agente de contraste. Los resultados que se obtienen mediante esta técnica concuerdan sensiblemente con los de la técnica ultrasónica de doble transmisión con placa reflectora. Por lo tanto, ambas técnicas son adecuadas para la evaluación y caracterización cuantitativa de las discontinuidades en materiales compuestos dañados.

Abstract: Flaws in composite materials, such as: cracks, delaminations and debonded areas, are very difficult to detect using conventional radiography. However, this problem can be overcomed by filling up flaws with a contrast medium. Results obtained by this technique on fatigued carbon-epoxi specimens are very similar to these from double transmission with reflector plate ultrasonic tests. It is concluded that both of these techniques are adequate for quantitative damage evaluation and caracterization of flawed composites.

1 - INTRODUCCIÓN.

La técnica de la radiografía mediante agente de contraste facilita la detección de discontinuidades mediante la introducción en las mismas de un medio con gran capacidad de absorción de la radiación. Esta técnica, utilizada desde hace mucho tiempo en radiodiagnóstico médico, no es de mucha utilidad en el caso de los materiales metálicos de uso industrial debido, fundamentalmente, a su elevada densidad que los hace poco aptos para facilitar el contraste del medio. Sin embargo, los materiales compuestos de matriz polimérica y fibra de carbono han de ser radiografiados con bajas energías y son, por tanto, propicios a facilitar el contraste de medios incorporados más absorbentes. Por otra parte, las discontinuidades de desarrollo plano características de estos materiales son prácticamente indetectables mediante radiografía convencional, razón por la que ésta técnica, que proporciona mayor resolución que otras

basadas en ultrasonidos, resulta de gran utilidad para el estudio de la defectología en materiales compuestos.

En este trabajo se presentan los resultados obtenidos mediante radiografía con contraste y ultrasonidos en el laboratorio de END del INTA, sobre probetas sometidas a fatiga para inducir en las mismas la apararición de grietas y delaminaciones.

2 - DESCRIPCIÓN DE LAS PROBETAS.

Para la realización de este trabajo se emplearon tres lotes de probetas de 16 capas cada una con las siguientes secuencias de apilamiento: $[(\mathbf{0}_2,\mathbf{90}_2)_2]_s$, $[(\mathbf{+45},\mathbf{-45}_2)_2]_s$ y $[(\mathbf{0}_2, \mathbf{+45}_2,\mathbf{-45}_2,\mathbf{90}_2)]_s$. El material preimpregnado utilizado fue cinta unidireccional del tipo Hercules AS4/8552, consiguiéndose paneles con un espesor después de curado de 2 mm, de los que se obtuvieron probetas con unas dimensiones de 25 x 230 mm. En el centro de las probetas se practicó un taladro de 5 mm de diámetro con el objetivo de conseguir una intensificación de esfuerzos que originase crecimiento del daño alrededor del taladro mediante la aplicación de ciclos de carga y descarga (fatiga) en tracción-tracción aplicada en la dirección longitudinal de las probetas.

3 - TÉCNICAS DE ENSAYO NO DESTRUCTIVO.

Las imágenes que se presentan en las figuras 1,2 y 3 han sido obtenidas mediante técnicas de ultrasonidos y radiografía. Las imágenes ultrasónicas (figura 2b) corresponden a representaciones tipo C obtenidas mediante barrido automático con la técnica de doble transmisión con placa reflectora. Cada 0,25 mm se registra la amplitud del eco originado por un palpador de 20 MHz cuando el sonido se refleja en una placa plana de vidrio situada debajo de la probeta y paralela a ella. El conjunto reflector-muestra se coloca de forma que permanezca perpendicular al haz del palpador durante todo el ensayo.

En principio la técnica radiográfica empleada es convencional, aunque incorporando un agente de contraste tal como el tetrabromoetano, que, además, de ser muy eficaz en los materiales compuestos, es de fácil eliminación. Para facilitar la penetración del contraste en las discontinuidades se elimina el aire ocluido practicando vacío antes de aplicar el contraste. Después de obtener la radiografía el contraste puede ser eliminado por aplicación simultánea de vacío y temperatura. En estos ensayos se utilizó un equipo microfoco para la realización de radiografías de frente (20 kV, 1 mA x min) y de perfil (50 kV, 10 mA x min).

4 - RESULTADOS.

La figura 1 demuestra el efecto logrado cuando se introduce el contraste en una probeta con secuencia de apilamiento.$[(\mathbf{+45},\mathbf{-45}_2)_2]_s$ y la posibilidad de su eliminación posterior. La indicación situada abajo a la izquierda es debida a restos del adhesivo utilizado para el pegado de los tacones y aparece también en las radiografías sin contraste.

La buena correlación existente entre las indicaciones obtenidas por métodos ultrasónicos y radiográficos con agente de contraste es patente en la figura 2 para probetas

con las diferentes secuencias de apilamiento estudiadas: probeta 1- $[(0_2,90_2)_2]_s$, probeta 2 - $[(0_2, +45_2,-45_2,90_2)]_s$ y probeta 3 - $[(+45,-45_2)_2]_s$ Tanto en las radiografías (figura. 2a), como en las imágenes ultrasónicas (figura 2b) se distinguen claramente la delaminación central y las grietas producidas durante los ciclos de carga y descarga. La probeta 1 muestra un estado avanzado de daño con numerosas grietas transversales a la dirección de aplicación de la carga. El dañado es menor en la probeta 2 que ha desarrollado varias grietas en dirección transversal y también una a 45°. En el caso de la probeta 3 no se observa ninguna grieta, siendo la indicación situada en la parte inferior izquierda debida a restos del adhesivo que se utilizó para el pegado de los tacones . La indicación que aparece en la imagen ultrasónica a la derecha y por encima de la delaminación central se interpreta como debida a inhomogeneidad estructural del material, ya que, como puede verse, esta indicación no aparece en la radiografía aunque uno de sus extremos llega hasta el borde de la probeta. Por otra parte, esta indicación y otras situadas a 45 ° ya existen en la imagen inicial que se obtuvo previamente a la carga mecánica de la probeta. El mismo comentario se puede aplicar a las indicaciones a 45° situadas en la parte superior izquierda de la probeta 2, aunque en este caso la radiografía muestra como después de un número de ciclos de carga se ha producido una grieta en "V".

Finalmente, la situación en profundidad de las grietas puede determinarse por medio de radiografías con contraste de perfil como se muestra en la figura 3.

5 - CONCLUSIONES.

La técnica de radiografía con agente de contraste presenta una gran sensibilidad para la detección de grietas y delaminaciones en materiales compuestos, facilitando la evaluación cuantitativa del grado de dañado, Los resultados coinciden sensiblemente con los obtenidos mediante ultrasonidos, si bien la radiografía puede conseguir mucha mayor resoluciónpor lo que es posible observar indicaciones correspondientes a discontinuidades muy pequeñas, que en el caso de los ultrasonidos quedan enmascaradas por la falta de resolución o por las indicaciones debidas a la hetereogeneidad estructural de estos materiales.

Las desventajas de la técnica radiográfica son: que no puede detectar discontinuidades que no afloren a la superficie o estén comunicadas con otras que si lo hagan y que el agente de contraste utilizado puede dañar el material y falsear los resultados de los ensayos mecánicos realizados después de la inspección radiográfica; aunque, como se ha demostrado, el contraste puede ser extraido incluso de grietas muy estrechas. Mediante la combinación de las dos técnicas es posible conseguir una caracterización muy completa del daño, de gran interés para el estudio del comportamiento de estos materiales.

6.- REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1.- Ramírez Gómez, F y otros, *Introducción a los Métodos de Ensayos No Destructivos*. Editado por: Instituto Nacional de Técnica Acroespacial (INTA). Madrid, Segunda Edición.

2.- Morán, T. J., Crane, R. L. & Andrews R. J., *High Resolution Imaging of Microcracks in Composites*. Materials Evaluation, Vol 43, pp 536 - 540, April 1985.
3 .- Buynak, C. F., Moran, T. J. & Martin, R. W., *Delamination and Crack Imaging in Graphite-Epoxy Composites*. Materials Evaluation, Vol 47, pp 438 - 441, April 1989.

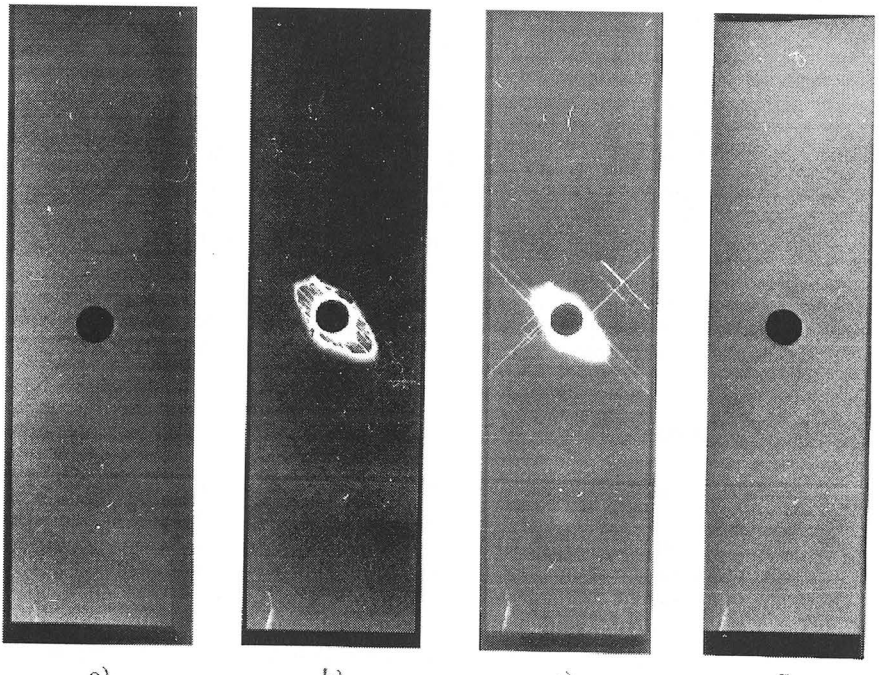


Figura 1.- Comprobación de la mejora de resultados obtenidos mediante radiografía con agente de contraste en una probeta con secuencia de apilamiento $[(+45_2, -45_2)_2]_s$.

a) Radiografía sin contraste de una probeta en su estado inicial. No se aprecia ninguna discontinuidad.

b) Radiografía con contraste de la probeta anterior. Se aprecia la delaminación central originada por la salida de la herramienta durante el taladrado.

c) Radiografía con contraste de la misma probeta anterior después de haber sido sometida a fatiga. Se observa la aparición de grietas a 45°.

d) Radiografía de la probeta fatigada después de eliminar el contraste. Como se puede ver se ha conseguido la extracción completa del interior de la delaminación y grietas.

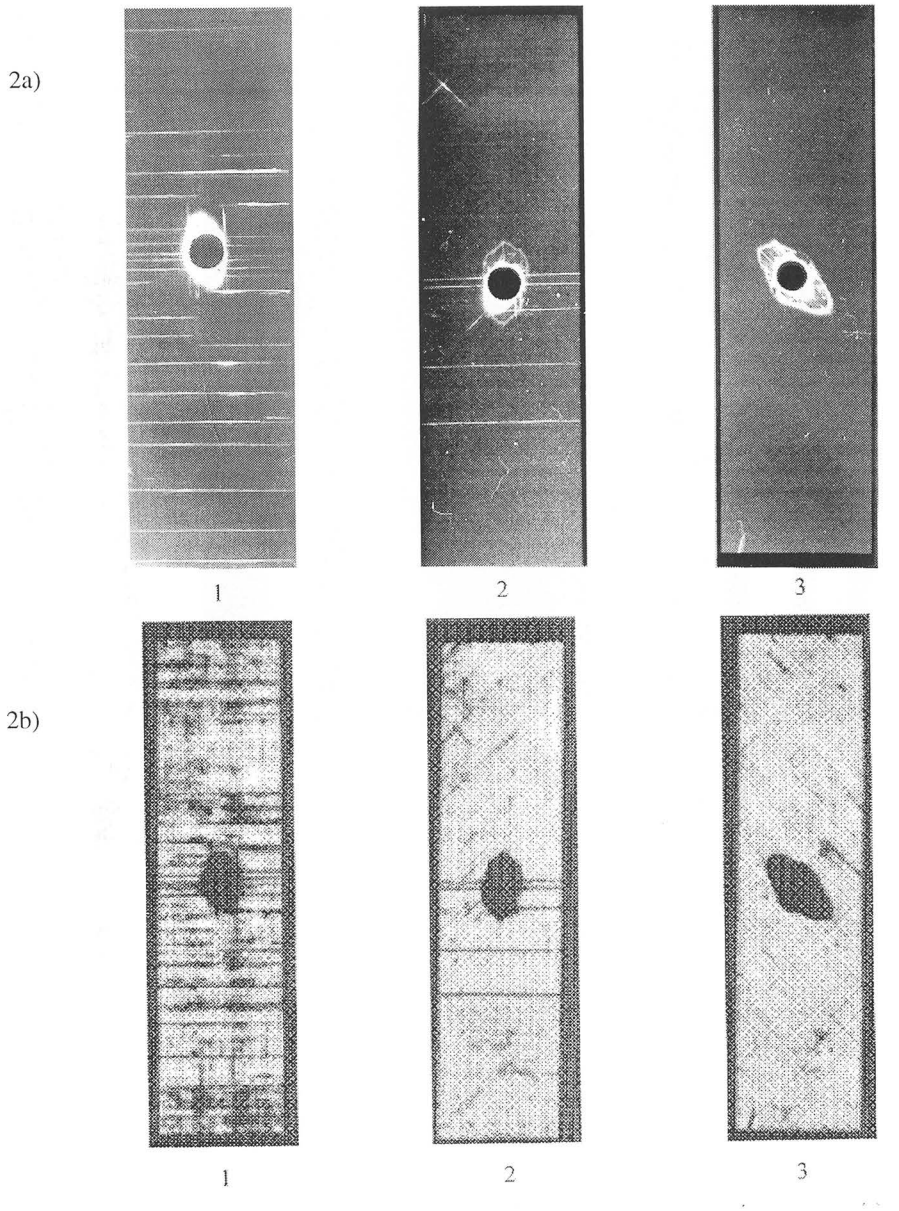


Figura 2.- Imágenes obtenidas mediante radiografía con agente de contraste (a) y barrido ultrasónico por transmisión (b) de probetas con diferentes secuencias de apilamiento que han sido sometidas a fatiga. Las discontinuidades detectadas por ambas técnicas concuerdan sensiblemente.

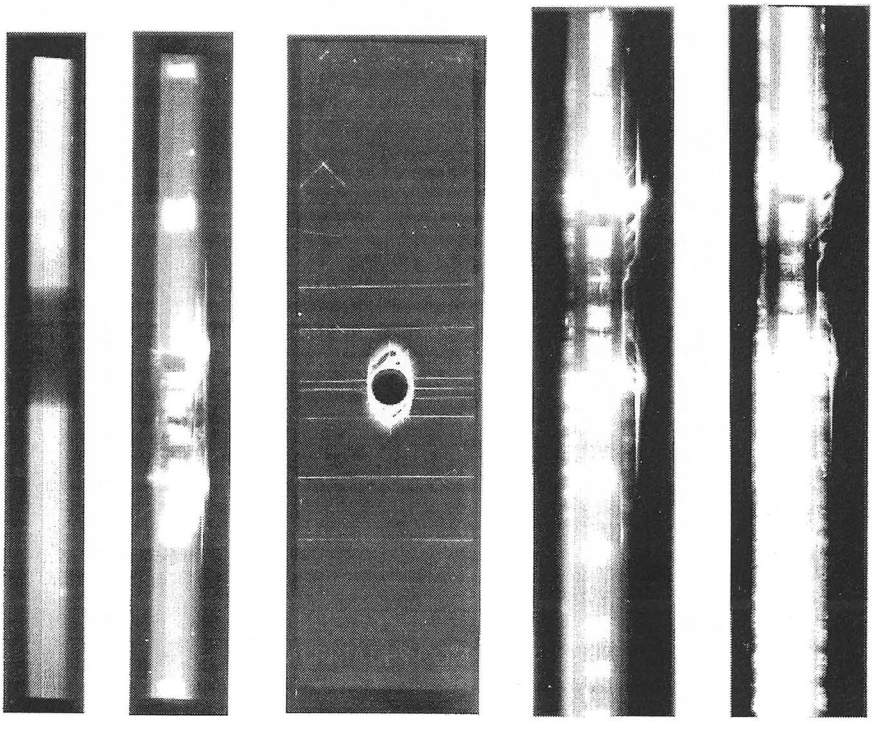


Figura 3.- Determinación mediante radiografías de perfil de la situación en profundidad del daño en probetas con secuencia de apilamiento $[(\mathbf{0}_2,\mathbf{90}_2)_2]_s$.

a) Radiografía de perfil sin contraste de una probeta dañada. No se observa ninguna discontinuidad, incluso siendo la orientación de las mismas paralela al haz.

b) Radiografía de perfil con contraste de la misma probeta. Se pueden ver varias grietas y delaminaciones en dos capas diferentes próximas a la cara derecha.

c) Radiografía con contraste de la probeta anterior vista de frente. La imagen en b) corresponde a la zona central de c).

d) Radiografía de perfil con contraste de una probeta dañada mostrando grietas en las capas centrales a 90° y dos delaminaciones cercanas a la cara derecha.

e) Radiografía de perfil con contraste de la probeta anterior en un estado más avanzado de fatiga. Se puede ver como ha aumentado la densidad de grietas en las capas centrales, a la vez que aparecen nuevas grietas en capas periféricas a 90°.

INSPECCIÓN POR ULTRASONIDOS DE MATERIALES COMPUESTOS. TÉCNICA DE IMPULSO-ECO.

Valdecantos, C.
TECAL, S.A. Departamento de Ingeniería y Sistemas. Calle Játiva, 7. 28007 MADRID.
Tfno. 91 5519960. Fax: 91 5012990.

Resumen: Se hace un resumen de las técnicas de inspección por ultrasonidos de materiales compuestos y se describe con más detalle la inspección por impulso-eco. Se estudian las diferentes técnicas de acoplamiento: chorro de agua, contacto directo con retardo de metacrilato y columna de agua.

Se describe el sistema de captura y tratamiento de la señal, en particular la corrección distancia-amplitud. También se analiza la forma en que se detecta la señal en la puerta, comparando el detector monopico clásico con el multipico, que hace posible la obtención de una imagen B. Se describe un sistema industrial de inspección por transmisión e impulso-eco.

Abstract: Ultrasonic inspection techniques for composite materials are reviewed paying special attention to pulse-echo technique. The three main coupling techniques are studied: water jet, plastic delay and water delay.

The electronic system for data acquisition and processing, in particular Distance-Amplitude Correction device is described. A multipeak gate detector is compared with the conventional detectors and its ability to produce true B-scan is described together with an industrial system able to test both in trough-transmission and pulse-echo.

1. INTRODUCCIÓN

Las aplicaciones industriales de materiales compuestos del sistema carbono-epoxi se han extendido de manera espectacular en la última década, pasando de una presencia casi testimonial a comienzos de los 80 a formar una parte considerable de la estructura en algunos aviones militares. También en la aviación civil se ha producido un avance notable, especialmente a partir de 1987, año en que por primera vez se obtuvo el certificado de aeronavegabilidad para una estructura primaria fabricada íntegramente en material compuesto del sistema carbono-epoxi. Se trataba del estabilizador horizontal del Airbus A-320, una estructura en la que cada uno de sus cuatro revestimientos se obtiene como una pieza monolítica por cocurado en autoclave. En esta estructura se utiliza la fibra de grafito tejida, lo que siempre da lugar a una atenuación mayor (porosidad y acumulación de resina en los cruces trama-urdimbre) que si se usa la cinta unidireccional, totalmente plana. Además, la cinta se presta más fácilmente a la

automatización del proceso de fabricación y también permite obtener piezas más homogéneas, por lo que su aplicación está sustituyendo rápidamente al tejido.

La continua mejora en las propiedades de los materiales, tal como las características reológicas de las resinas, que mejoran su comportamiento durante el curado, de la tenacidad de las fibras y el perfeccionamiento de los procesos de fabricación, han hecho posible el uso de estos materiales en aplicaciones que parecían reservadas exclusivamente para metales. La mejora de las técnicas de cálculo y de los criterios de diseño permite, hoy día, fabricar, para el sector de la aviación civil, componentes estructurales complejos, de una sola pieza, obtenida en un único ciclo de curado en autoclave, con dimensiones de hasta 19 metros de longitud, 4.5 de ancho y un espesor variable entre 6 y 40 mm.

El grupo de materiales compuestos de baja resistencia, cuyo representante típico es el sistema fibra de vidrio-poliéster, tiene un campo de aplicación no estructural, donde la relación resistencia/peso no es crítica. El proceso de fabricación admite muchas variantes, incluyendo la inyección si la fibra es corta. Los que se fabrican por apilado se curan a presión atmosférica, lo que produce una porosidad elevada en la pieza acabada. Esto, unido a que las aplicaciones no suelen ser tan críticas como para requerir estrictos controles de calidad, limita mucho la aplicación del ensayo por ultrasonidos.

En lo que sigue se tratará exclusivamente de los ensayos que se aplican al grupo de resistencia alta de la serie carbono-epoxi.

2. ENSAYO POR ULTRASONIDOS

Los avances en el proceso de fabricación de los materiales compuestos ha originado la correspondiente mejora paralela de las características mecánicas lo que, a su vez, ha venido a facilitar el ensayo por ultrasonidos. Así, se ha pasado de unos materiales que sólo admitían ensayo por transmisión a baja frecuencia debido a su elevada porosidad, a piezas que, incluso en espesores de 40 mm pueden ser inspeccionados por impulsoeco a 5 MHz.

2.1 Técnicas de ensayo

Prácticamente todas las que se aplican a escala industrial se basan en la producción de una imagen C. Cuando se trabaja por impulso-eco y se dispone de la información de tiempo, se usan también la B o la D.

La imagen es un instrumento muy poderoso que permite integrar una gran cantidad de información para captarla de un único golpe de vista. Hace posible la comparación fácil de zonas adyacentes con pequeñas diferencias de atenuación o de tiempo de recorrido y las técnicas digitales de apoyo permiten al operador optimizar muy fácilmente las condiciones de observación. Un ensayo como la transmisión por chorro de agua o por contacto seco a 1 MHz es, intrínsecamente, poco sensible y la señal detectada está, en general, bastante afectada por ruido o inestabilidad que hace oscilar su amplitud. Sería totalmente imposible tratar de obtener información válida de la simple observación de la señal en pantalla tipo A. Sin embargo, la imagen C ofrece, de una sola vez, la información de amplitud en cada uno de los puntos de una superficie muy grande lo que da una visión de conjunto que facilita la interpretación. Así, a pesar de la baja sensibilidad propia del ensayo, se tiene una elevada capacidad de detección de defectos.

2.1.1 Transmisión por chorro de agua

Se aplica en inspecciones de fabricación a estructuras de tamaño medio y grande y, si el sistema mecánico dispone de los grados de libertad necesarios, admite piezas de geometría compleja. La figura 1 muestra un sistema automático de uso industrial de cuatro grados de libertad, capaz de ensayar piezas de hasta 10 metros de longitud y 3 metros de altura.

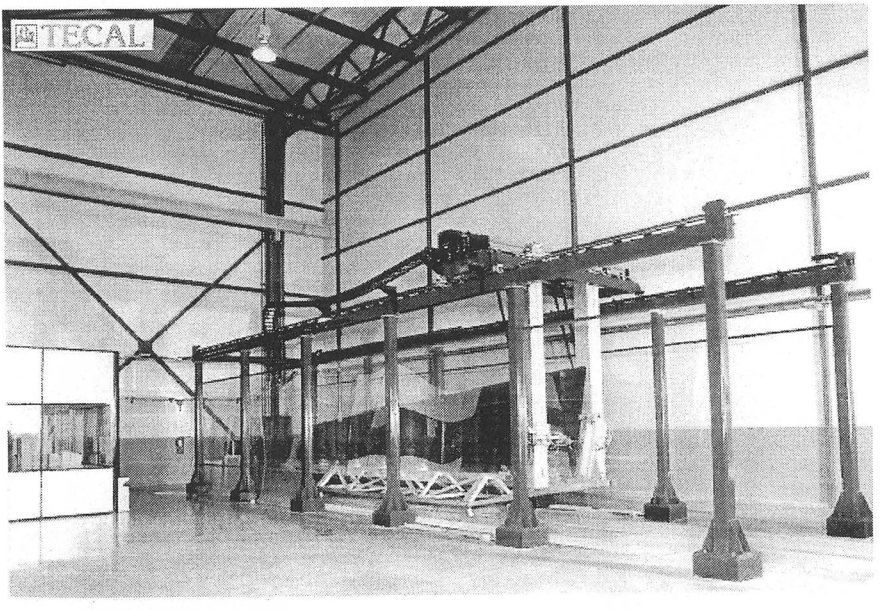


Figura 1. Sistema de ensayo por transmisión con chorro de agua.

En la figura 2 se presenta el resultado, en forma de imagen tipo C, de un ensayo realizado con el sistema de la figura anterior. Se puede ensayar con varios canales a la vez, lo que reduce proporcionalmente el tiempo de barrido. Los canales pueden trabajar a la misma o a diferente frecuencia. En este último caso los datos se guardan en ficheros separados, uno por cada frecuencia.

2.1.2 Placa reflectante

Se llama también de doble transmisión, ya que la señal se captura después de haber atravesado la muestra dos veces. Aunque, como en el caso de la transmisión por chorro, se aplica siempre en modo automático, la instrumentación que requiere es más sencilla. Se recomienda para piezas de tamaño pequeño y medio. El utillaje de soporte de piezas es muy simple, el enfrentamiento palpador-placa se puede considerar permanente sin que requiera ninguna atención especial del operador y, además, es muy robusto frente a variaciones relativamente grandes de inclinación de la pieza con respecto al eje del haz. También admite el ensayo multicanal.

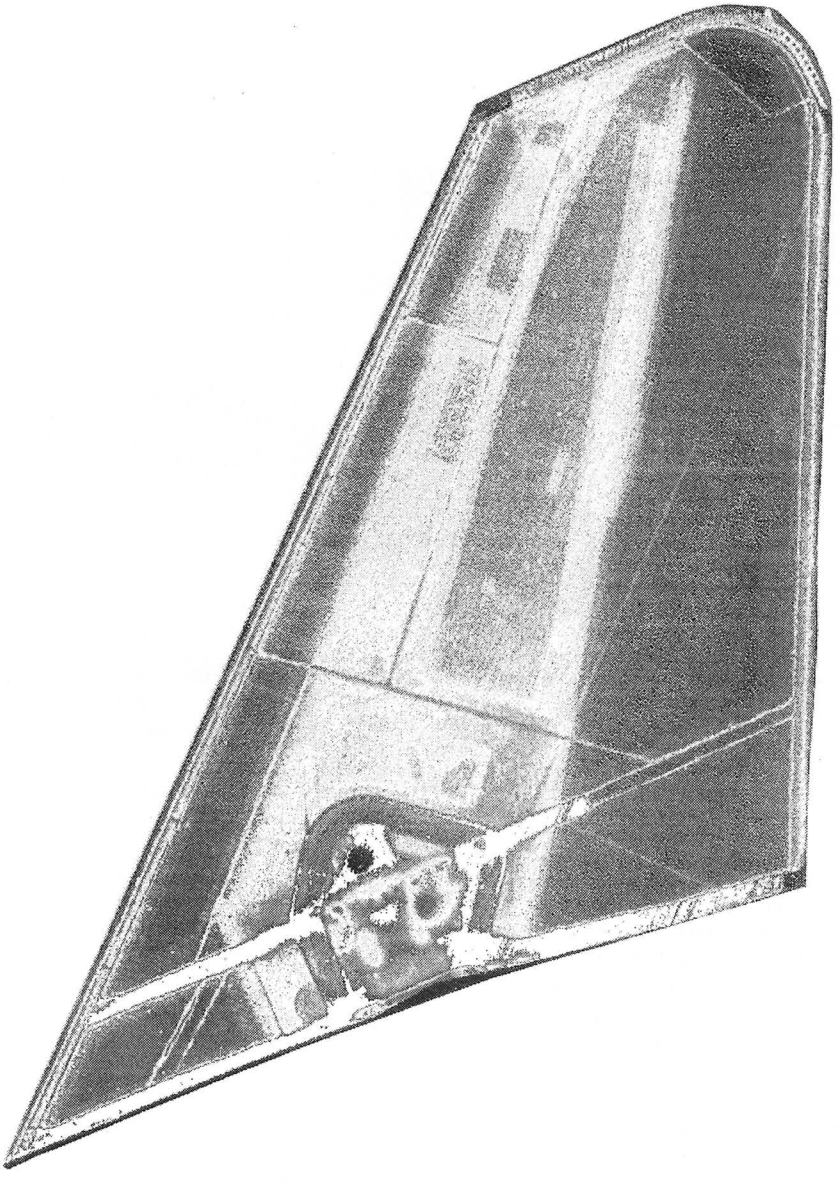


Figura 2. Imagen C obtenida en por transmisión con chorro de agua.

2.1.3 Impulso-eco

Tiene la ventaja fundamental de que proporciona información sobre la distancia a la que se encuentra el defecto. De ahí que se aplique, como complemento de la transmisión o placa reflectante, para precisar mejor las características de un determinado defecto, en especial su posición en relación con el espesor. De esa forma se puede decidir desde qué lado se acomete la reparación, si es necesaria. Aunque la mayor parte de los ensayos de control en fabricación se realizan por alguna de las otras técnicas, se observa una tendencia creciente a la incorporación de la inspección automática por impulso-eco. Requiere una puesta a punto y calibración relativamente más complejas y también la interpretación de los resultados exige del operador una experiencia específica.

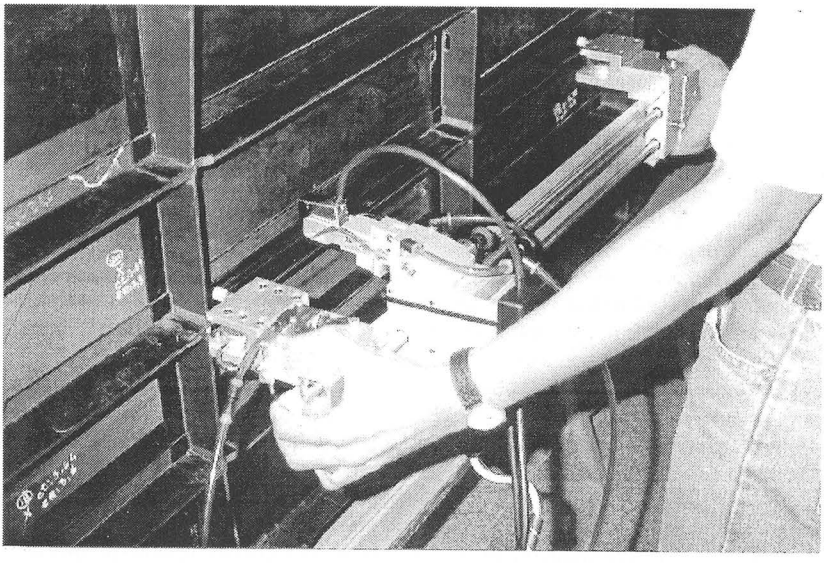
El ensayo por impulso-eco es imprescindible en inspecciones en servicio, debido a problemas de accesibilidad y a que las zonas a inspeccionar suelen estar limitadas en extensión. El volumen de este tipo de ensayos, en el sector de mantenimiento aeronáutico, tenderá a crecer notablemente en los próximos años, como consecuencia de la acumulación de horas en las estructuras que se ha puesto en vuelo a partir del final de los 80. Por este motivo, se están desarrollando sistemas portátiles, que operan en modo semiautomático, para inspección en campo de estructuras aeronáuticas. Estos nuevos sistemas se caracterizan por la aplicación de técnicas multipalpador (8 ó 16 canales), captura automática de la posición y presentación de datos en formato B, C o D en tiempo real. La figura 3 es un ejemplo de resultado de ensayo por impulso-eco obtenido con un sistema semiautomático con 16 canales, en contacto con retardo de metacrilato de 10 mm de espesor. Se observan las indicaciones de defectos artificiales de 3x3 mm situados a dos telas (0.4 mm) de la superficie y del fondo, así como en el centro del espesor de un laminado sólido de 4 mm.

Técnicas de acoplamiento acústico

El paso del impulso desde el palpador a la muestra y la vuelta del eco se realiza a través de una interfase cuyas características van a afectar de manera decisiva a la calidad de los resultados. En general se utiliza el acoplamiento mediante retardo de metacrilato, de un espesor típico de 10 mm, lo que es suficiente para espesores medios y bajos (inferiores a 10 mm). La impedancia acústica del metacrilato es muy próxima a la del material compuesto, con lo que la señal de interfase es de poca amplitud y mejora la resolución para defectos situados cerca de la superficie.

Cuando el espesor de la muestra es medio-alto, se puede trabajar sin retardo o bien utilizar columna de agua que requiere menor distancia palpador- pieza pero el salto de impedancias en la interfase en mayor lo que va en detrimento de la resolución en esa zona.

En ocasiones se utiliza el acoplamiento por chorro de agua. Se han hecho ensayos en los que un robot maneja la boquilla y realiza el barrido de la pieza, con muy buenos resultados, incluso en superficies relativamente complejas. El flujo de agua debe tener un comportamiento muy laminar para evitar oscilaciones de la señal. Con un diseño adecuado de la boquilla se puede llegar a ensayar hasta una distancia de 30 mm de la pieza manteniendo una estabilidad de la señal suficiente. De esta forma se pueden llegar a sustituir ensayos manuales por automáticos, con el correspondiente registro, incluso para superficies complejas.



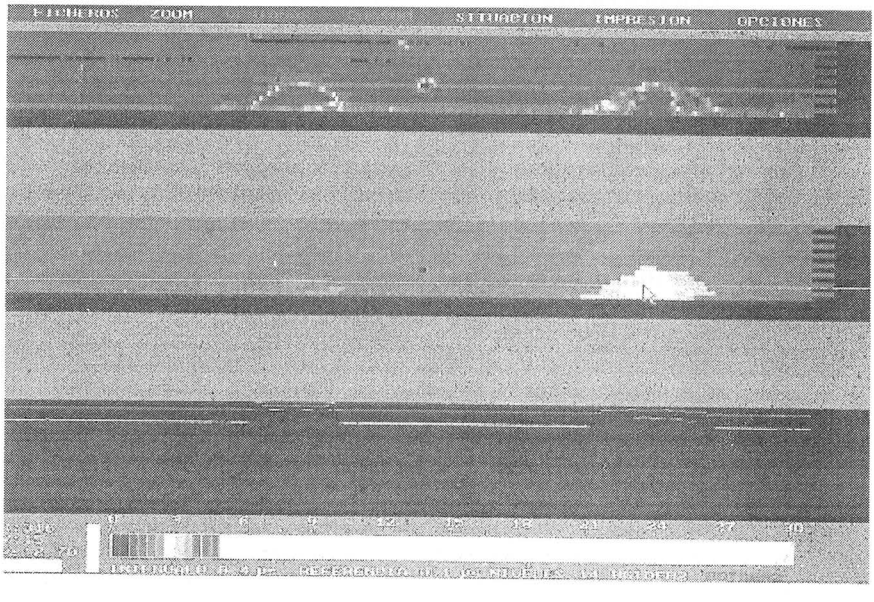


Figura 3. Sistema semiautomático y resultados de un ensayo por impulso-eco con 16 canales, por contacto.

3. DEFECTOS CARACTERÍSTICOS

Vienen determinados por la estructura laminar y por el proceso de fabricación.

El defecto más típico es la **delaminación** que se puede considerar como una falta de unión entre dos capas sucesivas y cuyo tamaño es muy variable. Se detecta bien por ultrasonidos, tanto por impulso-eco como por transmisión o placa reflectante.

La **porosidad en capa** es una acumulación de pequeñas discontinuidades, muy próximas entre sí, cuyo origen puede estar asociado al movimiento relativo de las dos capas consecutivas cuando, ya iniciado el proceso de curado, no queda suficiente resina para rellenar los espacios entre ellas. Igual que la delaminación, es fácil de detectar por las diversas técnicas de ensayo por ultrasonidos.

La **porosidad generalizada** afecta a toda la pieza y es consecuencia de una presión escasa durante el proceso de curado. Su detección por ultrasonidos se hace posible por la elevada atenuación que provoca. No se obtienen ecos individualizados en el ensayo por impulso-eco.

Con la denominación **objeto extraño** se agrupa una serie de defectos caracterizados por la presencia interlaminar de una inclusión que, en general, procede de alguna de las láminas plásticas con que vienen protegidas la cinta o el tejido. Dependiendo de la naturaleza del plástico y de la frecuencia de ensayo, se puede detectar con facilidad o, por el contrario, puede pasar inadvertido en el ensayo por ultrasonidos. La atenuación que producen en el ensayo por transmisión es, en ocasiones, muy pequeña y sólo la regularidad de sus contornos en la imagen C permite sospechar su existencia. El ensayo por impulso-eco es más efectivo en estos casos.

4. SISTEMA DE ENSAYO

En un programa de investigación llevado a cabo entre TECAL y los Institutos de Automática y Acústica del CSIC, se ha puesto a punto un equipamiento electrónico de generación y recepción de ultrasonidos cuyas principales características se describen a continuación.

Se trata de un sistema modular totalmente programable desde un PC. Se dispone de dos versiones, una que se instala directamente en el bus del PC y otra que se maneja desde una tarjeta de comunicación, de forma que permite su instalación lejos del control, cosa que es conveniente en sistemas grandes donde la distancia desde el ordenador al transductor puede ser de hasta 60 metros.

Los módulos de que han desarrollado, hasta el momento, son los siguientes:

-Generador de pulsos monopolares de alta tensión.
-Generador de pulsos en forma de tren de ondas.
-Etapa de recepción. Preamplificador.
-Amplificador lineal.
-Amplificador logarítmico.
-Conversor A/D.
-Corrección distancia-amplitud.
-Módulo de puertas y detector de picos.
-Interfaz sistema-ordenador.
-Software.

El generador de trenes de onda se utiliza para excitar el transductor cuando la muestra presenta una atenuación muy alta. Permite sintonizar la frecuencia de la excitación con la de resonancia del transductor, con lo que se obtiene un rendimiento óptimo. En ensayos con chorro de agua, se han llegado a medir 80 voltios directos en el palpador receptor. Se aplica en los ensayos por transmisión de estructuras gruesas en sandwich no metálico (hasta 150 mm).

Sin embargo, en impulso-eco, se utiliza preferentemente el generador monopolar, que permite obtener impulsos más cortos y, por tanto, mejor poder de resolución axial.

El amplificador logarítmico presenta un nivel de ruido muy bajo, lo que permite obtener un rango dinámico superior a 85 dB en un sólo disparo.

La corrección distancia-amplitud es particularmente interesante en impulso-eco. Este dispositivo permite compensar la atenuación que sufre el impulso en su recorrido a lo largo del espesor de la muestra. De esta forma, si la compensación es correcta, se puede conseguir que el eco de defectos de la misma extensión den la misma amplitud independientemente de la distancia a la que se encuentren. En materiales compuestos la corrección hace posible reducir el ruido típico que sigue a la interfase y que tiende a ocultar los defectos en esa zona, mientras que se mantiene una buena sensibilidad para el eco de fondo. En el SENDAS, la curva de corrección es programable con 256 puntos arbitrariamente situados en tiempo y amplitud.

Además de las puertas que detectan el eco más alto dentro del rango, el SENDAS dispone de dos puertas multipico, cada una de las cuales captura los valores de tiempo y amplitud de hasta 16 ecos. Esto permite la obtención de imágenes tipo B.

En la figura 4 se muestran dos vistas de un sistema industrial para ensayo por transmisión e impulso-eco de grandes estructuras de material compuesto. Las dimensiones útiles del sistema son 18.5x4.5x4.5 metros y es capaz de trabajar con 4 canales en transmisión y 8 en impulso eco.

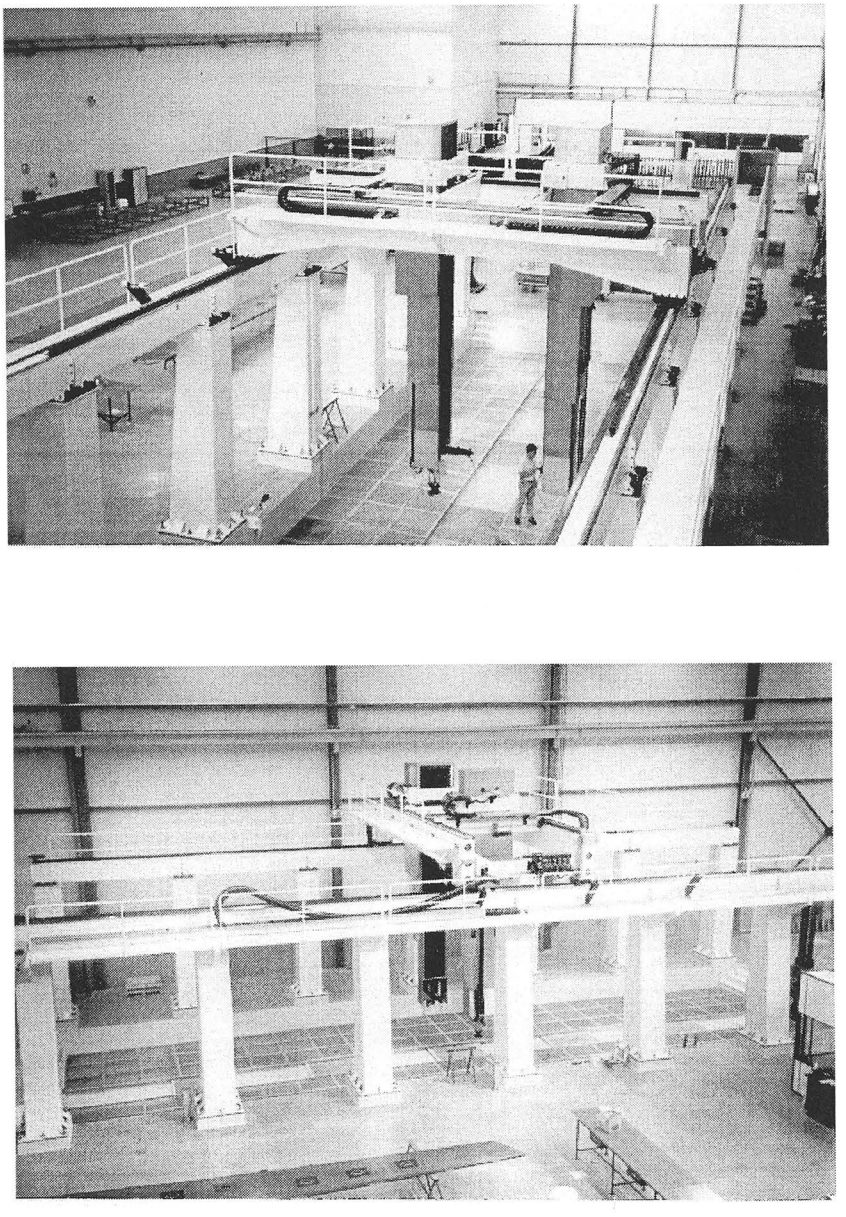


Figura 4. Sistema de ensayo por transmisión e impulso-eco para grandes estructuras.

VII.- MODELIZACIÓN Y TÉCNICAS NUMÉRICAS

EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS DE CONTORNO APLICADO A MATERIALES COMPUESTOS DE COMPORTAMIENTO ORTÓTROPO. UNA NUEVA FORMULACIÓN EN VARIABLE COMPLEJA.

Avila R.; Mantič V.[1]; París F.
Dpto. Mecánica de Medios Continuos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Sevilla
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-4239888

Resumen: Una gran cantidad de los materiales compuestos empleados en ingeniería presentan una ley de comportamiento ortótropa (laminados unidireccionales, combinaciones de láminas 0°, 90°, ±45°). El Método de los Elementos de Contorno (MEC) se muestra como una herramienta eficiente para el análisis numérico de problemas de elasticidad bidimensional ortótropa. Se presenta en este artículo una formulación en variable compleja que permite una sencilla implementación del método. Esta formulación puede extenderse, con ligeras modificaciones, a laminados con comportamiento monoclínico. Se incluye, como ejemplo, un estudio del estado tensional de la probeta del ensayo off-axis para la determinación de G_{12}.

Abstract: Many composite materials used in engineering applications behave according to an orthotropic constitutive law (i.e., unidirectional laminates, 0°, 90°, ±45° ply stacking sequences). Boundary Element Method has become a powerful tool for numerical analysis of bidimensional elastic problems. A new formulation in complex variable, leading to a simple implementation of this method, is introduced in this paper. This formulation can be extended, with some changes, to monoclinic laminates. The stress state of the off-axis tension test specimen is studied as an application example.

1.- INTRODUCCIÓN.

La teoría del laminado permite representar un conjunto de láminas ortótropas por una lámina equivalente, cuyo comportamiento depende de la secuencia de apilado. Si la configuración de geometría y carga es tal que el laminado está sometido a un estado de tensión o deformación plana, puede ser estudiado desde el punto de vista de la elasticidad bidimensional ortótropa. Para el tratamiento numérico de este tipo de problemas el MEC se ha mostrado de gran eficacia. De ahí el especial interés en desarrollar formulaciones del mismo que conduzcan a una implementación sencilla y eficiente. A continuación se presenta una completa formulación en variable compleja que incluye la representación integral del tensor de tensiones tanto en el interior del dominio como en el contorno, estando el estudio restringido a materiales ortótropos.

[1] De licencia posdoctoral de la Universidad Técnica de Košice. Letná 9. Košice. 04187 Eslovaquia.

2.- EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS DE CONTORNO APLICADO A LA ELASTICIDAD BIDIMENSIONAL ORTÓTROPA.

2.1.- Ecuación característica y notación.

La ley de comportamiento de un material ortótropo, expresada en ejes paralelos a los ejes principales de ortotropía del material, toma la siguiente forma:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \beta_{11} & \beta_{12} & 0 \\ \beta_{12} & \beta_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \tag{1}$$

Introduciendo el concepto de función de tensión y vía ley de comportamiento, la ecuación de compatibilidad en deformaciones puede ponerse como:

$$\beta_{11}\mu^4 + (2\beta_{12} + \beta_{66})\mu^2 + \beta_{22} = 0 \tag{2}$$

que tiene como raíces los números complejos conjugados μ_α y $\bar{\mu}_\alpha$ ($\alpha = 1,2$):

$$\mu_\alpha = \frac{\pm\beta_- + i\beta_+}{\sqrt{2\beta_{11}}} \text{ con } \beta_\pm = \sqrt{\sqrt{\beta_{11}\beta_{22}} \pm (\beta_{12} + \gamma)} \quad ; \quad \gamma = \frac{\beta_{66}}{2} \tag{3}$$

La práctica totalidad de los materiales compuestos ortótropos empleados en la ingeniería corresponden al caso de raíces complejas diferentes, por lo que es el único que aquí se desarrolla.

Si $\mathbf{r} = (r_1, r_2)$ es el vector director del punto *y* respecto al punto fuente ***x*** se definen los siguientes números complejos, transformados de **r** mediante la aplicación lineal:

$$z_\alpha = r_1 + \mu_\alpha r_2 \qquad (\alpha = 1,2) \tag{4}$$

2.2.- Planteamiento integral del problema.

El análisis tensional mediante el MEC de un cuerpo ortótropo bidimensional D, limitado por un contorno ∂D, comienza por la solución numérica de la identidad de Somigliana:

$$C_{ji}(x)u_i(x) + \oint_{\partial D} T^{\psi}_{ji}(x,y)u_i(y)ds(y) = \int_{\partial D} \psi_{ji}(x,y)t_i(y)ds(y) \tag{5}$$

donde $x \in \partial D$. T^{ψ}_{ji} y ψ_{ji} son los núcleos integrales que corresponden a la solución fundamental de la ecuación de equilibrio en desplazamientos. Tradicionalmente se han venido utilizando en implementaciones del MEC las representaciones reales derivadas de los desarrollos de Tomlin y Butterfield (1974). Mediante el método de los potenciales complejos de Lekhnitskii (1963) y empleando la teoría de Stroh (1958), Mantič y París (1995) obtuvieron las siguientes representaciones complejas de los núcleos integrales, que pueden ser manejadas más fácilmente que las representaciones reales:

$$\psi_{ji}(x,y) = Re\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} \frac{1}{k_\alpha^2 \pi i} P_{j\alpha} P_{i\alpha} \log z_\alpha(x,y)\right\} \tag{6}$$

$$T^{\psi}_{ji}(x,y) = -Re\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} \frac{1}{k_\alpha^2 \pi i} P_{j\alpha} Q_{i\alpha} (\mu_\alpha n_1 - n_2) \frac{1}{z_\alpha(x,y)}\right\} \tag{7}$$

donde $\mathbf{n} = (n_1, n_2)$ es la normal exterior al contorno en y, con:

$$k_\alpha^2 = \mp 4i\beta_-\beta_+\mu_\alpha \tag{8}$$

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} -\gamma + i\beta_-\beta_+ & -\gamma - i\beta_-\beta_+ \\ -\mu_1(\gamma + i\beta_-\beta_+) & -\mu_2(\gamma - i\beta_-\beta_+) \end{bmatrix} \tag{9}$$

$$\mathbf{Q} = \begin{bmatrix} -\mu_1 & -\mu_2 \\ 1 & 1 \end{bmatrix} \tag{10}$$

Del mismo modo se obtiene una representación compleja de la matriz del término libre $C_{ji}(x)$ cuando x corresponde a una esquina, Mantič y París (1995):

$$C_{ji}(x) = \mathrm{Re}\left\{ \sum_{\alpha=1}^{2} \frac{1}{k_\alpha^2 \pi i} P_{j\alpha} Q_{i\alpha} \log_0 \frac{z_\alpha^{(1)}}{z_\alpha^{(2)}} \right\} \tag{11}$$

donde $z_\alpha^{(1)}$ y $z_\alpha^{(2)}$ son los números complejos transformados de los vectores unitarios tangentes al contorno a ambos lados del punto x. Cuando x es un punto sobre un contorno suave se tiene que $C_{ji}(x) = \delta_{ji}/2$.

Usualmente las implementaciones del MEC evitan la evaluación del término libre y del valor principal de Cauchy en (5) calculando su suma mediante la aplicación de un movimiento como sólido rígido, acumulando por tanto los errores cometidos en la evaluación, por lo general numérica, del resto de las integrales. Con las representaciones anteriores, todas las integrales, tanto las regulares como las singulares, pueden calcularse analíticamente sin excesiva dificultad, y posteriormente programarse las expresiones resultantes, eliminando con ello una importante fuente de errores numéricos. No obstante, la opción más conveniente, a efectos computacionales, es la integración numérica (más rápida) de las integrales tales que la relación tamaño de elemento sobre el que se integra frente a la distancia desde el punto de colocación a dicho elemento sea pequeña, y la integración analítica del resto de ellas (incluyendo las singulares), evaluándose el término libre mediante la expresión (11).

La utilización de las representaciones complejas de los núcleos integrales permite asímismo flexibilizar la discretización, en el sentido de poder emplear elementos adyacentes de longitudes muy diferentes y elementos pequeños de tamaños inalcanzables por las formulaciones anteriores.

La discretización de la ecuación integral (5) da lugar a un sistema de ecuaciones algebraico del tipo **Hu** = **Gt** que, tras la aplicación de las condiciones de contorno es reordenado y resuelto para obtener las incógnitas en el contorno. La aplicación de las condiciones de contorno requiere un tratamiento especial, similar al planteado por París y Cañas (e.p.) para el caso de materiales isótropos, cuando el punto es una esquina con sobreabundancia de incógnitas, o cuando el tensor de tensiones no está definido, que se resuelve mediante el empleo de puntos de colocación adicionales en el contorno o fuera del dominio D.

Una vez resuelto el sistema algebraico de ecuaciones a que da lugar la discretización de la ecuación integral (5), pueden obtenerse los desplazamientos en puntos del interior del dominio:

$$u_j(x) = \int_{\partial D} \Psi_{ji}(x,y) t_i(y) ds(y) - \int_{\partial D} T_{ji}^{\Psi}(x,y) u_i(y) ds(y) \tag{12}$$

El tensor de tensiones σ_{ij} se evalúa mediante la aplicación de la siguiente ecuación integral:

$$c(x)\sigma_{ij}(x) = \int_{\partial D} D_{kij}^{\Psi}(x,y) t_k(y) ds(y) - \int_{\partial D} S_{kij}^{\Psi}(x,y) u_k(y) ds(y) \tag{13}$$

donde c(x) = 1 si se trata de un punto interior del dominio, y c(x) = 1/2 si x pertenece a un contorno suave ∂D. Los núcleos D^{ψ}_{kij} y S^{ψ}_{kij} admiten también una representación en variable compleja que facilita su integración analítica:

$$D^{\psi}_{kij}(x,y) = -\mathrm{Re}\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} \frac{1}{k_\alpha^2 \pi i} Q_{i\alpha} Q_{j\alpha} P_{k\alpha} \frac{1}{z_\alpha(x,y)}\right\} \tag{14}$$

$$S^{\psi}_{kij}(x,y) = -\mathrm{Re}\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} \frac{1}{k_\alpha^2 \pi i} Q_{i\alpha} Q_{j\alpha} Q_{k\alpha} \frac{1}{z_\alpha^2(x,y)}\right\} \tag{15}$$

Cuando el punto x pertenece al contorno los núcleos D^{ψ}_{kij} y S^{ψ}_{kij} son singulares y las integrales de (13) han de ser evaluadas en el sentido de valor principal de Cauchy y parte finita de Hadamard, respectivamente.

3.- EJEMPLO DE APLICACIÓN.

Se ha realizado un estudio del estado tensional de la probeta del ensayo off-axis, empleado en la deterninación del módulo de cortadura G_{12}. Las propiedades del material corresponden a un compuesto de grafito-epoxy, y son las siguientes:

$$E_{11} = 151.15 \text{ GPa}; E_{22} + 13.67 \text{ GPa}; \nu_{12} = 0.343; G_{12} = 5.5 \text{ GPa}.$$

La dirección de las fibras está orientada 10° respecto al eje x. La configuración del ensayo se representa en la Figura 1. Un extremo de la probeta se encuentra empotrado y al otro se le somete a un desplazamiento según el eje x de valor δ=0.00758 cm.

Se ha empleado una discretización con 238 elementos lineales continuos. La malla se refina en las esquinas hasta un elemento de tamaño 10^{-9} cm, con idea de obtener una buena solución que recoja la influencia de las singularidades asociadas a dichos puntos.

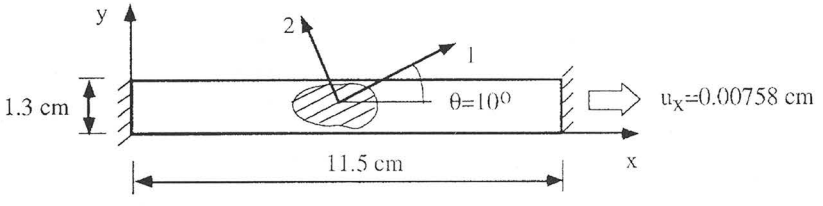


Figura 1. Definición del problema.

En la Figura 2 se muestra la deformada (magnificada) de la probeta, en la que se aprecia el efecto de las condiciones de contorno. La probeta tendería a deformarse naturalmente alargando más la diagonal más flexible (la más próxima a la perpendicular a la orientación de las fibras) que la diagonal más rígida. Las mordazas que simulan los empotramientos impiden tal deformación introduciendo un momento flector que provoca la deformada que aparece en la figura.

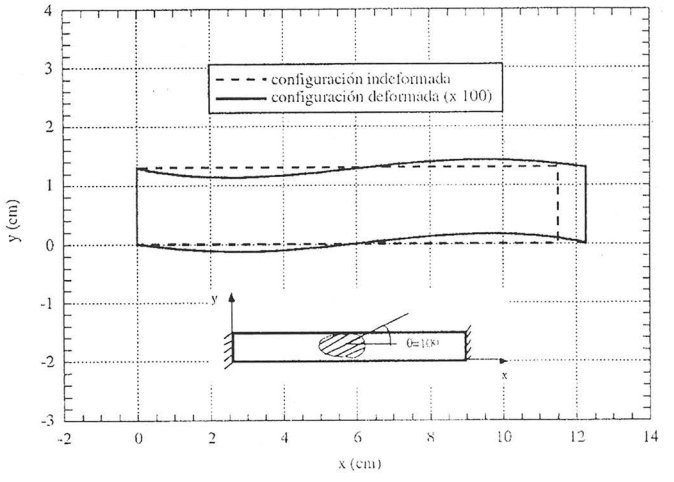


Figura 2. Deformada de la probeta off-axis.

En la Figura 3 se muestra la evolución, como superficie, de la tensión longitudinal σ_{xx} a lo largo de media probeta, toda vez que dicha evolución es simétrica respecto al centro de la misma. Puede apreciarse claramente el efecto de las singularidades que las mordazas originan en las esquinas, y cómo su efecto (el de las mordazas), es tal que la tensión no llega a regularizarse totalmente en la zona central de la probeta.

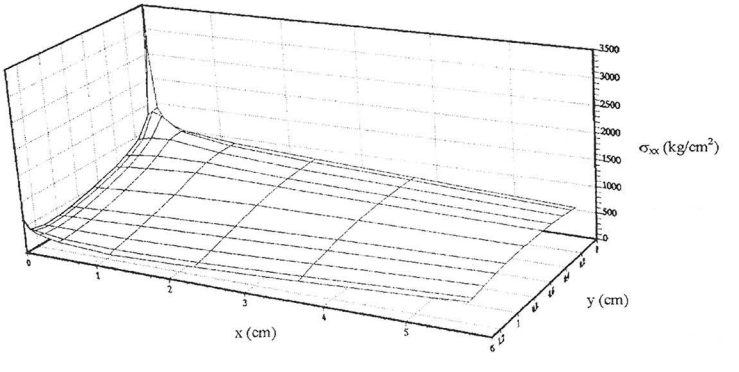


Figura 3. Evolución de σ_{xx} a lo largo de media probeta.

La figura 4 recoge la evolución de σ_{xx} a lo largo del ancho de la probeta para diferentes secciones transversales. Se observa que la tensión varía en la sección central entre 540 y 660 kg/cm^2.

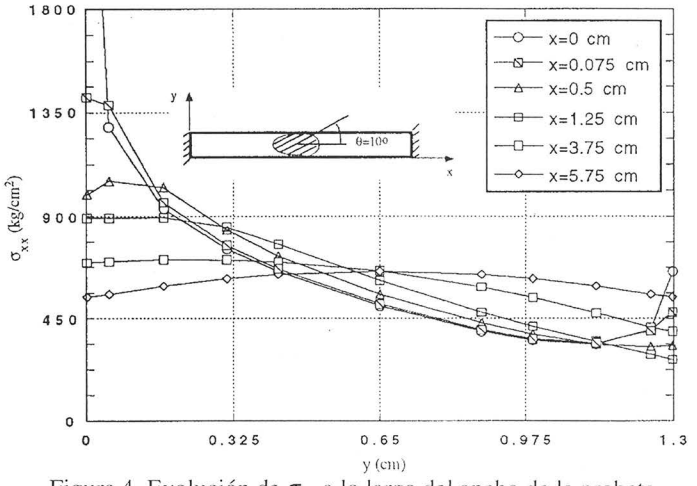


Figura 4. Evolución de σ_{xx} a lo largo del ancho de la probeta.

4.- CONCLUSIONES.

Se ha presentado en este artículo una representación de los núcleos integrales, en variable compleja, alternativa a las tradicionales en variable real, que permite el cálculo analítico, para una posterior implementación, de las integrales que aparecen en la formulación del MEC para problemas de elasticidad bidimensional ortótropa, con la consiguiente disminución de los errores numéricos propios de otras implementaciones clásicas. Asímismo se ha mostrado una representación integral del tensor de tensiones aplicable tanto para el interior del dominio como para el contorno. Por último se ha demostrado la eficacia del método, mediante los resultados obtenidos tras su aplicación al problema del ensayo off-axis.

Agradecimientos: Esta investigación ha sido financiada por CICYT dentro del Proyecto MAT-94-0480. La estancia de V.M. en la Universidad de Sevilla fue financiada por la beca de CICYT No. SB94-A00474386.

5.- REFERENCIAS.

1.- Tomlin, G.R. y Butterfield, R. *Elastic analysis of zoned orthotropic continua, Journal of the Engineering Mechanics Division*, EM3, pp. 511-529, 1974.

2.- Lekhnitskii, S.G. *Theory of Elasticity of an Anisotropic Body*, Holden Day, San Francisco, 1963.

3.- Stroh, A.N. *Dislocations and cracks in anisotropic elasticity, Philosophical Magazine*, 7, pp. 625-646, 1958.

4.- Mantič, V. y París, F. *Explicit formulas of the integral kernels and C-matrix in the 2D Somigliana identity for orthotropic materials, Engineering Analysis whith Boundary Elements*, 15, pp. 283-288, 1995.

5.- París, F. y Cañas, J. *Boundary Element Method, Fundamentals and Applications, Oxford University Press, en prensa.*

ANÁLISIS DE LA DELAMINACIÓN EN VIGAS DE ESPESOR VARIABLE Y SU IMPORTANCIA EN EL DISEÑO DE ESTRUCTURAS DE TRANSPORTES.

Baselga, A. Miravete, y M.A. Jiménez
Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza
C/ María de Luna, 3. 50015 Zaragoza, Tlfno: 976 - 76 18 88, Fax 976 - 51 29 32

ABSTRACT: The variable thickness beams studied in this article have angles of $3\pi/2$ at the points of the boundary where the change of thickness takes place.

Because the stress state presents mathematical singularities at these corners, it is no possible calculate the exact stress distribution by means of regular finite elements thus, we have employed singular finite elements in order to approximate the stress distribution with the same order of singularity that the elastic theory have.

The influence of the geometry relations of the beam on the final delamination failure has been analysed by both methods, finite element and experimental.

The failure criteria used are based on the stress distribution at the theoretical plane of delamination.

RESUMEN: En el dominio de las vigas analizadas en este artículo aparecen ángulos de $3\pi/2$ radianes en aquellos puntos en los cuales acontece el cambio de espesor del material.

Debido a la aparición de singularidades matemáticas en estas esquinas, no es posible determinar la distribución de tensiones exacta en estas zonas mediante la utilización de elementos finitos regulares. Por este motivo, se utilizarán elementos finitos singulares especiales tales que nos permitan aproximar la distribución de tensiones manteniendo el mismo orden de singularidad que el obtenido mediante la teoría de elasticidad.

La influencia que ejercen las diferentes relaciones geométricas de la viga, sobre la aparición de la delaminación, ha sido estudiada mediante el modelo de elementos finitos indicado y ha sido contrastado experimentalmente.

El criterio de rotura seleccionado se basa en la distribución de tensiones interlaminares en el plano teórico donde acontece la delaminación.

1. Deformaciones aproximadas: El método de los elementos finitos

De acuerdo a los postulados básicos del método de los elementos finitos, las ecuaciones de la transformación isoparamétrica representada en la figura 1 son:

$$x(\lambda,\mu)=\sum_{k=1}^{8}N_k(\lambda,\mu)x_k \quad ; \quad y(\lambda,\mu)=\sum_{k=1}^{8}N_k(\lambda,\mu)y_k$$
$$u(\lambda,\mu)=\sum_{k=1}^{8}N_k(\lambda,\mu)u_k \quad ; \quad v(\lambda,\mu)=\sum_{k=1}^{8}N_k(\lambda,\mu)v_k \qquad (1)$$

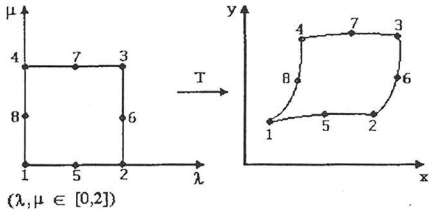


Figura 1. Transformación isoparamétrica

Las deformaciones elásticas en el plano se expresan como:

$$\varepsilon_{11}(\underline{u}) = \frac{\partial u}{\partial x} \qquad \varepsilon_{12}(\underline{u}) = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}\right) \qquad \varepsilon_{22}(\underline{u}) = \frac{\partial v}{\partial y} \tag{2}$$

donde: $\underline{u} = \{u(x,y), v(x,y)\}^T$

Las deformaciones aproximadas ε'_{11}, ε'_{12} y ε'_{22} se expresan como:

$$\varepsilon'_{11} = \frac{\partial u(\lambda,\mu)}{\partial x} \qquad \varepsilon'_{12} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u(\lambda,\mu)}{\partial y} + \frac{\partial v(\lambda,\mu)}{\partial x}\right) \qquad \varepsilon'_{22} = \frac{\partial v(\lambda,\mu)}{\partial y} \tag{3}$$

Operando resulta:

$$\varepsilon'_{11} = \frac{\frac{\partial u}{\partial \lambda}\frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial u}{\partial \mu}\frac{\partial y}{\partial \lambda}}{|J|} \qquad \varepsilon'_{12} = -\frac{1}{2}\frac{\frac{\partial v}{\partial \lambda}\frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial v}{\partial \mu}\frac{\partial y}{\partial \lambda} + \frac{\partial u}{\partial \mu}\frac{\partial x}{\partial \lambda} - \frac{\partial u}{\partial \lambda}\frac{\partial x}{\partial \mu}}{|J|} \qquad \varepsilon'_{22} = \frac{\frac{\partial v}{\partial \mu}\frac{\partial x}{\partial \lambda} - \frac{\partial v}{\partial \lambda}\frac{\partial x}{\partial \mu}}{|J|} \tag{4}$$

Donde el Jacobiano de la transformación es: $|J| = \frac{\partial x}{\partial \lambda}\frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial y}{\partial \lambda}\frac{\partial x}{\partial \mu}$ (5)

2. Elemento singular. Posición de los nodos

En aquellos dominios que poseen ángulos internos α cuya amplitud es mayor que π aparecen singularidades matemáticas. El término principal de la singularidad par cada uno de los componentes del desplazamiento presenta la forma:

$U_i = A_i r^{\mu_i}$ donde: $\mu_i = \pi/\alpha$; $0 < \mu_i < 1$ (i = 1,2 para 2-D) (6)

Basándonos en los estudios realizados por el profesor Gavete [3], la posición de los nodos intermedios viene dada por la expresión siguiente:

$$r = \frac{a}{2^{1/\mu_1}} \tag{7}$$

Donde a es la longitud del lado del elemento y $\mu_1 = \pi/\alpha$; siendo α el ángulo interior de la esquina.

La ecuación 7 es una fórmula sencilla que nos permite determinar la posición de los nodos intermedios en un elemento singular cuadrático. Para elementos 3-D se obtienen expresiones análogas.

3. Elementos singulares. Análisis del gradiente de deformaciones

Las ecuaciones de la transformación isoparamétrica para el elemento singular de 8 nodos y todos lados rectos (ver figura 2) son en coordenadas cartesianas:

$$\left.\begin{aligned} x &= \left(\frac{\lambda}{2}\right)^{1/\mu_1}\left[a + (b \cdot \cos\frac{\beta\mu}{2} - a)\frac{\mu}{2}\right] \\ y &= \left(\frac{\lambda}{2}\right)^{1/\mu_1}\left[\frac{b \cdot \operatorname{sen}\frac{\beta\mu}{2} \cdot (a - x)}{a - b \cdot \cos\frac{\beta\mu}{2}}\right] \end{aligned}\right\} \quad (i = 1, \ldots, 8) \quad 0 \le \lambda, \mu \le 2 \qquad (8)$$

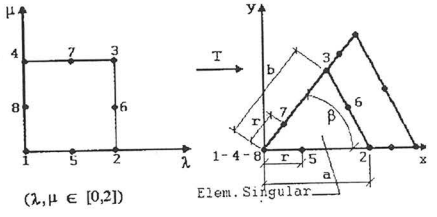


Figura 2. Elemento singular

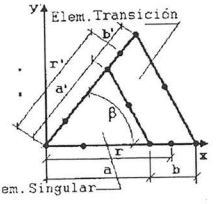


Figura 3. Elemento de transición

Operando con la ecuación 4, tendremos que la deformación aproximada es:

$$\varepsilon'_{11} = \frac{(A_1 + A_2\lambda)\cdot\lambda^{1/\mu_1} + (A_3 + A_4\lambda + A_5\lambda^2)\cdot\lambda^{1/\mu_1 - 1}}{\lambda^{2/\mu_1 - 1}} \qquad (9)$$

Y dado que r es directamente proporcional a $\left(\lambda^{1/\mu_1}\right)$: $\varepsilon'_{11} = C_1 r^{-1} + C_2 r^{\mu_1 - 1} + C_3 r^{2\mu_1 - 1}$ (10)

Como los desplazamientos de los nodos 1, 4 y 8 son los mismos se cumplirá que $\gamma_3 = \gamma_5$ y $C_1 = 0$, de modo que la ecuación 10 se puede expresar como:

$$\varepsilon'_{11} = C_2 r^{\mu_1 - 1} + C_3 r^{2\mu_1 - 1} \qquad (11)$$

Cuando $r \to 0$ el término dominante es $r^{\mu_1 - 1}$, de modo que tendremos una singularidad de orden μ_1. Los resultados obtenidos para ε'_{12} y ε'_{22} son similares a los obtenidos para ε'_{11}. Este proceso nos permite obtener un elemento singular general siempre que μ_1 se encuentre comprendido entre 0 y 1.

4. Elemento de transición. Posición de los nodos.

Los resultados obtenidos por el profesor Gavete [3], indican que la posición de los nodos intermedios en un elemento isoparamétrico transformado viene dada por la expresión siguiente (ver figura 3).

$$r = \left[\frac{a^{\mu_1} + (a+b)^{\mu_1}}{2}\right]^{1/\mu_1} \qquad (12)$$

Donde *a* es la longitud del lado del elemento singular, b es la longitud del lado del elemento de transición y $\mu_1 = \pi/\alpha$, siendo α el ángulo interior de la esquina.

5. Distribución de tensiones en un apilamiento ortótropo de espesor variable

El material utilizado en los ensayos es el siguiente:

resina: viniléster (DOW-DERAKANE XZ 86747.01) fibra: vidrio E Vf= 50%
apilamiento: Unidireccional fabricación: moldeo con bolsa de vacío
secuencia de apilamiento: $[0]_n$ espesor de lámina: 0.33 mm

Las propiedades del material en las direcciones principales son:
$E_x = 38560$ MPa $E_y = 8270$ MPa $E_z = 8270$ MPa $G_{xy} = 4140$ MPa $G_{xz} = 4140$ MPa
$G_{yz} = 2750$ MPa $\nu_{xy} = 0.26$ $\nu_{xz} = 0.26$ $\nu_{yz} = 0.5$
$X = 780$ MPa $X' = 735$ MPa $Y = 60$ MPa $Y' = 68$ MPa $Z = 60$ MPa $Z' = 68$ MPa
$S_{xy} = 35$ MPa $S_{xz} = 35$ MPa $S_{yz} = 32$ MPa

La geometría de la probeta se muestra en la figura 4.

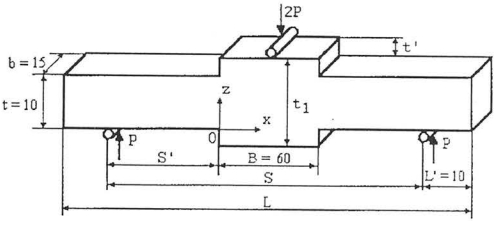


Figura 4. Viga de espesor variable

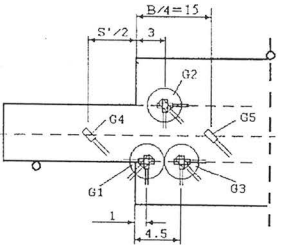


Figura 5. Disposición de las bandas

Las dimensiones indicadas a continuación se han mantenido constantes en todos los ensayos.

B=0.060 m t=0.010 m b=0.015 m

S y L' se han tomado de modo que siempre cumplan que: S≥0.10 m y L'≥0.010 m.

Las relaciones geométricas que han sido objeto de estudio han sido t_1/t y S/t.

Basándonos en el planeamiento previo, las geometrías seleccionadas para las probetas han sido: S/t= 10-11-12 t_1/t=1.2 t_1/t=1.4 t_1/t=1.6

En todos los casos nos encontramos en condiciones de viga corta por lo que el tipo de rotura esperado será por delaminación interlaminar. Las probetas se ensayaron a flexión a tres puntos.

Las galgas extensométricas se dispusieron según se muestra en la figura 5. Las características de las galgas empleadas son las siguientes: longitud=1 mm, anchura=0.7 mm, R=120±0.3 Ω, factor de galga = 2.1.

La distribución de tensiones se calcula por el método de los elementos finitos. El elemento regular elegido es el cuadrático de ocho nodos. En las esquinas se utilizan los elementos singulares y de transición descritos anteriormente para un $\alpha=3\pi/4$. En la figura 7 se muestra un detalle de la modelización realizada en la esquina.

Se ha realizado un estudio de convergencia por refinamiento de malla para obtener el tamaño adecuado de elemento que no conlleve un gasto computacional excesivo, y se ha mallado únicamente la mitad de la probeta, dado la simetría de cargas y la geometría de las probetas. El número de grados de libertad de todos los mallados ha sido siempre superior a 8000.

En la tablas 1 y en las gráficas 1 a 3 se presentan los resultados de los cálculos.

Del análisis de los resultados se desprende que los resultados numéricos y los experimentales presentan una buena correlación. Cuando la relación t_1/t es superior a 1.4 el incremento de tensión no es muy considerable por lo que se puede concluir que los mayores niveles de concentración de tensiones aparecen ya en el caso de pequeñas variaciones en el cambio de espesor, siendo poco apreciables los incrementos a partir de un cambio de espesor dado (del 30 al 40% del espesor de la zona delgada).

6. Resistencia última a rotura por delaminación

El criterio de rotura seleccionado es el criterio de la tensión puntual (P.S.C) de Nuismer y Whitney [4]. Este criterio considera que la rotura última acontece cuando el valor de la tensión en una distancia fijada d_0 a partir del vértice del ángulo alcanza el valor de la resistencia a rotura del material intacto. El P.S.C. tiene la siguiente forma:

$$\left[\frac{\sigma_z(x,0)_{x=do}}{Z}\right]+\left[\frac{\tau_{xz}(x,0)_{x=do}}{S}\right]^2=1 \qquad (13)$$

Como era de esperar, la rotura tiene lugar por delaminación de las láminas adyacentes a la esquina del cambio de espesor (ver figura 6). Las cargas de rotura última por delaminación y las longitudes características d_0 se adjuntan en la tabla 1.

Finalmente definimos un coeficiente de diseño K_d, el cual cuantifica la reducción de la resistencia a rotura de una viga corta de espesor variable con respecto a la misma viga de espesor constante t, cuando se encuentra sometida a un estado de carga de flexión a tres puntos. La variación del coeficiente K_d en función de los parámetros geométricos se observa en la gráfica 14 y en la tabla 4. Como puede apreciarse, K_d sufre pequeños incrementos de valor para valores de t_1/t mayores que 1.4. Cuando aumenta la distancia entre apoyos K_d y la concentración de tensiones lo hacen también.

7. Conclusiones

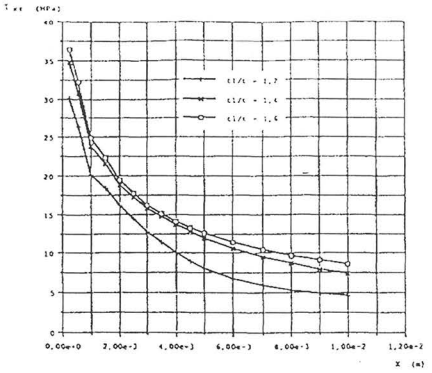
El M.E.F. con el apoyo de elementos singulares y de transición parece ser un método de cálculo válido para la aproximación de la distribución de tensiones en dominios con ángulos interiores de $3\pi/2$. Los errores encontrados de la distribución de tensiones de cortadura interlaminar han sido siempre inferiores al 12%, motivados generalmente por la dificultad de situar correctamente las galgas, y por el intrínseco hecho de que las galgas dan valores de deformación promedios en su longitud.

d_0 aumenta con la relación t_1/t, pero este incremento sufre pocas alteraciones cuando el sobreespesor es superior en un 40% al espesor t de la viga. Cuando la distancia entre apoyos aumenta d_0 experimenta pequeñas variaciones crecientes.

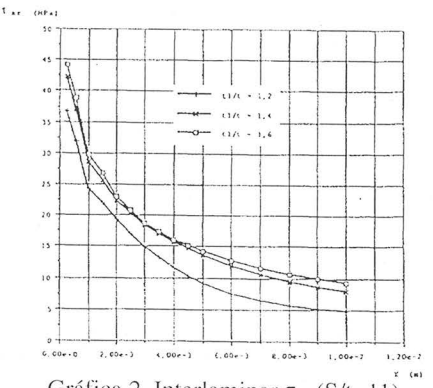
Finalmente se ha calculado el llamado coeficiente de diseño K_d, el cual aumenta de valor a medida que aumentan las relaciones t_1/t y S/t. K_d simplifica enormemente el proceso de cálculo de vigas cortas de espesor variable, si bien es dependiente del tipo y constitución del material, por lo que debe ser determinado a priori por medios experimentales con el objeto de conseguir una buena base de datos para todos ellos.

Bibliografía

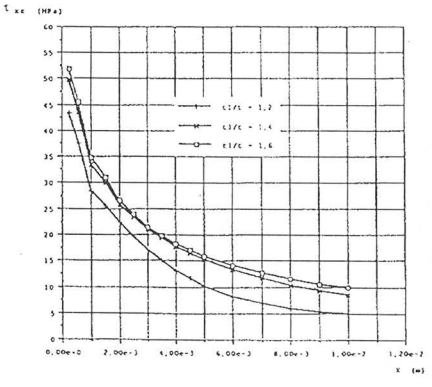
[1] Aalto, J. ,1985, *Int. J. Anal. Meth. Geomech.*,Vol 9, pp.185-196.
[2] Carey, G.F. and Oden, J.T.,1984, *Prentice-Hall.*
[3] Gavete, L.,1992, *E.T.S.I Minas de Madrid*, Tesis doctoral de F.M. De las Heras.
[4] Nuismer, R.J. and Whitney, J.M.,1975, *Fracture Mech. Of Comp.*, STP 593, Am. Soc. For Tes. And Mat., pp. 117-142.



Gráfica 1. Interlaminar τ_{xz} (S/t=10)



Gráfica 2. Interlaminar τ_{xz} (S/t=11)



Gráfica 3. Interlaminar π_{xz} (S/t=10)

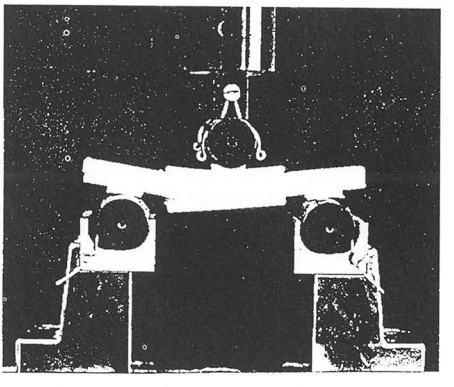


Figura 6. Fotografía de delaminación

S/t	t_1/t	2P Delam. (N)	d_o (m)	K_d
10	1.2	7490	0.002348	1.1218
	1.4	6900	0.002838	1.4210
	1.6	6770	0.002962	1.6556
11	1.2	6430	0.002393	1.3064
	1.4	5870	0.002905	1.6712
	1.6	5540	0.003021	2.0227
12	1.2	5660	0.002438	1.4840
	1.4	5340	0.002950	1.8359
	1.6	5290	0.003079	2.1183

Tabla 1. Resultados de rotura.

ANÁLISIS DEL ENSAYO IOSIPESCU PARA LA DETERMINACIÓN DEL G_{12} CON EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS DE CONTORNO.

Blázquez, A.; París, F.; Cañas J.
Dpto. Mecánica de Medios Continuos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Sevilla
Avda Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-4239888

Resumen: En este trabajo se realiza un análisis del ensayo Iosipescu sobre materiales compuestos desde el punto de vista del contacto mecánico que se produce entre las mordazas y la probeta. Para ello se ha aplicado un algoritmo de contacto que, basado en el Método de los Elementos de Contorno, permite la discretización independiente de cada uno de los sólidos implicados. En particular se ha prestado especial interés al estudio de las singularidades que aparecen en algunos puntos de la probeta.

Abstract: The main objective of this work is the analysis of the Iosipescu test for composite materials. The study is realized from a contact mechanic point of view. A contact algorithm allowing independent discretizations in the solids in contact is applied, the algorithm being based on the Boundary Element Method. A particular emphasis is put on the study of the stress singularities which appear at some points of the contact zone of the specimen with the gripping system.

1.- INTRODUCCIÓN.

La determinación de G_{12}, módulo de rigidez intralaminar de una lámina ortótropa, constituye uno de los problemas más complicados, y aún no resuelto completamente, de la caracterización de un material compuesto. El problema, más allá de las dificultades propias de la realización del ensayo, radica en la necesidad de conocer el estado tensional que aparece en la zona donde se van a realizar las mediciones. Usualmente éstas se realizan mediante bandas extensométricas. Es obvio que, para la característica que nos ocupa, lo deseable es un estado de tensión tangencial pura. Descartando, debido a razones de practicabilidad, coste, realización y exactitud, ensayos como: el "rail shear", "torsión tube" y el ensayo de tracción de probetas $\pm 45°$, los ensayos Off-axis e Iosipescu parecen los más prometedores. Un excelente estudio de estos dos métodos puede encontrarse en Ho et al. 1991.

En este trabajo nos ocuparemos de analizar algunos aspectos del ensayo Iosipescu (Abdallah & Gascoigne 1989, Ho et al. 1991, Pintado et al. 1991). El objetivo principal que nos hemos establecido es el estudio de dicho ensayo desde un punto de vista de contacto mecánico en orden a explicar algunos resultados inesperados que pueden encontrarse en su realización.

El Método de los Elementos Finitos (MEF) ha sido profusamente ulilizado en el

estudio de este problema; sin embargo, el Método de los Elementos de Contorno (MEC) parece más apropiado cuando se trata de modelizar el fenómeno de contacto mecánico, dado que se manejan como variables independientes los desplazamientos y tensiones en el contorno. Además permite tratar con facilidad elevados gradientes de tensión.

2.- EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS DE CONTORNO PARA MATERIALES ORTÓTROPOS.

El MEC se basa en la identidad de Somigliana, que expresa los desplazamientos de un punto del dominio en términos integrales de los desplazamientos y tensiones en el contorno. Llevada al contorno y en ausencia de fuerzas de volumen, a partir de dicha identidad se obtiene (París & Cañas 1995):

$$C^{o}_{ji}(x)\, u^{b}_{i}(x) + \int_{\partial D} T^{o\Psi}_{ji}(x,y)\, u^{b}_{i}(y)\, ds(y) = \int_{\partial D} \Psi^{o}_{ji}(x,y)\, t^{b}_{i}(y)\, ds(y) \qquad x,\, y \in \partial D \qquad (1)$$

Con el significado habitual para los términos que aparecen en (1), Avila et al. 1995 y Mantic & París 1995.

Reemplazando el contorno ∂D por el contorno discreto formado por un conjunto de elementos (rectilíneos en este trabajo), y asumiendo una evolución (lineal en este trabajo) de las variables a lo largo de cada uno de ellos, la aplicación de la ecuación integral (1) a cada nodo del contorno permite obtener un sistema de ecuaciones que puede ser escrito en la forma:

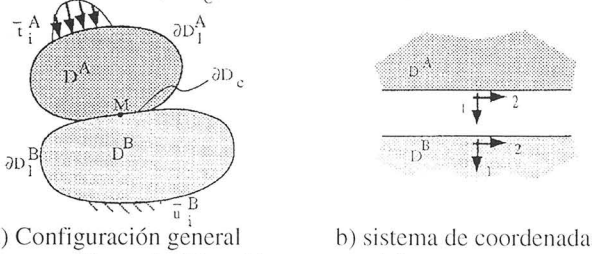
$$\mathbf{H}\ \mathbf{u} = \mathbf{G}\ \mathbf{t} \qquad (2)$$

Las integraciones que aparecerían en la forma discreta de la ecuación (1) se han calculado de dos formas distintas en función de la distancia desde el punto de integración al elemento; si esta distancia es grande en comparación con la longitud del elemento se ha empleado integración numérica estandar de Gauss con 8 puntos, y en caso contrario analítica. Finalmente, el término libre ha sido calculado siguiendo a Mantic & París 1995.

La aplicación de las condiciones de contorno a (2) originaría un sistema de ecuaciones cuya solución proporciona los desplazamientos y tensiones en los nodos.

3.- EL ALGORITMO DE CONTACTO.

En la figura 1 se esquematiza un problema general de contacto. Dos sólidos, de dominios D^A y D^B, limitados por los contornos ∂D^A y ∂D^B, interaccionan a través de una zona común de sus contornos, ∂D_C, a través de la cuál se transmiten las acciones.



a) Configuración general b) sistema de coordenadas

Figura 1.- El problema general de contacto.

Para el tipo de contacto que se ve involucrado en el problema bajo consideración (contacto conforme o con retroceso), resulta cómodo el definir en la zona de contacto

un sistema de referencia común a ambos sólidos, que tal como se indica en la figura 1b quedaría definido por la normal exterior al sólido A y la tangente al contorno recorriendo éste de forma que dejemos el sólido A a la izquierda. En este sistema y en ausencia de fricción se producirían las siguientes relaciones de contacto:

$$u_1^A(M) = u_1^B(M) \tag{3a}$$

$$t_1^A(M) = -t_1^B(M) \tag{3b}$$

$$t_2^A(M) = t_2^B(M) = 0 \tag{3c}$$

El sistema de ecuaciones (2) puede ahora escribirse para cada sólido K (K = A, B) forzando de manera inmediata la condición (3c) sobre las tensiones de la zona de contacto de la forma:

$$\begin{bmatrix} H_I^K & H_c^K \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} u_I^K \\ u_c^K \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} G_I^K & G_c^K \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} t_I^K \\ t_{1c}^K \end{Bmatrix} \tag{4}$$

Las condiciones (3a) y (3b) deben satisfacerse en función del algoritmo de contacto definido. La principal característica del algoritmo aquí empleado es el permitir discretizaciones distintas en los sólidos que intervienen en el contacto. Un esquema general de la zona de contacto se presenta en la figura 3. Aunque en París et al. 1995 y Blázquez et al. 1995 se realiza un análisis más detallado del algoritmo, las dos ideas claves del mismo pueden resumirse en:

• Uno de los sólidos, al que llamaremos B, controlará los desplazamientos en la zona de contacto, de forma que los desplazamienos de los nodos del otro sólido, al que llamaremos A, se expresarán como una función, lineal en nuestro caso pues utilizamos elementos lineales, de los desplazamientos de los nodos del elemento de B con el que contacta dicho nodo de A. Esta regla permite implementar la condición (3a).

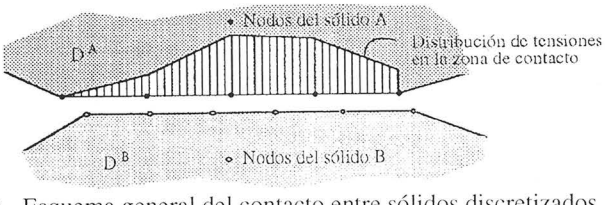


Figura 2.- Esquema general del contacto entre sólidos discretizados

• Por otro lado, la distribución de tensiones en la zona de contacto del sólido B se identifica con la distribución de tensiones en la zona de contacto del sólido A. Así, al montar las ecuaciones del método para B, no aparecen las tensiones de la zona de contacto de éste sólido, pues se integra directamente sobre las proyecciones de los elementos de A de la zona de contacto, y no sobre los elementos de B. Esta decisión asegura el cumplimiento del equilibrio a lo largo de la zona de contacto, implementando así la condición (3b).

De acuerdo con dichas reglas, el algoritmo de contacto deberá chequear la aparición de tracciones en los nodos de A que estén en contacto, y que ninguno de los que, perteneciendo a la zona potencial de contacto no lo esté, atraviese el contorno del B.

4.- EL ENSAYO IOSIPESCU.

En la figura 3 se representa un esquema general de este ensayo. La geometría del especimen y la forma de aplicación de la carga trata de conseguir a lo largo de la línea

AB un estado de tensión tangencial pura y uniforme. Para la probeta se ha escogido un composite de fibra de carbono y resina epoxi (AS4/3501-6) cuyas características mecánicas son: E_{11} = 138 GPa, E_{22} = 8.96 GPa, ν_{12} = 0.3, G_{12} = 7.1 GPa. Las mordazas, aunque son de acero, dada su dimensión en la dirección tranversal, así como su geometría real tridimensional, han sido modeladas como rígidas, tal como hacen Ho et al. 1991 y Pintado et al. 1991 utilizando elementos finitos.

El modelo de elementos de contorno está compuesto de 184 elementos, afinándose la malla alrededor de los puntos C y C' (el de menor tamaño mide 0.0005 mm), dado que en ellos se produce una singularidad en las tensiones, y en los puntos A y B con vista a poder modelizar correctamente la geometría de la probeta en estas zonas. El suponer las mordazas rígidas permite discretizarlas con un pequeño número de elementos, asumiendo ellas el control sobre los desplazamientos en las cuatro zonas de contacto que aparecen (en cada zona de contacto tan sólo se ha empleado un elemento en la mordaza, mientras en la probeta se han empleado 24 o 15 dependiendo de la zona).

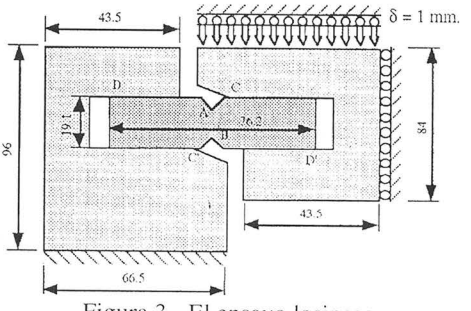


Figura 3.- El ensayo losipescu.

En la figura 4 aparecen las componentes del tensor de tensiones en el centro de la línea AB (σ_{ij}) y los valores medios en un área de 4x4 mm^2 centrada en ese punto (σ_{ij}^*), normalizados con la tensión tangencial media (τ_{media}) para distintos ángulos de orientación de la fibra (la dirección 1 es la dirección de la fibra, y 2 la perpendicular). En esta figura se observa que con los ángulos de 0° y 90°, y sobre todo este último, se consigue el estado de tensión tangencial más pura en el punto central.

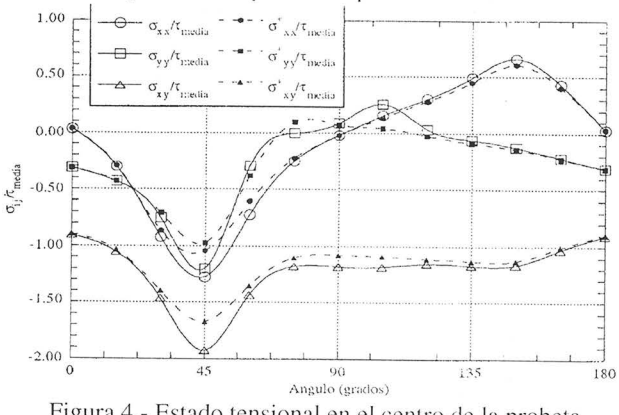


Figura 4.- Estado tensional en el centro de la probeta.

Por otro lado, en la figura 5 se muestran la componente tangencial, σ_{12}, del tensor de tensiones (normalizada también respecto de τ_{media}) para las orientaciones 0°, 90° y 0/90° a lo largo de la línea AB, observándose que es la orientación de fibra a 0/90° la que proporcionan el estado de tensión tangencial pura más uniforme (para esta orientación las componentes σ_{11} y σ_{12} son del orden de 100 veces menores que la σ_{12}).

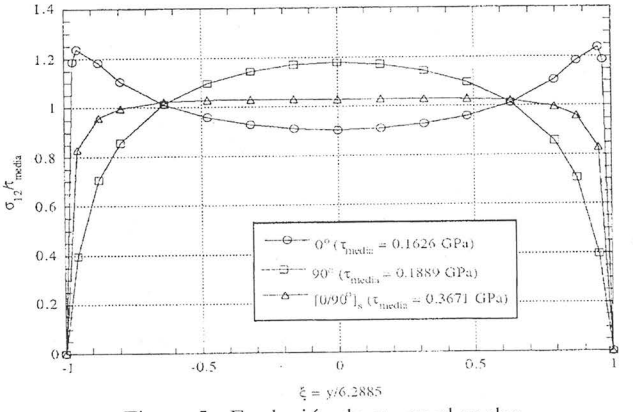


Figura 5.- Evolución de σ_{12} en el ancho.

En la figura 6 se presentan las distribuciones de tensiones que aparecen en las zonas de contacto de C y D para algunos de los casos analizados. Nótese que las tensiones en las zonas de C y C' son iguales, y lo mismo ocurre con D y D'.

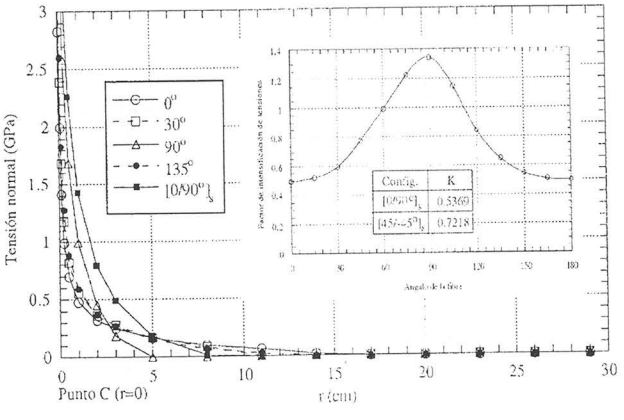


Figura 6.- Distribuciones de tensión en las zonas de contacto de C y D.

En estas gráficas lo más significativo es la presencia de la singularidad en el punto C (y su homólogo C'). Analizando las condiciones en este punto, el considerar la mordaza rígida y despreciar el efecto de la fricción equivale a un apoyo de bolas, por lo que el orden de la singularidad será 1/2 (Mantic et al. 1995). En la figura 6 se presentan los FIT en C en función del ángulo calculados mediante un postprocesado de la solución asumiendo un carácter singular de la misma. La inspección de estos valores del FIT

asociado a la presencia de la singularidad, pone de manifiesto una gran diferencia en los mismos en función del ángulo de olienteión de la fibra, cuyo máximo se alcanza para un ángulo de 90°. Valores muy altos de este factor están asociados a roturas prematuras de la probeta por zonas no deseadas (arrancando por los puntos C y C' de la figura 3), lo que invalidaría el ensayo para caracterizar la resistencia frente a solicitaciones tangenciales del compuesto. Por otro lado, el orden de la singularidad obtenido siempre ha sido próximo a 0.5, con un error máximo (90°) de 1.3 %.

5.- CONCLUSIONES.

Se ha presentado un estudio de la influencia que la orientación de la fibra tiene sobre las distribuciones de tensiones que aparecen en el centro de la probeta Iosipescu, donde se realizan las medidas. Se ha comprobado numéricamente que el laminado unidireccional que proporciona el estado de tensión tangencial más pura y uniforme es el orientado según 90°; por contra, dicha orientación es la que tiene asociada en el extremo de la zona de contacto el factor de intensificación de tensiones más elevado, lo cuál hace que esta probeta resista una carga mucho menor de la que podría esperarse no rompiendo además por donde se desea (línea AB), sino por las mordazas. También se han analizado otras combinaciones como la $[0/90°]_s$ y la $[+45/-45°]_s$, observándose que la primera de ellas tiene el mejor comportamiento de los analizados (incluidos los unidireccionales), a la vez que el factor de intensificación de tensiones es de los menores que se han encontrado.

Agradecimientos: Investigación financiada por CICYT, proyecto MAT-94-0480.

6.- REFERENCIAS.

1.- Abdallah, M.G. & Gascoigne, H.E., *The influence of test ficture desing on the Iosipescu shear test for fiber composite materials, Test Method for Design Allowables for Fibrous Composites,* **2**, *ASTM STP 1003*, pp. 231-260, 1989.

2.- Avila, R., Mantic, V. & París, F., *El Método de los Elementos de Contorno aplicado a materiales compuestos de comportamiento ortótropo. Una nueva formulación en variable compleja*, (Ed. F. París y J. Cañas), MATCOMP'95, Sevilla, 1995.

3.- Blázquez, A., París, F. & Cañas, J., *Frictional contact problems with non-conforming discretizations using BEM*, (Ed. C.A. Brebbia), pp 345-352, BEM XVI, Southampton, UK, CMP, 1994.

4.- Ho, H., Tsai, M.Y., Morton, J. & Farley, G.L. *A comparison of three popular test methods for determining the shear modulus of composite materials, Composites Engineering, 3, pp 69-81, 1983.*

5.- Mantic, V. & París, F., *Explicit formulae of the integral kernels and of the C-matrix in 2D Somigliana identity for orthotropic materials, Eng. Anal. B. E.* **15**, pp 283-288, 1995.

6.- Mantic, V., París, F. & Cañas, J., *Análisis del campo singular de tensiones en esquinas de materiales ortótropos* (Ed. F. París y J. Cañas), MATCOMP'95, Sevilla, 1995.

7.- París, F., Blázquez, A. & Cañas, J., *Contact problems with non-conforming discretizations using BEM, Computers & Structures,* **57** No. 5, pp 829-839, 1995.

8.- París, F & Cañas, J, *Boundary Element Method. Fundamentals and Applications, Oxford University Press*, en prensa.

9.- Pintado, P., Cañas, J. & Morton, J., *Numerical analysis of Notched Shear Specimens for composite materials, J. Reinforced Plastic and Comp.*, **10**, pp 198-211, 1991.

10.- Tomlin, G.R. & Butterfield, R., *Elastic analysis of zoned orthotropic continua, Proc. ASCE,* **EM3**, pp 511-529, 1974.

SimRTM. SIMULACIÓN DEL MOLDEO POR TRANSFERENCIA DE RESINA PARA EL DISEÑO DE COMPONENTES EN MATERIALES COMPUESTOS.

Candelas Pérez, R.; Manzano Yabar, A.; Mendizabal Larrañaga, M.A.; Fernández Sáenz de Heredia, A.
INASMET, Centro Tecnológico de Materiales.
Camino de Portuetxe, 12. 20009 San Sebastián. Tfno: 943-218022. Fax: 943-217560

Resumen: INASMET participa actualmente en la realización de un proyecto dentro del programa BRITE-EURAM II, conjuntamente con otras diez empresas y centros de investigación europeos, cuyo objetivo es el desarrollo de un software de simulación del proceso RTM, contrastado experimentalmente, y su integración con un sistema experto para el diseño de componentes y moldes, especificación de los parámetros del proceso y selección de materiales.

En esta ponencia se describirá la metodología seguida para el desarrollo de dicho proyecto y los resultados obtenidos, incluyendo el software de simulación y el sistema experto para diseño.

1.- INTRODUCCIÓN

El desarrollo de un componente para su fabricación por el proceso de Moldeo por Transferencia de Resina (RTM) requiere un cuidadoso diseño del mismo y del molde, así como de una acertada elección de los parámetros del proceso para tener la seguridad de que el molde resultará completamente lleno en el tiempo requerido. Así mismo se requiere demostrar la repetibilidad del proceso, para lo que normalmente será necesario la producción de una preserie, requiriéndose posiblemente la modificación del utillaje (especialmente la localización de entradas y salidas) durante la misma hasta que el proceso resulte optimizado.

Por todo ello, para promover la introducción de dicho proceso en los diversos sectores de la industria resulta esencial el desarrollo de herramientas de diseño que permitan seleccionar los materiales y condiciones adecuadas del proceso para cada componente y predecir el comportamiento de la resina durante el ciclo de moldeo para asegurarnos de que el resultado será satisfactorio con un mínimo coste y tiempo de desarrollo.

El proyecto descrito en esta ponencia trata de dar respuesta a estas necesidades mediante el desarrollo y validación de dos programas de software: un sistema de simulación tridimensional del proceso de llenado de moldes y un Sistema Experto (Knowledge Based System-KBS) para selección de materiales y definición de los parámetros de diseño del molde, proceso de inyección y diseño del componente.

2.- DESCRIPCIÓN DEL PROYECTO

El proyecto SimRTM se ha desarrollado con un presupuesto global de 3 Millones de ECU y una duración de 3 años, estando prevista su finalización en Diciembre de 1995. En su ejecución han participado 11 empresas, centros tecnológicos y universidades de 7 naciones de la Unión Europea:

- British Aesrospace Airbus Limited (Reino Unido)
- Brochier S.A. (Francia)
- Inasco Hellas (Grecia)
- INASMET, Centro Tecnológico de Materiales (España)
- Intracom S.A. (Grecia)
- KTH, Royal Institute of Technology (Suecia)
- SICOMP, Swedish Institute of Composites (Suecia)
- Short Brothers Plc (Reino Unido)
- Sonaca S.A. (Bélgica)
- TNO P&RRI (Holanda)
- Universidad de Plymouth (Reino Unido)

Los objetivos tecnológicos del proyecto han sido:

- El desarrollo de técnicas de caracterización mejoradas para la medida de permeabilidad y caracterización térmica.
- La obtención de datos sobre materiales para su utilización en los modelos de simulación.
- El desarrollo de software para la simulación del flujo de resina a través de un medio poroso, incluyendo flujo tridimensional y transferencia de calor.
- El desarrollo de un sistema experto (KBS) para la selección de materiales y el diseño en el proceso RTM
- La validación de los anteriores paquetes de software mediante su comparación con el proceso real de llenado de componentes de complejidad creciente.
- La adquisición dentro de los socios participantes de un conocimiento profundo de la tecnología RTM.

El proyecto así definido se ha llevado ha cabo en cuatro fases simultáneas pero bien diferenciadas:

- Caracterización de Materiales y Adquisición de datos.
- Simulación del proceso RTM.
- Sistema Experto de Diseño (KBS).
- Estudio del proceso y validación del software.

3.- CARACTERIZACIÓN DE MATERIALES

Una de las consideraciones principales a la hora de desarrollar herramientas de simulación y diseño por ordenador para el proceso RTM es la adquisición de datos reales de los materiales. Esto incluye los siguientes tipos de información:

- Caracterización de sistemas de matriz: incluyendo las relaciones viscosidad-temperatura-tiempo, cinética de la reacción, energías de reacción y caracterización térmica (conductividad térmica y capacidad calorífica específica).
- Caracterización de refuerzos: incluyendo permeabilidad y caracterización térmica.
- Adaptabilidad y conformabilidad de los refuerzos para la realización de preformas en función de la geometria del molde.
- Características mecánicas de los materiales y el efecto de las condiciones de proceso en las mismas.

De todas ellas, una de las características más críticas para la simulación es la permeabilidad del refuerzo, para medir la cual se han desarrollado dos técnicas diferentes dentro del proyecto: un molde de flujo unidireccional, donde el flujo se analiza empleando transductores de presión, y un molde de flujo radial, donde el avance de la resina se monitoriza por medio de una videocámara para su análisis posterior.

Desde el punto de vista del diseño de componente final es importante comprender cómo afectan las condiciones de proceso a las prestaciones mecánicas del material compuesto. Con este fin se han evaluado el efecto de la presión de inyección, presión de vacio, temperatura de inyección y temperatura del molde en las siguientes propiedades mecánicas: cizalladura interlaminar, comportamiento a flexión, compresión, tracción, comportamiento en probetas con taladro y, finalmente, comportamiento mecánico de componentes tales como vigas en T y en I y prototipos demostradores.

4.- SIMULACIÓN DEL PROCESO

El software para la simulación del proceso está basado en la experiencia existente para el proceso de inyección de plásticos. Dos herramientas de software se están usando como base para este simulador: SEPRAN, un código de elementos finitos para fluidos que resuelve las ecuaciones que gobiernan el movimiento y VIp, un código que resuelve las ecuaciones de transferencia de calor tridimensional y distribuciones de presión bidimensionales en una geometría tridimensional. Para convertir el programa en específico para el proceso RTM se han escrito módulos adicionales para gestionar las siguientes características:

- Permeabilidad del refuerzo para el flujo de resina a través del mismo.
- La combinación refuerzo-matriz, incluyendo diferentes fracciones de fibra en volumen.
- La transferencia de calor durante la fase de inyección del ciclo de moldeo. La polimerización durante el ciclo completo de fabricación.
- El balance térmico dentro del molde, así como las pérdidas de presión en el equipo de inyección y sistema de tuberías asociado.

El desarrollo del modelo tridimensional permite incorporar características tales como núcleos, insertos, secciones variables y curvaturas en el componente. Por otro lado, la incorporación de las características de transferencia de calor permite evaluar las variaciones en la temperatura y viscosidad de la resina durante el llenado, así como el grado de curado durante el mismo.

Empleando la experiencia y conocimientos adquiridos durante el desarrollo de este software, inicialmente en versión para estación de trabajo, ha sido generada una nueva versión para PC (llamada π7) mucho más accesible para el usuario.

5.- SISTEMA EXPERTO DE DISEÑO (KBS)

El objetivo del KBS desarrollado en el proyecto es doble: por un lado facilitar el diseño del proceso, proporcionando por ejemplo recomendaciones para la selección del proceso, parámetros de procesado y configuraciones de entradas de resina en el molde. Por otro lado proporcionar consejo de las mejores opciones disponibles para ejecutar la simulación del proceso, basandose en los resultados de simulaciones previas así como en los de trabajos experimentales anteriores, componentes ya en producción, caracterización de materiales realizada, etc. Todo ello permitirá al KBS, interpolando sobre las condiciones de moldeo previamente conocidas, realizar recomendaciones sobre configuraciones alternativas de moldeo empleando las características de los materiales en unos ciertos rangos de las condiciones del proceso.

El KBS está concebido por tanto como una herramienta de diseño preliminar para definir la configuración de materiales, molde y proceso más adecuadas previamente a su modelización para la simulación del llenado.

Hay que decir que el objetivo dentro de las limitaciones del proyecto es no tanto obtener un producto final directamente operativo, sino obtener una plataforma básica genérica, sobre la que será necesario realizar desarrollo posterior con el fin de adaptarla a las necesidades específicas de cada sector o cada empresa (Tipo de materiales empleados, metodología, prioridades, etc.).

En cuanto a la plataforma empleada, la versión operativa del KBS ha sido desarrollada sobre el programa KAPPA para PC, con el fin de convertirlo asímismo en lo más asequible posible para el usuario.

6.- ESTUDIO DEL PROCESO Y VALIDACIÓN

Durante el desarrollo del proyecto se ha llevado a cabo una intensa labor de realización de moldeos experimentales en componentes de complejidad creciente con el doble objetivo de proporcionar los datos de proceso para la realización del simulador y el sistema experto y de validar el correcto funcionamiento de los mismos por medio de comparar los resultados teóricos proporcionados por la simulación y los reales.

De este modo se han realizado componentes sencillos tales como placas y sandwiches planos, a partir de los que se han obtenido las relaciones entre los parámetros de proceso y comportamiento de llenado del molde. Otros componentes de mayor complejidad fabricados para evaluar las posibiliades del proceso y validación de la simulación han sido vigas en I y en T, y componentes estructurales representativos de aplicaciones reales (componentes con curvaturas, rigidizadores, insertos y agujeros integrados, así como componentes en sandwich con insertos y largueros integrados).

7.- CONCLUSIONES

El proyecto SimRTM ha producido unas herramientas de diseño por ordenador del proceso RTM que previsiblemente tendrán una gran utilidad para reducir el tiempo y el coste de desarrollo necesarios para la introducción de cada nuevo componente en la producción en serie. Se espera, como consecuencia de esta reducción, un aumento en el número de componentes fabricados por RTM en todos los sectores de la industria, en función del grado de operatividad y difusión de dichas herramientas.

A esta difusión contribuirá el hecho de que se hayan desarrollado versiones en PC del software, lo que permitirá su acceso por parte de PYMES, principales actuales y potenciales transformadoras por RTM. El programa para la simulación del llenado será una herramienta completamente operativa y disponible a la finalización del proyecto, mientras que el Sistema Experto necesitará un cierto grado de desarrollo posterior para su adaptación a las necesidades específicas de cada empresa o sector.

Por otro lado, continuará siendo necesaria la ampliación de las bases de datos existentes sobre materiales, el desarrollo de nuevas técnicas de caracterización y sobre todo la estandarización de las mismas de forma que el empleo de las herramientas de diseño se convierta en una opción verdaderamente efectiva y universal.

MODELO NUMÉRICO PARA UN MATERIAL COMPUESTO ORTÓTROPO NO LINEAL

Castro F.[1]; Muñoz J.A.[1]; Junquera A.[1]; Beltrán F.[2]; González G.[2]

[1] IberEspacio
Gta. de Quevedo 9. 28015 Madrid. Tfno: 91-4456000. Fax: 91-4450113

[2] Principia - EQE
Velázquez 94. 28006 Madrid. Tfno: 91-4316888. Fax: 91-5751026

Resumen: La ponencia resume el trabajo llevado a cabo para simular numéricamente el comportamiento mecánico de un material compuesto caracterizado experimentalmente. Se trata de un material con una ortotropía muy marcada y que, dentro de los niveles de deformación de interés, se comporta elásticamente. La dificultad de la simulación numérica de su comportamiento estriba en que los parámetros de rigidez no son constantes, sino que varían tanto con el nivel de la deformación como con la temperatura. Como aplicación, se presenta el cálculo de la tobera de un motor cohete construida con este material.

Abstract: The paper summarizes the work carried out to simulate numerically the behaviour of a composite material characterized experimentally. It is a markedly orthotropic material, with an elastic response within the range of deformation of interest. In the numerical simulation, the main dificulty arises from the fact that the stiffness of the material is not constant, but changes both with the level of deformation and the temperature. As an application, the paper presents the analysis of the exhaust nozzle in a rocket engine manufactured with this material.

1.- INTRODUCCIÓN.

IberEspacio participa actualmente en el proyecto del lanzador europeo Ariane. En concreto, como subcontratista de la empresa francesa SEP, está realizando cálculos para evaluar mejoras en la tobera del motor de propulsión de la etapa principal.

El diseño del cuello de esta tobera incorpora una pieza de material compuesto de matriz de carbono y fibras de silicio. La respuesta tensión-deformación de este material se ha caracterizado mediante una batería de experimentos. En el rango de deformaciones de interés, se ha obtenido un comportamiento elástico no lineal, esto es, sin deformaciones no recuperables pero parámetros de rigidez variables con el nivel de deformaciones. Este hecho, unido a una marcada ortotropía y a la variación de la respuesta mecánica con la temperatura, hace que se requieran técnicas numéricas avanzadas para simular el comportamiento del material.

A propuesta de Principia, IberEspacio decidió utilizar el programa comercial ABAQUS/Standard (HKS, 1994) para realizar los cálculos de la tobera. Sin embargo, dentro de las opciones de librería del programa anterior no existe ninguna que permita representar un material elástico ortótropo no lineal. Por este motivo, Principia, en colaboración con IberEspacio, hubo de desarrollar una subrutina de usuario específica que, incluida dentro de la entrada de datos al programa, permite realizar cálculos con modelos de elementos finitos que incorporan este material compuesto.

El objetivo de la ponencia es presentar las líneas generales de la formulación codificada en la subrutina y un ejemplo de aplicación de la misma en el cálculo de la tobera.

2.- DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO.

Se trata de un material compuesto de matriz de carbono y fibras de silicio. Dentro del campo de aplicaciones objeto de interés, sólo se va a utilizar para construir piezas con simetría de revolución.

En la figura 1 se muestra de forma esquemática la disposición de las fibras en una de estas piezas. Las fibras se sitúan sobre superficies cónicas imaginarias que mantienen un mismo semiángulo cónico y que tienen el mismo eje que la pieza. Existen dos familias de fibras, cuyas direcciones en cada punto son ortogonales y están contenidas en el plano tangente a la superficie cónica que pasa por el punto.

Se genera de este modo un material ortótropo, con dos direcciones de ortotropía en la dirección de las fibras y la tercera dirección según la normal a las superficies cónicas imaginarias.

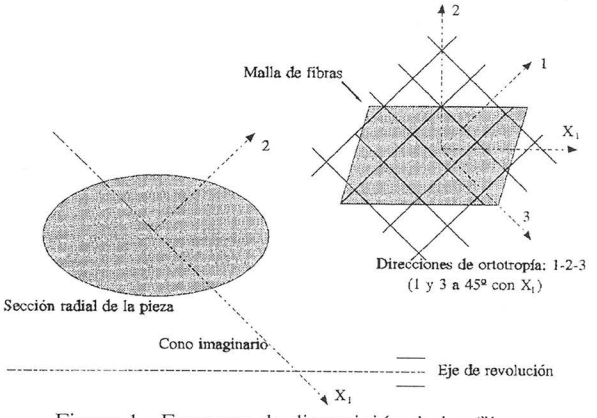


Figura 1.- Esquema de disposición de las fibras

Más que en un estudio micromecánico, la caracterización del material se ha basado en la experimentación. Mediante ensayos se han obtenido las curvas de respuesta de tensión-deformación uniaxial y de tensión-deformación transversal, según las direcciones de ortotropía, junto con los diferentes coeficientes de Poisson. Todo ello a distintas temperaturas, que varían entre 294 K y 1123 K.

También se han obtenido los coeficientes de dilatación térmica en las direcciones de ortotropía y su evolución con la temperatura.

De acuerdo con los datos suministrados al analista, a temperatura ambiente, el mó-

dulo de elasticidad inicial en la dirección de una de las familias de fibras es del orden de 20 GPa, y en la dirección normal a las dos familias de fibras, de 10 GPa.

El rango de deformaciones de interés llega hasta un nivel del 1%, para el cual los módulos de elasticidad tangentes pueden llegar a reducirse hasta en un 50% con respecto a los correspondientes a una deformación nula.

3.- PLANTEAMIENTO NUMÉRICO.

El programa ABAQUS/Standard (HKS, 1994) da al usuario la posibilidad de introducir comportamientos de material que no se pueden simular con las opciones de librería del programa. El procedimiento general consiste en elaborar una subrutina en lenguaje FORTRAN e incluirla dentro del fichero de entrada de datos asociada al material de que se trate. Los argumentos de la subrutina se definen en el manual de usuario del programa.

ABAQUS/Standard llama a la subrutina para el cálculo de las tensiones en los puntos de integración de los elementos finitos y para el cálculo de la matriz constitutiva tangente (relación incremental entre tensiones y deformaciones), necesaria para llevar a cabo el procedimiento de integración de Newton completo que emplea el programa en la resolución de las ecuaciones no lineales de equilibrio.

Los argumentos de entrada a la subrutina son, básicamente, el tensor de deformaciones actual y los incrementos de deformación, la temperatura actual y las propiedades del material definidas por el usuario en la entrada de datos. Dentro de la subrutina deben calcularse las tensiones correspondientes al nivel de deformación dado, la matriz constitutiva tangente y los incrementos de energía de deformación por unidad de volumen. Los valores anteriores salen de la subrutina como argumentos de salida y son introducidos en el esquema general de cálculo que desarrolla el programa.

La formulación escogida para calcular las tensiones en función de las deformaciones se basa en la construcción de la matriz constitutiva secante $\mathbf{S}_s$. Se ha supuesto que esta matriz tiene la misma forma que en el caso de comportamiento ortótropo lineal (Tsai y Miravete, 1988):

$$S_s = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_2 & -\nu_{13}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{21}/E_1 & 1/E_2 & -\nu_{23}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{31}/E_1 & -\nu_{32}/E_2 & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/E_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/E_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/E_6 \end{bmatrix} \quad (1)$$

pero con sus coeficientes E_{si} variables en función de la temperatura y del nivel de deformación.

Para obtener dichos coeficientes a una temperatura dada, se interpola entre los datos suministrados a diferentes temperaturas. Para cada una de estas temperaturas, se obtienen los coeficientes E_{si} (módulos secantes) entrando en las curvas de tensión-de-

formación para el valor de deformación actual ε_{ia}, obteniendo el valor de tensión correspondiente σ_{ia}, y dividiendo este último por ε_{ia}.

Para los módulos de elasticidad E_{si}, i=1,2 y 3, se ha hecho la hipótesis de que éstos son función sólo de la deformación axial en la dirección de ortotropía considerada, independientemente de la clase de estado tensional (uniaxial o multiaxial) a que esté sometido el material.

Una vez construida la matriz de flexibilidad secante $\mathbf{S}_s$, ésta se invierte para obtener la matriz de rigidez secante y las tensiones actuales se obtienen por producto de la matriz de rigidez y el vector de deformaciones actuales.

La matriz de rigidez tangente, necesaria para llevar a cabo el procedimiento de integración de Newton completo, se obtiene de forma paralela a la matriz secante, pero utilizando los módulos de elasticidad tangentes E_{ti} deducidos de las curvas tensión-deformación.

Con el planteamiento numérico anterior se consigue reproducir las curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos uniaxiales y de corte simple, únicos datos disponibles para caracterizar el comportamiento mecánico del material.

4.- EJEMPLO DE APLICACIÓN.

Se describe a continuación un problema tipo, de los resueltos utilizando la formulación descrita más arriba.

Se trata de un análisis termomecánico de la cámara de un motor de propulsión. En la figura 2 puede verse una perspectiva del modelo de elementos finitos utilizado.

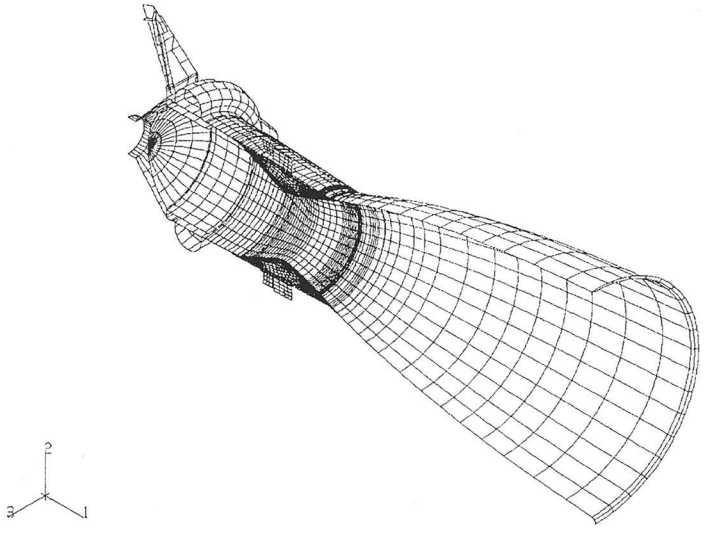


Figura 2.- Perspectiva del modelo de elementos finitos utilizado

El objetivo general de las simulaciones es mejorar el diseño del cuello de la tobera, con objeto de minimizar las posibilidades de fallo durante una misión real.

Aunque el interés del problema se centra entonces en el cuello de la tobera, que es el componente fabricado con el material compuesto, las particularidades de la interacción de éste con la cámara y la posibilidad de que, en determinados cálculos, se necesitara incluir acciones mecánicas exteriores, hicieron que se recurriera a una representación del motor completo. Sin embargo, se generó un modelo de sólo medio motor, en base a la simetría del mismo y de las cargas. Se utilizaron elementos sólidos para representar el cuello y la zona de la cámara sobre la que se apoya el cuello, mientras que para el resto del motor se emplearon elementos lámina.

El modelo permite el cambio en la orientación de las fibras de unos elementos a otros, para poder estudiar casos en los que el bobinado de las fibras sea diferente en distintas zonas del cuello.

El cálculo se realiza desde el punto de vista estático para las acciones térmicas y presiones interiores derivadas de un régimen de funcionamiento determinado. El campo de temperaturas y de presiones introducido corresponde a medidas experimentales.

El modelo incluye la simulación del contacto entre el cuello y las paredes de la cámara. Éstas tienen una deformación que no acompaña a la del cuello, lo que produce grandes presiones de contacto en algunas zonas y la aparición de huelgos en otras.

En la figura 3 se representa una deformada típica del modelo de elementos finitos. Puede apreciarse la forma trilobulada a que tiende la cámara de combustión, debida a la distribución del campo de temperaturas introducido como acción.

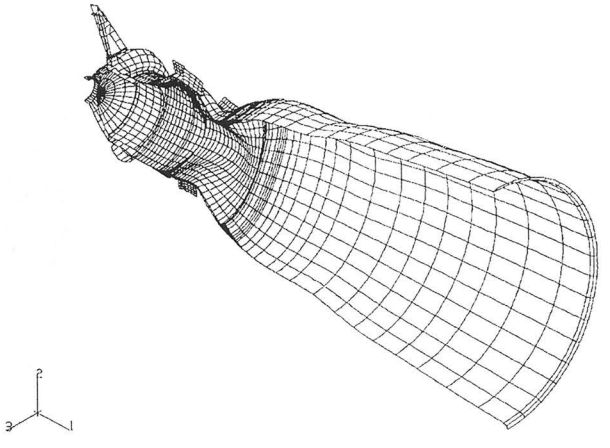


Figura 3.- Deformada típica

Finalmente, en la figura 4 puede verse una distribución típica de tensiones ortogonal a las fibras para las cargas postuladas.

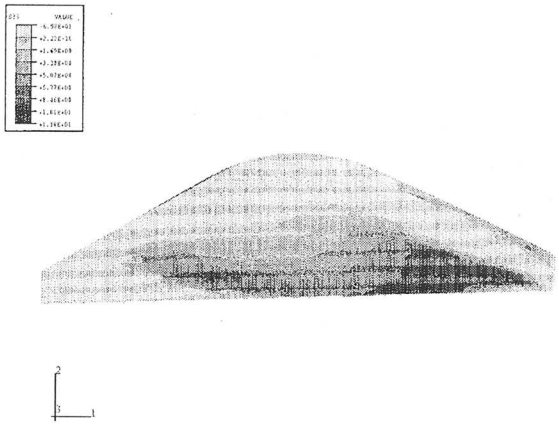


Figura 4.- Distribución de tensiones ortogonales a las fibras

5.- CONCLUSIONES.

Utilizando un programa de cálculo comercial se ha resuelto un problema que, en principio, no era posible resolver utilizando las opciones de librería. La resolución del problema ha requerido un pequeño desarrollo, la codificación de una subrutina, pero el esfuerzo invertido en éste ha sido muy inferior al que hubiera sido necesario en el caso de haber tenido que desarrollar una herramienta numérica completa. Sin contar con otros esfuerzos complementarios, como documentación, control de calidad del programa, etc.

Lo anterior prueba la conveniencia de que los programas comerciales, sobre todo aquellos pensados para cálculos avanzados o de I+D, dispongan de "ganchos" o "puertas" mediante las cuales el usuario pueda adaptar el programa a aquellas de sus necesidades que, por muy específicas, no tienen cabida dentro de las opciones de librería.

Por otro lado, como en otros casos, la simulación numérica con base en datos experimentales, aplicada a un problema concreto de diseño con materiales compuestos, ha permitido optimizar un proyecto concreto de componente mecánico.

6.- REFERENCIAS.

1.- Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., *ABAQUS/Standard User's Manual*, versión 5.4, 1994.

2.- Tsai W.T. y Miravete A., *Diseño y Análisis de Materiales Compuestos*. Ed. Reverté, 1988.

ORIENTACIÓN DE LAS FIBRAS EN FLUJOS RECIRCULANTES.

Chinesta, F.[1]; Olmos, F.[2]; Poitou, A.[3]; Torres, R.[1]

[1] Departamento de Mecánica de los Medios Continuos. E.T.S.I.I. Universidad Politécnica de Valencia. Camino Vera s/n, 46071 Valencia. Tfno: 963877673, Fax: 963877179.

[2] Universitat de Valencia.
Artes Gráficas 13, 46010 Valencia. Tfno: 963877673, Fax: 963877179.

[3] Laboratoire de Mechanique et Technologie.
ENS Cachan / CNRS / Universite Paris 6.
Avenue du President Wilson 61, 94235 Cachan cedex. Tfno: 33-1-47402176, Fax: 33-1-47402211.

Resumen: En el presente trabajo se aborda el estudio de la orientación de las fibras en el seno de un flujo recirculante, en la simulación numérica del conformado por inyección o extrusión de termoplásticos reforzados con fibras cortas.

Abstract: The present paper is concerned with the orientation of the fibers within a recirculating flow, in the numerical simulation of the conforming process of short fibers reinforced thermoplastics.

1.- INTRODUCCIÓN.

En el procesado de materiales compuestos en base a matrices termoplásticas y refuerzos de fibras cortas, aparecen en ocasiones recirculaciones en el flujo. Este es el caso de las contracciones bruscas. El cálculo de la orientación de las fibras en estos flujos resulta de interés, puesto que la disposición final de las mismas, determina las propiedades mecánicas de la pieza inyectada, y la orientación de éstas en las recirculaciones que se forman en la contracción de extrusor, determina la estabilidad del perfil extruido.

En este artículo presentaremos el modelo matemático que gobierna el flujo de un termoplástico reforzado con fibras cortas, así como la estrategia de discretización de cara a su simulación numérica.

Dado que las ecuaciones que rigen la orientación de las fibras en un flujo resultan hiperbólicas, siendo sus características las trayectorias del flujo, se comprende la problemática asociada a los flujos estacionarios recirculantes.

Cuando el flujo recirculante es analizado en régimen transitorio el problema desaparece, puesto que la integración se lleva a cabo sobre la trayectoria desde la condición inicial. Por contra, al analizar el problema estacionario, no se dispone de condiciones de contorno que nos permitan iniciar el proceso de integración. En este caso, la

única condición lícita a imponer es la periodicidad de la orientación sobre las características que se cierran sobre sí mismas. Analizaremos diversos regímenes de flujo recirculante, mostrando que en el caso estacionario pueden presentarse multiples soluciones en orientación, algunas de las cuales resultan inestables.

Se abordará únicamente el caso bidimensional, aplicable directamente a los problemas axisimétricos, así como al caso de geometrías de tipo placa, previa introducción de las adecuadas hipótesis cinemática y estática.

2.- MODELO DE FLUJO.

Las ecuaciones en derivadas parciales que rigen el flujo de un termoplástico reforzado con fibras cortas, son las siguientes:

* Ecuación de equilibrio:

$$\mathrm{Div}\ \underline{\underline{\sigma}} = \underline{0} \tag{1}$$

* Incompresibilidad del flujo:

$$\mathrm{Div}\ \underline{v} = 0 \tag{2}$$

* Ley de comportamiento:

$$\underline{\underline{\sigma}} = -p\underline{\underline{I}} + 2\mu \left\{ \underline{\underline{d}} + N_p\, \mathrm{Tr}(\underline{\underline{a}}\ \underline{\underline{d}})\ \underline{\underline{a}} \right\} \tag{3}$$

donde μ es la viscosidad equivalente de la suspensión, $\underline{\underline{d}}$ el tensor de velocidades de deformación, N_p una constante que depende de la concentración de fibras y del ratio de aspecto de las mismas, supuestas elipsoidales, alargadas y rígidas; y $\underline{\underline{a}}$ es el tensor simétrico de orientaciones, cuyos autovalores nos indican la probabilidad de encontrar las fibras según la dirección de los correspondientes autovectores, de donde se desprende inmediatamente la relación $\mathrm{Tr}(\underline{\underline{a}}) = 1$.

* Ecuación de orientación:

Acabamos de ver que la orientación de las fibras afecta a la cinemática del flujo a través de la ley de comportamiento. Pero también es cierto que es la cinemática del flujo la que determina el proceso de orientación de las fibras. Este proceso se modeliza por medio de la ecuación

$$\frac{d\underline{\underline{a}}}{dt} = \mathrm{Grad}\underline{v}\ \underline{\underline{a}} + \underline{\underline{a}}\ (\mathrm{Grad}\underline{v})^T - 2\mathrm{Tr}(\underline{\underline{a}}\ \underline{\underline{d}})\ \underline{\underline{a}} \tag{4}$$

que representa una ecuación tensorial, hiperbólica, no lineal, con las componentes del tensor de orientaciones como incognitas, estando éstas acopladas en las ecuaciones escalares derivadas de (4).

Así, las características asociadas a esta ecuación, resultan en coordenadas cartesianas

$$\frac{dt}{1} = \frac{dx}{v_x} = \frac{dy}{v_y} \tag{5}$$

Introduciendo la derivada convectiva de Oldroyd, la ecuación (4) se reescribe

$$\frac{\delta \underline{\underline{a}}}{\delta t} = -2\mathrm{Tr}(\underline{\underline{a}}\ \underline{\underline{d}})\ \underline{\underline{a}} \tag{6}$$

Supuesto conocido el campo tensorial de orientaciones $\underline{\underline{a}}$, las ecuaciones (1), (2) y

(3) definen un problema de Stokes anisótropo. Las condiciones de contorno a imponer son, como es habitual en este tipo de problemas, bien la velocidad o bien el esfuerzo normal sobre todo el contorno del dominio de definición del problema.

Del mismo modo, para un campo de velocidad $\underline{v}$ conocido, la ecuación (4) representa una ecuación hiperbólica, que precisará para su integración una condición inicial y/o una condición de contorno sobre la parte del mismo por la que el flujo penetra en el dominio.

3.- DISCRETIZACIÓN DEL MODELO CONTINUO.

El problema inicialmente acoplado se desacopla dentro de un esquema de punto fijo, donde las etapas de la iteración son:

* Dado $\underline{\underline{a}}^{\circ}$ o conocido $\underline{\underline{a}}^{i-1}$,

Resolver el problema de Stokes anisótropo obteniendo p^i y $\underline{v}^i$,

* Con p^i y $\underline{v}^i$ calculados en la etapa anterior,

Integrar la ecuación de orientación obteniendo $\underline{\underline{a}}^i$.

* Si $|| \underline{\underline{a}}^i - \underline{\underline{a}}^{i-1} || < \varepsilon$, $|| \underline{v}^i - \underline{v}^{i-1} || < \varepsilon$ y $|| p^i - p^{i-1} || < \varepsilon$, acabar.

Para discretizar la ecuación de Stokes se ha utilizado el método de los elementos finitos con una aproximación cuadrática en velocidad y lineal en presión. La restricción de incompresibilidad se ha introducido a través de la técnica del lagrangiano aumentado.

La discretización de la ecuación de orientación se lleva a cabo, bien mediante la técnica de las características, integrando para cada punto sobre la trayectoria, según

$$\left.\begin{aligned} \frac{dt}{1} &= \frac{dx}{v_x} = \frac{dy}{v_y} = \frac{d\underline{\underline{a}}}{\underline{\underline{c}}} \\ \underline{\underline{c}} &= \mathrm{Grad}\underline{v}\ \underline{\underline{a}} + \underline{\underline{a}}\ (\mathrm{Grad}\underline{v})^T - 2\mathrm{Tr}(\underline{\underline{a}}\ \underline{\underline{d}})\ \underline{\underline{a}} \end{aligned}\right\} \qquad (7)$$

a partir de la condición inicial o de contorno; o bien mediante el método de los elementos finitos con formulación SUPG, tratando la no linealidad mediante una técnica de Newton-Raphson.

4.- FLUJOS ESTACIONARIOS RECIRCULANTES.

En presencia de un régimen estacionario con flujo recirculante, la modelización de la orientación se torna delicada. Para este régimen las características resultan ser las lineas de corriente del flujo, como se pone de manifiesto en la ecuación (5), y estas se cierran sobre sí mismas. De este modo, no se dispone de una condición de contorno para iniciar el proceso de integración. Asimismo, puesto que la orientación en un punto no depende de la orientación de los puntos situados fuera de su linea de corriente, la posible existencia de un contorno material para nada influirá en la orientación de éste. En estas circunstancias la única condición lícita a imponer es la periodicidad.

Es sabido que una solución local de la ecuación de orientación es el alineamiento local, según el cual las fibras se orientan el la dirección del flujo

$$\underline{\underline{a}} = \frac{\underline{v}\ \underline{v}^T}{\underline{v}^T \underline{v}}$$

y ésta será solución del problema sí y solo sí las condiciones iniciales y de contorno son compatibles con ella. Otra cuestión bien distinta es la referente a la estabilidad, puesto

que en determinados regímenes, por ejemplo los divergentes, el alineamiento local es una solución inestable.

Efectivamente en los flujos recirculantes estacionarios, el alineamiento local será siempre solución, puesto que la condición de periodicidad, única condición requerida. es satisfecha.

La siguiente cuestión será responder a las preguntas de si existen más soluciones periódicas, y en caso afirmativo, si éstas son estables.

5.- INTEGRACIÓN SOBRE UNA LÍNEA DE CORRIENTE.

5.1.- Estrategia numérica.

Dado el carácter hiperbólico de las ecuaciones de orientación, y estando las características dadas por las líneas de corriente del flujo, la integración se llevará a cabo según la ecuación (7).

Se considerará el campo de velocidades dado de forma analítica a través de una función de corriente Ψ, o bien obtenido a partir de la resolución del problema de Stokes en la variable función de corriente.

Para la integración partimos de un punto $\underline{x}_p$, supuesta una orientación en el mismo dada por el tensor $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$. La integración se lleva a cabo sobre la característica hasta que se retorna al punto de partida. En la integración se hace uso de un esquema de Runge-Kutta de cuarto orden, y para el avance sobre la línea de corriente ($\Psi = k = cte$) se utiliza un esquema predictor-corrector. Cuando se completa la vuelta se llega con una orientación $\underline{\underline{a}}_{p}$, distinta, en general, de la orientación de partida supuesta $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$. Dos son las estrategias de recorrección utilizadas para estimar la nueva orientación inicial $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$.

Estrategia A. La recorrección de la orientación inicial se lleva a cabo por una técnica de Newton-Raphson, construyendo numéricamente la matriz tangente a partir de la perturbación de las entradas del tensor de orientación inicial $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$. Esta estrategia puede entenderse como la busqueda de periodicidad empleando un método de tiro con recorrección de Newton-Raphson.

Estrategia B. La otra estrategia consiste en recorregir en la iteración k según $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{pk} = \underline{\underline{a}}^{l}_{k-1}$. Esta estrategia no es otra cosa que la resolución del problema transitorio a partir de la condición inicial $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$. Esta estrategia nos permitirá únicamente obtener aquellas soluciones periódicas que además sean estables, mientras que por el contrario, la primera estrategia, no está a priori limitada.

5.2.- Flujo circunferencial sin velocidad de deformación.

Este flujo se caracteriza por poseer líneas de corriente circulares y un tensor de velocidades de deformación nulo.

La cinemática del flujo está dada por:

$$\left.\begin{aligned} \Psi &= -\tfrac{1}{2}\,(x^2 + y^2) \\ v_x &= -y \\ v_y &= x \end{aligned}\right\}$$

Ambas estrategias nos permiten afirmar, de acuerdo a lo que a priori cabe esperar, que cualquier solución $\underline{\underline{a}}^{\circ}_{p}$ es válida, puesto que una rotación de sólido rígido no modifica la orientación respecto a un referencial móvil solidario con el flujo, como se desprende de la ecuación (6).

5.3.- Flujo circunferencial general.

Abordamos en este caso el flujo caracterizado por líneas de corriente circulares, pero en el que el tensor de velocidades de deformación no es nulo.

La cinemática considerada está dada por

$$\left.\begin{array}{rcl} \Psi & = & -k\, r^n \quad con \quad n \neq 2 \\ v_r & = & \frac{1}{r}\frac{\partial \Psi}{\partial \varphi} = 0 \\ v_\varphi & = & -\frac{\partial \Psi}{\partial r} = knr^{n-1} \end{array}\right\}$$

La única solución encontrada (en una experimentación limitada) es el alineamiento local, sin que existan motivos de carácter físico para esperar que se presenten otras soluciones.

5.4.- Flujos recirculantes no circulares.

En general con trayectorias no circulares y tensores de velocidades de deformación no nulos, es difícil intuir el comportamiento físico. Así, una partícula en su recorrido tendrá una tendencia a acercarse o a alejarse del alineamiento local, tendencia ésta que depende del flujo y de la propia orientación de la fibra respecto al flujo.

Se han ensayado flujos definidos por

$$\left.\begin{array}{rcl} \Psi & = & r\,(A + \cos\varphi) \\ v_r & = & -\sin\varphi \\ v_\varphi & = & -(A + \cos\varphi) \end{array}\right\}$$

habiéndose obtenido el alineamiento local como única solución.

Cabría ahora plantearse, guiados por un paralelismo con los flujos circunferenciales, el análisis de flujos en los que las fibras tardasen el mismo tiempo en completar una revolución con independencia de la línea de corriente sobre la que se encontrasen. Para seleccionar la función de corriente apropiada se parte de la expresión del tiempo empleado para efectuar una rotación completa Δt.

$$\Delta t = \int_0^{2\pi} \frac{r\, d\varphi}{v_\varphi} = \int_0^{2\pi} \frac{r}{-\frac{\partial \Psi}{\partial r}}\, d\varphi$$

y tomamos de forma que se verifique $-\frac{\partial \Psi}{\partial r} = r\, f(\varphi)$

Tomando la función de corriente $\Psi = -\frac{r^2}{2}(2 + \cos\varphi)$, la estrategia A nos ha permitido encontrar las siguientes soluciones periódicas en $\varphi = 0$:

$$\underline{\underline{a}}^1 = \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix};\quad \underline{\underline{a}}^2 = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix};\quad \underline{\underline{a}}^3 = \begin{pmatrix} 0.16 & 0.25 \\ 0.25 & 0.84 \end{pmatrix};\quad \underline{\underline{a}}^4 = \begin{pmatrix} 0.05 & 0.23 \\ 0.23 & 0.95 \end{pmatrix}$$

Mientras que la estrategia B nos a permitido comprobar que de las anteriores soluciones, solo son estables $\underline{\underline{a}}^1$ y $\underline{\underline{a}}^4$.

5.5.- Flujo de Stokes.

Cuando se aborda el problema de orientación sobre un flujo caracterizado por una función de corriente obtenida de la resolución del problema de Stokes

$$\left.\begin{array}{c} \nabla p = \mu\, \Delta \underline{v} \quad en\ ]0,1[\times]0,1[\\ \underline{v} = \underline{0} \quad en\ x = 0,\ x = 1\ e\ y = 0 \\ \underline{v}^T = (-U,\ 0) \quad en\ y = 1 \end{array}\right\}$$

podemos verificar que el alineamiento local es solución. Por contra se comprueba, que al perturbar el alineamiento local

$$\underline{\underline{a}} = \frac{\underline{v}\,\underline{v}^T}{\underline{v}^T\underline{v}} + \underline{\underline{\epsilon}}$$

la perturbación no desaparece con el tiempo.

Asimismo se ha puesto en evidencia que este tipo de flujos presenta zonas donde el flujo tiende a orientar las fibras en la dirección de la corriente, mientras que en otras ocurre exactamente lo contrario. Esta tendencia es además función de la propia orientación de las fibras.

6.- INTEGRACIÓN EN EL DOMINIO.

La integración sobre el conjunto del dominio de definición del problema resulta más eficiente desde el punto de vista de la simulación numérica del problema acoplado (cinemática-orientación) en geometrías arbitrarias.

Nos vamos a interesar en este punto por los flujos que presentan soluciones conocidas a fin de poder evaluar la bondad del esquema de discretización. Así, procederemos con flujos circunferenciales con y sin velocidad de deformación.

Cuando un flujo circunferencial con velocidad de deformación es analizado, utilizando coordenadas cilíndricas, en el dominio $[r_0,R] \times [0,2\pi]$ con $r_0 > 0$, se obtiene el alineamiento local como solución, como se obtuvo por el método de las características. Cuando el problema es abordado en coordenadas cartesianas, y el dominio contiene el centro de rotación, el alineamiento local, que se muestra en la figura 1, no es aceptado como solución, obteniendo por contra la solución mostrada en la figura 2.

Asimismo, aún en el caso de operar con un flujo animado de una rotación de sólido rígido, el alineamiento local no es aceptado, y de mantener sobre el contorno el alineamiento local, la solución que se obtiene resulta la mostrada en la figura 3.

Estos resultados pueden ser explicados a partir de la singularidad introducida por el centro de rotación, que al carecer de velocidad, la modelización continua deja de ser aplicable.

Supongamos el flujo sin velocidad de deformación $v_x = -y$ y $v_y = x$. Obteniendo las expresiones del tensor gradiente de velocidades y del tensor de velocidades de deformación, y sustituyendo en la ecuación (4), resulta en el límite sobre el centro de rotación, que las componentes diferenciales de la orientación desaparecen, quedando un sistema algebraico en las componentes del tensor de orientaciones, de donde resulta

$$\underline{\underline{a}}_{CR} = \begin{pmatrix} 0.5 & 0 \\ 0 & 0.5 \end{pmatrix}$$

Esto explica la solución mostrada en la figura 3. Esta, verifica el alineamiento en el contorno, el azar sobre el centro de rotación, y soluciones intermedias entre ambas que no sufren variaciones respecto al flujo.

Si ahora consideramos el flujo cuya solución se muestra en la figura 2, cuyo campo de velocidades es $v_x = -y(x^2 + y^2)$ y $v_y = x(x^2 + y^2)$, obtenemos la expresión del tensor gradiente de velocidad y del tensor de velocidades de deformación, sustituimos en la ecuación (4), dividimos ambos miembros por $x^2 + y^2$ y consideramos el límite al acercarnos al centro de rotación, resulta un sistema algebraico en las componentes del tensor

Figura 1: Alineamiento local.

Figura 2: Orientación en un flujo circunferencial orientante.

de orientaciones, función de la recta según la cual nos acerquemos a él, por lo que la orientación en este punto no queda definida.

En este caso, al contrario que en el caso con velocidad de deformación nula, el carácter orientante del flujo aisla la singularidad, y hace que sus efectos solo se manifiesten en una vecindad del centro de rotación.

6.-CONCLUSIONES.

Se ha puesto de manifiesto que aunque el alineamiento local de las fibras en el flujo verifica localmente las ecuaciones de orientación, y en los flujos recirculantes es siempre una solución del problema, ésta puede no ser única y en algunas circunstancias inestable.

En la discretización global del problema, la utilización de una formulación SUPG ha sido decisiva en la convergencia del método, frente a una formulación Galerkin.

Asimismo se ha mostrado que el alineamiento local no es aceptado como solución

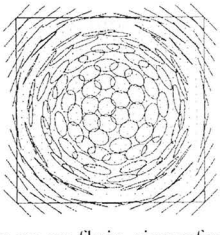


Figure 3: Orientación en un flujo circunferencial no orientante.

por el esquema de discretización utilizado cuando el centro de rotación es interior al dominio de definición del problema. En este caso, la singularidad introducida por su presencia es aislada si el flujo tiene en su vecindad carácter orientante, pero por contra, en el caso de que el flujo tenga un carácter poco orientante alrededor del centro de rotación, el efecto de la singularidad podría extenderse por continuidad a esta zona.

7.- REFERENCIAS.

1.- Batchelor. *The stress system in a suspension of force-free particles.* Journal Fluid Mechanics. 41 (3), pp. 545-570, 1970.

2.- Chinesta, F., Poitou, A., Olmos, F. y Torres, R. *Numerical simulation of reinforced thermoplastic flow in plane molds.* Finite Elements in Fluids. CIMNE/Pineridge Press, pp. 1178-1187, 1993.

3.- Poitou, A., Chinesta, F. y Torres, R. *Numerical prediction of flow induced orientation in anisotropic suspensions. Application to injection molding of fibers reinforced thermoplastics.* Journal of Materials Processing Technology. 32, pp. 429-438,1992.

4.- Poitou, A., Chinesta, F. y Olmos, F. *Statistical modelling for the flow of short fiber composites.* Probabilities and Materials. NATO Series. Vol 269, 1994.

5.- Poitou, A., Chinesta, F. y Olmos, F. *Modelisation numerique de l'extrusion de composites fibres courtes.* Actes du 2 colloque national en calcul des estructures. 1995.

DETERMINACIÓN DE FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN PROBLEMAS CON CIERRE DE GRIETA EN MATERIALES ORTÓTROPOS MEDIANTE EL M.E.C.

Gracia L.; Doblaré M.
Dpto. Ingeniería Mecánica. Centro Politécnico Superior. Universidad de Zaragoza.
C/ María de Luna 3. 50015 Zaragoza. Tfno: 976-761912. Fax: 976- 761861

Resumen: Se presenta en este trabajo la aplicación del M.E.C. a la determinación de factores de intensidad de tensiones en problemas con cierre de grieta en materiales ortótropos. El programa incluye elementos singulares que, junto a un proceso de subregionalización, permiten reproducir el estado tensional de borde de grieta y con ello la determinación del F.I.T. La introducción del contacto entre labios de grieta permite así mismo la obtención del F.I.T. equivalente en problemas con cierre de grieta.

Abstract: The application of the BEM to the computation of the stress intensity factors in crack closure problems in orthotropic materials is the aim of this paper. The computer program includes quarter-point-traction-singular elements which, together with a multidomain approach, allows the computation of the stress distribution around the crack edge and with that the obtention of the S.I.F. The introduction of the analysis of the contact between the crack lips also allows the obtention of the equivalent S.I.F.s in crack closure problems.

1.- INTRODUCCIÓN

La utilización creciente de materiales compuestos y la aparición de fenómenos de fractura y daño en este tipo de materiales ha hecho por un lado que aparezca el interés de la extensión de bien conocidos métodos de Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) a materiales anisótropos [1], así como la consideración de esquemas de daño nuevos como la separación fibra-matriz, la delaminación o los efectos de borde [2]. En este artículo se sigue la primera línea aún a sabiendas que los resultados que de ella se obtengan tienen un valor cualitativo y son aplicables tan sólo a casos de fractura macroscópica (al margen, por tanto, de resultados previos de micromecánica).

De cualquier forma, se considera que estudios como el presente de extensión de la problemática clásica de MFEL a materiales ortótropos, especialmente en problemas como la determinación de F.I.T.s equivalentes en problemas con cierre de grieta o el seguimiento de procesos de propagación, son de gran interés a la hora de contrastar con resultados análogos en materiales isótropos y con ello derivar consecuencias respecto del comportamiento macromecánico de ambos tipos de materiales en problemas con daño inducido como es la aparición de una grieta. En este sentido, en materiales isótropos, el mayor

esfuerzo de la MFEL ha ido encaminado a problemas de propagación en un solo modo, mientras que en materiales anisótropos la consideración de la aparición de modos de fractura mixtos es determinante debido a la influencia del ángulo formado por las direcciones principales de ortotropía con la dirección de la grieta y la carga aplicada.

Referente a la descripción del comportamiento de materiales ortótropos existen textos clásicos en el tema como [3], mientras que en el contexto específico de la MFEL podemos citar a [4] y [5] entre otros. La expresión del campo tensional en el entorno de un borde de grieta de un material ortótropo puede encontrarse por ejemplo en [6] con bibliografía adicional. En la MFEL, el parámetro más utilizado para la determinación del carácter estable o inestable de un proceso de carga monótono es el factor de intensidad de tensiones. Existen textos enteros dedicados a presentar valores de este parámetro en distintas situaciones [7], pero salvo casos muy simples en los que es posible encontrar expresiones analíticas del F.I.T., se hace necesaria la aplicación de métodos numéricos para la evaluación del mismo. El M.E.F. ha sido aplicado con profusión al caso de materiales isótropos y algo menos al caso de ortótropos [8][9]. Sin embargo se han hecho cada vez más evidentes las ventajas del M.E.C. en problemas con singularidades. Una extensa revisión sobre los resultados conseguidos por este método en este campo puede encontrarse en [10] con múltiples referencias adicionales.

El objetivo de la primera parte de este trabajo es la determinación de F.I.T.s en materiales ortótropos mediante el M.E.C. Así mismo se realiza una breve revisión de los conceptos de la teoría de propagación de grietas en este tipo de materiales. El segundo objetivo es la determinación del F.I.T. equivalente en problemas planos con cierre de grieta. Para ello es necesaria la solución de un problema de contacto entre dos materiales iguales ortótropos.

2.- DETERMINACIÓN DE F.I.T.s EN PROBLEMAS CON CIERRE DE GRIETA EN MATERIALES ORTÓTROPOS

Es sabido que la relación de comportamiento de un material ortótropo en tensión plana puede expresarse como

$$\begin{bmatrix}\sigma_x\\ \sigma_y\\ \tau_{xy}\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}A_{11} & A_{12} & 0\\ A_{12} & A_{22} & 0\\ 0 & 0 & A_{33}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon_x\\ \varepsilon_y\\ \gamma_{xy}\end{bmatrix}\qquad\begin{bmatrix}\varepsilon_x\\ \varepsilon_y\\ \gamma_{xy}\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}B_{11} & B_{12} & 0\\ B_{12} & B_{22} & 0\\ 0 & 0 & B_{33}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\sigma_x\\ \sigma_y\\ \tau_{xy}\end{bmatrix}\qquad (1)$$

con los coeficientes A_{ij}

$$A_{11}=\frac{E_x}{1-\nu_x\nu_y}\qquad A_{12}=\frac{\nu_y E_x}{1-\nu_x\nu_y}\qquad A_{22}=\frac{E_y}{1-\nu_x\nu_y}\qquad A_{33}=G_{xy}\qquad (2)$$

que cumplen además

$$\nu_x E_y=\nu_y E_x\qquad \frac{1}{G}=\frac{4}{E_{45}}-\frac{1-2\nu_x}{E_x}-\frac{1}{E_y}\qquad (3)$$

con E_{45} el módulo de tracción a 45° de los ejes principales de ortotropía x, y. Los coeficientes B_{ij} pueden obtenerse fácilmente a partir de los anteriores. A partir de ello, la expresión del campo de tensiones en el entorno del extremo de una grieta para el caso anisótropo

general puede encontrarse por ejemplo en [6] y para el caso de carga simétrica y antisimétrica respecto del plano de la grieta, en [6] ó [13]. La reducción al caso ortótropo queda como:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{s_1 s_2}{(s_1 - s_2)} \frac{s_2}{\Psi_2^{1/2}} - \frac{s_1}{\Psi_1^{1/2}}\right] + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{1}{(s_1 - s_2)} \frac{s_2^2}{\Psi_2^{1/2}} - \frac{s_1^2}{\Psi_1^{1/2}}\right]$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{1}{(s_1 - s_2)} \frac{s_1}{\Psi_2^{1/2}} - \frac{s_2}{\Psi_1^{1/2}}\right] + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{1}{(s_1 - s_2)} \frac{1}{\Psi_2^{1/2}} - \frac{1}{\Psi_1^{1/2}}\right] \quad (4)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{s_1 s_2}{(s_1 - s_2)} \frac{s_2}{\Psi_1^{1/2}} - \frac{1}{\Psi_2^{1/2}}\right] + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \mathrm{Re}\left[\frac{1}{(s_1 - s_2)} \frac{s_1}{\Psi_2^{1/2}} - \frac{s_2}{\Psi_1^{1/2}}\right]$$

con $\Psi_i = \cos\theta + s_i \operatorname{sen}\theta$ y r, θ se definen en la Figura 1 y s_i las raíces de la ecuación característica del material

$$B_{11}s^4 + (2B_{12} + B_{33})\, s^2 + B_{22} = 0 \quad (5)$$

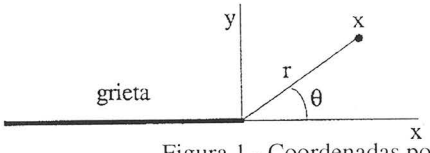


Figura 1.- Coordenadas polares en extremo de grieta.

Se observa pues que, al igual que el caso isótropo, la singularidad es de orden -1/2 y que los parámetros que determinan la amplitud de esta singularidad son de nuevo los factores de intensidad de tensiones en modo I y II respectivamente. Es de resaltar que en las expresiones (4) se supone que el plano de grieta coincide con el plano xz de ortotropía. En caso de que la grieta formase un ángulo con el eje x, habría que modificar las constantes B_{ij} a los nuevos ejes de la grieta y trabajar con ellos con lo que ahora los elementos B_{13} y B_{23} de la matriz de flexibilidad no serían nulos y la ecuación (4) se modificaría, pasando a la forma general para materiales anisótropos [6]. En definitiva se observa que el orden de la singularidad es el mismo que en el caso isótropo, pero la tensión y la distribución espacial se encuentra controlada no sólo por los FITs, sino también por las propiedades del material y el ángulo de la grieta con los ejes de ortotropía.

En cuanto a la tenacidad a fractura, también es muy conocido [13] que es necesario más de un parámetro para caracterizar a un material anisótropo, al contrario que un isótropo. En caso de ortotropía todavía es necesario más de un parámetro, pero este número puede reducirse a tan sólo dos, K^1_{Ic} y K^2_{Ic} si se asume que la tenacidad a fractura tiene un carácter tensorial, de forma que la tenacidad en cualquier dirección β (Figura 2) puede expresarse en función de las dos tenacidades princinales como

$$K^{\beta}_{Ic} = K^1_{Ic} \cos^2\beta + K^2_{Ic} \operatorname{sen}^2\beta \quad (6)$$

En definitiva, desde el punto de vista de la MFEL y en las condiciones de utilización de la tenacidad a fractura como parámetro de caracterización de las condiciones tensionales en borde de grieta, el cálculo del F.I.T. es el apartado siguiente a considerar, siendo múltiples los métodos que existen para su determinación. Una revisión de los mismos para el caso de elementos de contorno puede encontrarse en [14].

Recordando la definición de factor de intensidad de tensiones para un caso de modo I, por ejemplo, puede obtenerse de forma inmediata de la expresión (4) como

$$K_I = \lim_{r \to 0} \sigma_y \sqrt{2 \pi r} \qquad (8)$$

Para la obtención de K, en este trabajo se ha utilizado el M.E.C. [11] con elementos que incorporan en la distribución de desplazamientos y tensiones de carácter inherente al tipo de singularidad que aparece en el borde de la grieta [14] y condiciones de contacto. Una presentación más detallada puede verse en [12] por ejemplo.

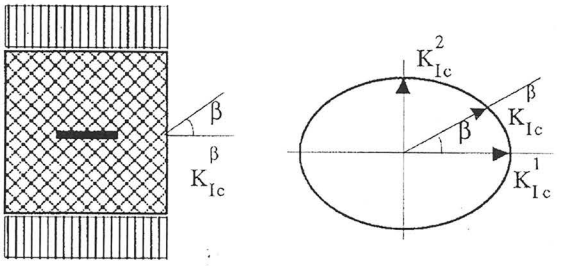


Figura 2.- Tenacidad a fractura en una dirección cualquiera.

Un primer ejemplo corresponde a una placa con doble grieta en los extremos, tal como se muestra en la Figura 3. Los ejes de ortotropía en este caso forman un ángulo de 45° con la dirección de la grieta por lo que, aunque la carga es simétrica respecto a la grieta aparece un modo mixto de fractura. Resultados para un material de características

$$E_1 = 25000 \qquad E_2 = 1750 \qquad G_{12} = 750 \qquad \nu_{12} = 0.27 \qquad K_\infty = \sigma\sqrt{\pi a}$$

y distintas longitudes de grieta en se muestran en la Tabla II y en la Figura 4. Se comparan con los obtenidos por Boone et al. [15] mediante elementos finitos para una de ellas. El valor a corresponde a la longitud de cada una de las grietas, L a la longitud del elemento singular utilizado, mientras que t_I y t_{II} son los valores obtenidos en el programa para el extremo de cada una de las grietas para las direcciones normal y tangencial respectivamente tales que multiplicadas por $\sqrt{2\pi L}$ definen los factores de intensidad de tensiones correspondientes. Es de resaltar la buena concordancia entre ambos con una discretización mucho más simple en el caso presente que la utilizada en [15]. Así mismo se corroboran los resultados de Boone que en su artículo presentaban algunas discrepancias con los presentados previamente por Atluri et al. [8].

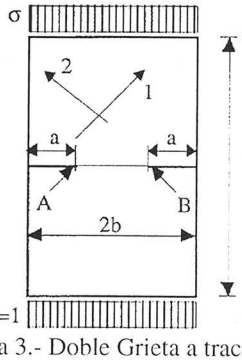


Figura 3.- Doble Grieta a tracción.

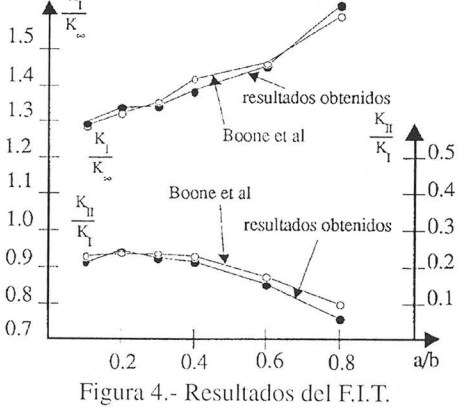


Figura 4.- Resultados del F.I.T.

El segundo ejemplo se refiere al estudio del contacto entre labios de una grieta central en una sección sometida a flexión simple. La Fig. 5 muestra el modelo presentado y la Tabla II los resultados del caso de longitud de grieta a = 0.3. F es el factor de intensidad de tensiones norrnalizado $F = K_I/\sigma_0 \sqrt{\pi a^*}$, con a^* la longitud efectiva (longitud abierta) de la grieta y μ el coeficiente de rozamiento.

a	L	t_I	t_{II}	K_I	K_I/K_∞	K_{II}/K_I	K_I/K_∞ (Boone)	K_{II}/K_I
0.1	0.05	1.296 1.305	0.272 0.258	0.726 0.73	1.296 1.305	0.21 0.198	1.291	0.24
0.2	0.05	1.872 1.918	0.485 0.502	1.041 1.075	1.323 1.356	0.259 0.262	1.291	0.24
0.2	0.1	1.330 1.361	0.350 0.359	1.054 1.079	1.330 1.361	0.263 0.263	1.3175	0.25
0.3	0.1	1.623 1.617	0.383 0.376	1.289 1.282	1.326 1.320	0.236 0.233	1.35	0.245
0.4	0.1	1.960 1.960	0.444 0.440	1.554 1.554	1.386 1.386	0.227 0.227	1.416	0.24
0.6	0.1	2.524 2.512	0.415 0.407	2.000 1.991	1.457 1.450	0.164 0.162	1.464	0.18
0.8	0.05	4.588 4.736	0.183 0.263	2.571 2.655	1.622 1.674	0.04 0.055	1.589	0.09

Tabla I.- F.I.T.s para el problema de doble grieta a tracción

Es de resaltar que la longitud de cierre que se ha considerado ha sido la correspondiente al punto central del elemento en el cual se produce el cierre, y no difiere sustancialmente para ninguno de los casos aquí incluidos oscilando alrededor del valor $a^*= 0.2047$ mostrado en la Tabla II. Tampoco se alteran demasiado los factores de intensidad de tensiones para distintos materiales a pesar de la fuerte relación de módulos elásticos en el ortótropo, mientras que sí es decisivo el coeficiente de rozamiento a la hora de determinar los factores de intensidad de tensiones en modo II, como era previsible.

3. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se demuestra la importancia, ya conocida del ángulo formado por los ejes principales de ortotropía y la dirección de la grieta, tanto en el valor del F.I.T.s como en el ángulo de crecimiento de la misma. Obviamente, la disposición de las láminas en los laminados de materiales compuestos es decisiva, desde el punto de vista macroscópico en la aparición y propagación de grietas inducidas por cargas exteriores, siempre suponiendo la validez cualitativa del F.I.T. y la tenacidad a fractura como valores que determinan el avance de grietas en láminas de este tipo de materiales.

La aparición de cargas que den lugar al cierre de grietas modifica el valor del F.I.T.s de acuerdo con la longitud equivalente de grieta y la fricción entre labios, sobre todo en este último caso en lo que se refiere al valor de K_{II} lo que, en materiales ortótropos, es decisivo a la hora de diagnosticar el posible crecimiento de grieta y la dirección del mismo. Sin embargo, los efectos de fricción son, como era de esperar irrelevantes a la hora de considerar el valor de K_I y de la longitud equivalente de grieta. Ello es especialmente importante en problemas de flexión lo que, en laminados ortótropos correspondería a grietas en la dirección del espesor.

μ	F_I^A	F_{II}^A	F_{II}^B
0. (is)	0.3423	0.2065	0.2065
0. (or)	0.3451	0.2035	0.2035
0.4 (is)	0.3424	0.1945	0.0845
0.4 (or)	0.3451	0.1942	0.0822

Tabla II.- Longitud de grieta a = 0.3.
Longitud reducida a*=0.2047

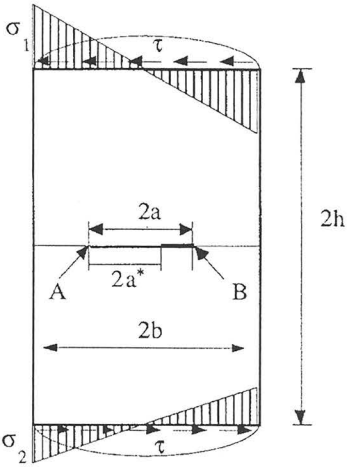


Figura 5.- Grieta central sometida a flexión simple.

4.- REFERENCIAS

1.- Williams, J.G. & Birch, M.W., *Mixed Mode Fracture in Anisotropic Media, Cracks and Fract.*, **ASTM STP 601**, pp 125-137, 1976.

2.- del Caño, J.C. *Estudio Micromecánico del Problema de Despegue Fibra-Matriz en Materiales Compuestos mediante el M.E.C.* Tesis Doctoral. Univ. de Valladolid, Septiembre 1995.

3.- Lekhnitskii, S.G. *Theory of Elasticity of an Anisotropic Body*, Holden Day, 1963.

4.- Erdogan, F., *Crack Propagation Theories, Fracture II* (Ed. H. Liebowitz), pp 498-592, Ed. Academic Press, 1969.

5.- Herakovich, C.T., *Fracture of Fibrous Composites, AMD, ASME*, **74**, 1986.

6.- Ladopouos, E.G., *On the Solution o Two-Dimensional Problem of a Plane Crack of Arbitrary Shape in an Anisotropic Material, Eng. Fract. Mech.*, **28**, pp 187195, 1987.

7.- Rooke, D.P. & Cartwright, D.J., *Compendium of Stress Intensity Factors*, Ed. HMSO, 1973.

8.- Atluri, S.N., Kobayashi, A.S. & Nakagaki, M., *A Finite Element Program for Fracture Analysis of Composite Materials, Fracture Mechanics of Composites*, **ASTM STP 593**, 1975.

9.- Saouma, V.E., Ayari, M.L. & Leavell, D.A., *Mixed Model Crack Programation in Homogenous Anisotropic Solids, Eng. Fract. Mech.*, **27**, pp 171-184, 1987.

10.- Smith, R.N.L., *From Rags to Riches?-Development in the B.E.M. for the Solution of Elastic Fracture Problems, B.E.M. X*, pp 155-176, (Ed. C.A. Brebbia), Ed. Springer Verlag, 1988.

11.- Brebbia, C.A. & Domínguez, J. *Boundary Elements. An Introductory Course.* Computational Mechanics Publications, Southampton, Second Edition, 1992.

12.- Doblaré, M., Espiga, F., Gracia, L. & Alcantud, M., *Determinación de Tensiones de Contacto entre Materiales Ortótropos mediante el M.E.C. Rev. Int. Met. Num. en Ing.* **5, 3,** pp. 395-420, 1989.

13.- Piva, A. & Viola, E., *Crack Propagation in an Orthotropic Medium, Eng. Fract. Mech.*, **29**, pp 535-548, 1989.

14.- Martínez, J. & Domínguez, J., *On the Use of Quarter-Point Boundary Elements for Stress Intensity Factor Computation, Int. J. for Num. Meth. in Eng.*, **20**, pp 1941-1950, 1984.

15.- Boone, T.J., Wawrzynek, P.A. & Ingraffea, A.R., *Finite Element Modelling of Fracture Propagation in Orthotropic Materials, Eng. Fract. Mech.*, **26**, pp 185-201, 1987.

ALGORITMOS GENÉTICOS EN LA OPTIMIZACIÓN DE LAMINADOS

Isasi P.[1], Sanchis A.[1] Guemes J.A.[2]
[1] E.P.S., Informática, Universidad Carlos III. C. Butarque 15, 28911 Leganés (Madrid)
[2] E.T.S.I Aeronáuticos, UPM. Plza. Cardenal Cisneros 3, 28040 Madrid

Resumen: Los Algoritmos Genéticos (AG) se han mostrado recientemente como una técnica eficaz de resolución de problemas de optimización. Como demuestra su amplia aplicación a este tipo de problemas. En este artículo presentamos una adaptación de un AG simple para la optimización de laminados.

El problema en concreto presenta unas características que le alejan ligeramente de los casos típicos a que han sido aplicados los AG's. En este problema no existe una única función a optimizar, sino que se trata de buscar la solución que ofrezca mejor resistencia con el menor número de capas. Así pues, está enmarcado dentro de los sistemas de optimización multiobjetivo, con la peculiaridad de que la codificación debe recoger las restricciones de simetría y equilibrado y recoger soluciones con un número variable de láminas. Aquí introducimos una nueva perspectiva para solucionar estos problemas basada en técnicas de AG's.

Abstract: Genetic algorithms (AG's) have demonstrated to be a powerful technique for solving optimization problems. In this paper we present an adaptation of a simple AG to optimize laminate design.

This problem has special features that makes it different from the traditional problems to which AG's have been apllied. Here we don't have a single function to optimize by the oposite we have to find a solution trying to optimize both resistance and number of plies. So what we have here it is a multiobjective optimization problem. In the solution we have also to include symmetry and equilibrium constraints. Here we introduce a new perspective to solve this problem using AG's techniques.

1. INTRODUCCIÓN

El diseño de laminados de materiales compuestos se presenta en muchas ocasiones como un problema de optimización continuo, cuyas variables de diseño son el espesor de las láminas y el ángulo de orientación de las mismas [8]. Sin embargo, para la mayoría de los problemas prácticos, el espesor de las láminas es fijo y las orientaciones están limitadas a un pequeño conjunto de ángulos como son 0, 90 y 45 grados. Por ello, el diseño del laminado se convierte en un problema de optimización de la secuencia de apilamiento.

Los algoritmos genéticos son técnicas estocásticas de búsqueda basadas en conceptos de genética de poblaciones. Trabajan con una población de individuos, cada uno de los cuales representa un posible diseño y que por recombinación de las características más deseables de cada uno de los diseños existentes, conduce al más óptimo; siguiendo el concepto de evolución de la teoría de Darwin, se lleva a cabo una selección que favorece

los mejores miembros de la población y asegura que ellos transmitan sus mejores características a los nuevos diseños generados. En el proceso se crean y se prueban nuevas opciones de diseño. Los AG's no emplean ninguna información basada en el gradiente y son insensibles a la complejidad del espacio de diseño.

Holland [2], Rechenberg [7], Rosenberg y Goldberg [1] introdujeron los AG's como método de optimización y desde entonces han sido aplicados al comercio, la ingeniería, matemáticas, medicina y reconocimiento de patrones con prometedores resultados [9]. Recientemente, algunos trabajos han aplicado AG's de forma efectiva a la optimización de diseño de estructuras [4, 6, 5].

Los AGs son de naturaleza combinatoria por que trabajan con una codificación de las variables de diseño más que con las variables en si. Esto hace a los AG's ser computacionalmente capaces de tratar variables de diseño continuas mediante la especificación de la precisión requerida.

El problema que se plantea en este artículo trata de la optimización del número de capas y la secuencia de apilamiento de las mismas en el diseño de un laminado. Este problema tiene una serie de peculiaridades que necesitan de una adaptación específica de las técnicas de AG como se describirá a continuación.

2. ALGORITMOS GENÉTICOS

En los AG's las variables de diseño son codificadas en cadenas de longitud finita (formadas normalmente por dígitos binarios) las cuales son análogas a los cromosomas en un sistema biológico. Los digitos (binarios en el caso más general, o cuaternarios en este caso) son análogos a los genes. Cada cadena representa a un diseño. Los AG's son procedimientos iterativos que mantienen una población de posibles diseños, o diseños candidatos, de un tamaño fijo. Cada paso iterativo es llamado una generación. El conjunto de diseños inicial, generado al azar, es llamado población inicial.

Los AG's imitan el proceso de evolución natural para resolver problemas de optimización en una aproximación Darwiniana de supervivencia de los mejores. Sin embargo, en un proceso regido por la selección natural, las poblaciones compiten unas con otras para convertirse en progenitores, en función de un valor llamado *ajuste*[1]. Después de que han sido seleccionados los progenitores, se les aplican una serie de funciones denominadas *operadores genéticos*: mutación, inversión y cruzamiento, para crear nuevos diseños, los cuales normalmente tienen valores de fitness más elevados lo que significa que se ha obtenido un diseño mejor. Después, estas nuevas cadenas reemplazan a los miembros de las antiguas poblaciones.

Los componentes de un AG simple son los siguientes:

• **Individuos**.- Cada solución parcial del problema a optimizar está codificada en forma de cadena o string. A cada uno de estos strings se les denomina individuo. En nuestro caso, cada individuo será una configuración de laminados, por ejemplo el laminado $[0_4, \pm 45_6, 0_2, 90_2]_s$ es un individuo.

• **Población**.- A un conjunto de individuos se le denomina población. El método de AG's consiste en ir obteniendo de forma sucesiva distintas poblaciones de forma que en cada nueva población los individuos sean mejores soluciones (en media) que los individuos de las poblaciones que les preceden.

• **Operadores Genéticos**.- Son las distintas funciones que se aplican a las poblaciones y que nos permiten obtener poblaciones nuevas. Destacan los operadores de Selec-

[1] En adelante utilizaremos el término inglés fitness que es el utilizado de forma habitual.

ción, Mutación y Sobrecruzamiento.

• **Función de Fitness**.- Es una medida de la bondad de los individuos en cuanto a la solución que codifican. Esta medida se utiliza como parámetro de los operadores y guía la obtención de nuevas poblaciones.

El procedimiento general de optimización de un AG es el siguiente:

1. Obtener una población de individuos inicial de forma aleatoria.
2. Aplicar a la población actual los operadores genéticos que se consideren para generar una nueva población.
3. Realizar el paso 2, hasta que se haya cumplido cierto criterio de convergencia (por ejemplo que la varianza de los individuos este por debajo de cierto valor de umbral).

El método anterior nos asegura que la media de la función de fitness calculada para toda la población es una función no decreciente en el tiempo [2].

3. FORMULACIÓN DEL PROBLEMA

Los diseños de los laminados han de ser equilibrados, simétricos y con un número no fijo de capas; estas características pueden ser recogidas bien en el diseño particular de operadores genéticos, o en el diseño de la codificación del problema. En el primer caso, necesitamos saber si los nuevos operadores mantienen su generalidad y eficacia. En la mayoría de los casos los operadores genéticos de propósito específico reducen la eficacia de los Algoritmos Genéticos, aumentando el espacio de búsqueda, o introduciendo redundancia en las soluciones[3]. En nuestro caso se ha optado por una codificación que recoge las dos restricciones mencionadas anteriormente.

Cada laminado está codificado en base cuatro con el siguiente significado:

0	Una lámina de 0 grados
1	Una lámina de 90 grados
2	Una lámina de 45 grados y otra de -45 grados
3	No hay lámina en esta posición

En la codificación sólo se recoge la primera mitad del laminado, ya que al existir la restricción de simetría, la otra se obtiene de la anterior de forma simétrica. El tamaño máximo de laminado es fijo (en los experimentos se asignó un valor de 20), el valor 3 en la codificación permite que las soluciones sean de tamaño variable. Para un individuo de longitud 20 el número de laminados máximo posible sería de 80 capas, que se correspondería a la codificación [22222222222222222222] que sería la solución $[\pm 45_{20}]_S$. Con esta codificación por ejemplo el individuo: [13212210033033012031] quedaría transformado eliminando huecos en: [12122100001201] que se correspondería con el laminado: [90, ± 45, 90, $\pm 45_2$, 90, 0_4, 90, ± 45, 0, 90]$_S$ que tendría un total de 36 capas, 10 de cero grados, 10 de 90 grados, 8 de 45 grados, 8 de -45 grados (figura 1).

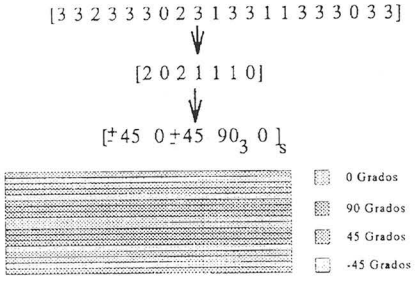


Figura 1: Codificación de un diseño en forma de individuo del AG

Otra de las características importantes del problema de laminados es el de la multiplicidad de funciones a optimizar. En primer lugar el objetivo consiste en realizar un laminado con el menor número de capas posibles que aseguren la resistencia del laminado con una configuración determinada de fuerzas. Ahora bien, pueden existir múltiples soluciones óptimas. Siguiendo este criterio, pueden existir diferentes configuraciones de láminas del mismo espesor que nos aseguren la resistencia del laminado. En este caso lo importante es obtener una solución que se quede lo más alejada posible de la rotura. Es decir que nos de unos valores de esfuerzos (r) lo más pequeños posibles para todas las capas.

Para esto se realizó una modificación de la función de fitness del AG. La función de fitness se dividió en dos funciones independientes. La primera es simplemente el número de capas. La segunda un valor estimativo de la distancia a la rotura del laminado.

De esta forma el AG se convierte en un proceso de optimización de dos funciones jerarquicas, en primer lugar se trata de optimizar la primera función y dentro de esta de optimizar la segunda. Este proceso de optimización de funciones jerarquicas con dos objetivos consiste en determinar soluciones que optimicen la primera función, y a igualdad de valor en la primera función se optimize la segunda y así sucesivamente. Para determinar el valor de la función de distancia de rotura, se estimó como la media de los valores de los esfuerzos de cada una de las capas del laminado.

Para poder realizar la optimización jerárquica multiobjetivo se utilizó una modificación específica del método de selección de batallas. El método de batallas consiste en realizar una selección de los individuos más áptos para procrear de forma análoga a como se realiza en la naturaleza entre ciertas especies (por ejemplo las cabras montesas). En estas especies los individuos (machos) pelean entre sí para conseguir la posibilidad de procreación, de forma que solo el vencedor de entre un conjunto de individuos será el que obtenga dicho privilegio. En el campo computacional se realiza de forma análoga. Se selecciona al azar un conjunto de individuos (conjunto de batallas), estos se enfrentan entre sí y el vencedor de las batallas pasará a un nuevo conjunto llamado conjunto de apareamiento. La analogía con las batallas se realiza simplemente seleccionando al individuo con mejor fitness de entre el conjunto de batallas.

El conjunto de apareamiento sirve para seleccionar los individuos que constituirán los progenitores de los individuos que formarán parte de la nueva población, despues de aplicar los operadores genéticos a los padres.

En nuestro caso se introdujo la siguiente variación. Se establece una jerarquía de funciones de fitness, para los laminados el primer nivel es el número de capas, y el segundo la media de los valores de esfuerzos. Los individuos tendrán pues dos valores de fitness. El procedimiento general quedará como sigue:

- Seleccionamos aleatoriamente el conjunto de batallas.
- Seleccionamos de entre este conjunto el que tenga un mejor valor respecto al primer fitness.
- Si existe un solo individuo con el mejor valor lo introducimos en el conjunto de apareamiento.
- Si existe más de uno (lo que ocurrirá en la mayoría de los casos sobre todo cuando las soluciones estén cada vez más optimizadas) de entre los mejores elegimos el que posea el mejor segundo fitness.

Este procedimiento se puede generalizar para un número arbitrario de funciones de fitness (Figura 2).

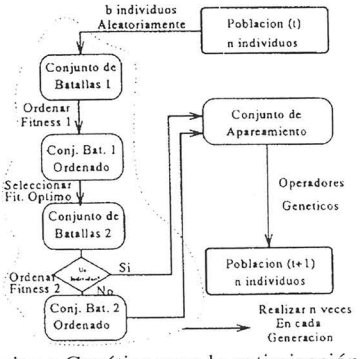


Figura 2: Algoritmo Genético para la optimización de laminados

4. RESULTADOS

El algoritmo propuesto se aplica a la optimización de un laminado bajo cargas coplanarias, con el criterio de fallo de Tsai Hill. Los datos del material empleado corresponden al T300/5208:

- Constantes elásticas (GPa): Ex, Ey, Es= 3D 181, 10.3, 7.17; u=3D 0.28
- Resistencias (MPa): X,X',Y,Y',S=3D 1500, 1500, 40, 246,68

La solución que se presenta corresponde a la optimización para un sistema único de fuerzas (N_x, N_y, N_{xy}) = 3D(-7,1,2) *MN/m*.

Como es lógico, bajo este sistema de cargas, dan idénticos resultados las soluciones que tienen el mismo número de láminas en cada dirección, con independencia de su orden (soluciones de 2 a 5). Esta multiplicidad se resolverá cuando se introduzcan restricciones adicionales como rigidez a flexión o pandeo.

Los AG's requieren medios de cálculo potentes. Nuestro caso se simuló en un PC-486, empleando un tiempo de calculo de 20 segundos.

El experimento que se muestra en este artículo se realizó empleado la técnica descrita con anterioridad junto a los operadores de sobrecruzamiento simple (probabilidad 1.0) y mutación (probabilidad 0.05), una población de 100 individuos con solapamiento elitista con grado de solapamiento de 0,01. Se realizaron un gran número de experimentos con distintos valores de los parámetros anteriores y utilizando así mismo diversas técnicas de compartición (Niching, Deterministic Crowding). Cuyos resultados no mostramos al ser prácticamente idénticos a los expuestos.

En la Tabla 1 indicamos algunos de los diseños obtenidos a lo largo de la evolución de la simulación para poder apreciar como el método va dando soluciones cada vez más depuradas.

0	90	45	-45	Solución	N. Capas	Esfuerzos
10	8	4	4	$[0\ \pm 45\ 0_4\ 90_4\ \pm 45]_s$	26	0.049
4	16	2	2	$[90_3\ 0\ \pm 45\ 90_2\ 0\ 90_3]_s$	24	0.078
6	10	2	2	$[\pm 45\ 90\ 0_3\ 90_4]_s$	20	0.130
10	4	2	2	$[0\ \pm 45\ 0_2\ 90_2\ 0_2]_s$	18	0.554

Tabla 1: Evolución de los diseños a lo largo de la simulación

Al final del proceso podemos obtener un conjunto de soluciones diferentes con el mismo número de capas, todas ellas válidas y que en algunos casos se distinguen por el valor medio de los esfuerzos. En la tabla 2 se aprecia un conjunto de las soluciones finales

obtenidas por el AG, ordenadas de mejor a peor por el valor medio de los esfuerzos, lo que nos indicará como de alejada está la solución al caso de rotura.

0	90	45	-45	Solución	N. Capas	esfuerzos
4	6	4	4	$[\pm 45\ 0\ \pm 45\ 90_3\ 0]_s$	18	0.188
6	8	2	2	$[90\ \pm 45\ 0_2\ 90_2\ 0\ 90]_s$	18	0.249
6	8	2	2	$[\pm 45\ 0_3\ 90_4]_s$	18	0.249
6	8	2	2	$[\pm 45\ 90_2\ 0\ 90\ 0\ 90\ 0]_s$	18	0.249
6	8	2	2	$[90\ 0_3\ \pm 45\ 90_3]_s$	18	0.249
8	6	2	2	$[0\ \pm 45\ 0_2\ 90_2\ 0\ 90]_s$	18	0.392
8	6	2	2	$[0\ \pm 45\ 0_2\ 90\ 0\ 90_2]_s$	18	0.392
10	4	2	2	$[0\ \pm 45\ 0_2\ 0_2\ 90_2\ 0_2]_s$	18	0.554
10	4	2	2	$[\pm 45\ 0_2\ 90_2\ 0_3]_s$	18	0.554
8	2	4	4	$[\pm 45\ 0\ \pm 45\ 0\ 90\ 0_2]_s$	18	0.561

Tabla 2: Resultado final de la simulación

Podemos apreciar como las 10 soluciones obtenidas anteriormente se pueden agrupar en cinco clases dependiendo del número de láminas de cada orientación que exista en la solución. La más alejada de la rotura utiliza 4, 6, 4, 4 láminas de 0, 90, 45 y -45 grados respectivamente. Para las otras soluciones obtenemos no solo el número de láminas de cada orientación, sino además la colocación de cada una de ellas dentro del diseño. Estos resultados nos permiten analizar, en cierta forma las soluciones. En este caso concreto apreciamos como las mejores soluciones utilizan una mezcla de un mayor número de láminas de ±45 y un mayor número de 90, vemos que las soluciones que se alejan de estos valores son soluciones peores.

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado y verificado un algoritmo genético que, combinado con la teoría del laminado, localiza laminados optimizados para soportar un sistema único de cargas coplanarias.

La ampliación del modelo para incluir el criterio adicional de pandeo, y la optimización de un sistema múltiple de cargas, no complica el cálculo ni aumente significativamente el tiempo de ejecución.

Entre las distintas técnicas de optimización, los AG's tienen la ventaja de independizar el procedimiento de optimización del procedimiento de resolución del problema físico, permitiendo un alto grado de modularidad en los algoritmos de cálculo, pudiendo ser aplicados a gran variedad de problemas; el coste de esta universalidad es el requisito de unos medios de cálculo potentes, lo que limita la complejidad de los problemas a los que los AG's pueden ser aplicados.

Referencias

[1] D.E. Goldberg. Optimal initial population size for binary coded genetic algorithms. Technical Report TCGA Rept. 85001, Univ. de Alabama, Tuscaloosa, AL, 1985.

[2] J. Holland. *Adaptation in Natural and Artificial Systems*. Univ. de Michigan Press, Ann Arbor, MI, 1975.

[3] P. Isasi. Nuevas técnicas de inteligencia artificial. Technical report, Universidad Carlos III, Leganés, Madrid, 1995.

[4] S. Ñagendra. Design of a blade stiffened composite pannel by a genetic algoritm. In 34TH AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC *Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*, pages 2418-2436, Washington DC, USA, April 1993. AIAA.

[5] S. Ñagendra, R T Haftka, and Z Gurdal. Staking sequence optimization of simply supported laminates with stability and strain constraints. *AIAA Journal*, 30(8):2132-2137, August 1992.

[6] H. Ñanfang. Tabu search method with random moves for globally optimal design. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 35(5):1055-1070, September 1992.

[7] J. Rechenberg. Cybernetic solution path of an experimental problem. Technical Report Library translation 1122, Royal Aircraft Establishment, Farnborough, England, UK, 1965.

[8] L.A. Schmit and B. Farshi. Optimum design of laminate fibre composite plates. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 11(1):623-640, 1977.

[9] S.J. Wu and P.T. Chow. Integrated discrete and configuration optimization of trusses using genetic algorithms. Computer and Structures, 55(1):695-702, 1995.

ANÁLISIS DE ESTRUCTURAS DE MATERIALES COMPUESTOS MEDIANTE LA TÉCNICA DE SUBESTRUCTURACIÓN

Larrodé E., Alba J.J. y Castejón L.
Departamento de Ingeniería Mecánica. C.P.S. de Ingenieros. Universidad de Zaragoza c/. María de Luna, 3, 50015 Zaragoza. Tfno:976-761888. Fax: 976-512932

Resumen: En este artículo se presenta un modo efectivo de calcular estructuras realizadas en materiales compuestos. El uso de subestructuras reduce el número de grados de libertad que deben de ser usados para definir correctamente el comportamiento de la estructura global, obteniendo de esta manera ahorros de tiempo de modelado y de cálculo.

Abstract: In this report, an effective way to calculate the structures made of composite materials is presented. The use of substructures reduces the number of degrees of freedom which must be used to define correctly the behaviour of the global structure, gaining computing and modelling time savings.

1. INTRODUCCIÓN

Subestructurado es el procedimiento que consiste en la división de una estructura simple en subestructuras componentes. Una de las ventajas de emplear la técnica de las subestructuras es cuando una gran estructura tiene que ser calculada y es necesario obtener completa y detallada información acerca de la respuesta bajo diferentes cargas. Si la estructura tiene que ser generada con un gran número de elementos finitos, entonces la técnica de las subestructuras se puede utilizar de manera que no se sobrepase la capacidad de la computadora. En este caso en concreto, la técnica de las subestructuras es factible de ser usada debido al gran número de variables que hay en el problema.

2. TÉCNICA DE SUBESTRUCTURACIÓN

El procedimiento general puede resumirse como sigue; primeramente la parte que ha sido seleccionada para ser repetida a lo largo del modelo completo puede modelizarse como se hace normalmente solo que un grupo de grados de libertad maestros debe ser almacenado. Seguidamente las matrices de las subestructuras se calculan y se escriben en un fichero. Una vez que la subestructura ha sido formulada, se puede utilizar de la misma manera que los elementos estándar.

Algunas de estas ventajas pueden resumirse como sigue:

-Herramienta de optimización (conservar invariables algunos componentes).
-El trabajo puede ser subdividido entre varios diseñadores.
-Ahorros de tiempo de modelado en estructuras simétricas o repetitivas.
-Capacidad de separar el cálculo de las tensiones del de los desplazamientos.
-Varios tipos de análisis sin formación y retriangularización de la matriz de rigidez.
-Se puede realizar una separación entre partes lineales y no lineales.

La base de esta técnica lleva consigo la condensación de las matrices, por tanto las matrices de masa y de rigidez se reducen a un grupo de grados de libertad maestros. Este grupo de grados de libertad maestros debe ser seleccionado cuidadosamente porque ellos tienen el papel de definir correctamente o tan aproximado como sea posible el funcionamiento de la estructura que se está analizando.

Una vez que la estructura total ha sido calculada los desplazamientos en los nodos interiores de las diferentes subestructuras pueden ser recuperados y siguiendo un método inverso se pueden obtener los desplazamientos internos. El proceso de condensación aumenta su propia dificultad cuando las subestructuras se modelizan con otras subestructuras, en este caso las ecuaciones de las subestructuras se condensan gradualmente hasta que todos los grados de libertad internos en la subestructura se eliminan. Entonces un sistema ramificado se puede crear para organizar las entradas y las salidas de las variables de diseño en un modelo.

3. SUBESTRUCTURACIÓN APLICADA A LOS MATERIALES COMPUESTOS

Un importante beneficio se puede obtener de la técnica de las subestructuras, teniendo en cuenta que estamos trabajando con materiales compuestos laminados existe una entidad que se repite a lo largo de toda la estructura, el laminado. Una decisión razonable puede ser modelizar los sublaminados como subestructuras, entonces el laminado puede construirse de forma fácil, número de láminas orientación de cada una de ella así como el material de que esta compuesto cada una de ellas, son entonces tema de subestructuración (ver figura 1). Una librería de sublaminados (subestructuras) se puede crear y para hacer sencilla la selección de los sublaminados durante la fase de optimización, pueden ser ordenados y clasificados. Las librerías de subestructuras que corresponden a ciertos sublaminados son un método efectivo para obtener ahorros de tiempo de cálculo y de modelización.

La subestructura puede ser modelizada y se pueden realizar modelos de mallas como se hace normalmente en análisis con elementos finitos, cada lámina puede ser modelizada con elementos finitos, entonces un primer análisis determina las cargas nodales y las rigideces de los nodos en el contorno.

Estos nodos son los nodos maestros que unen unas subestructuras con otras y dependiendo de los grados de libertad que han sido seleccionados así como el tipo de análisis, la aproximación puede variar desde una burda aproximación (seleccionando unos pocos grados de libertad) a la solución exacta (seleccionando todos los nodos con todos sus grados de libertad). En la figura 2 se puede ver un ejemplo de mallado del

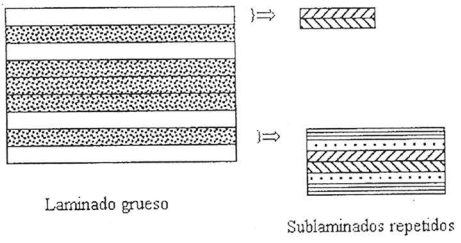


Figura 1. Subestructuración de laminados.

laminado, el laminado generado con elementos finitos es transformado en una subestructura donde los nodos están situados en el contorno o interfase entre subestructuras (procedimiento de condensación).

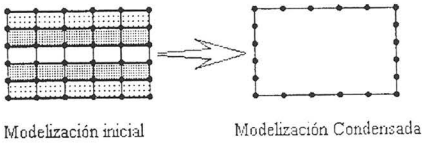


Figura 2. Generación de la malla en los laminados.

Una vez que los sublaminados han sido construidos como subestructuras, los desplazamientos de los nodos en los contornos o intrefases se calculan resolviendo las ecuaciones del sistema. Cuando se obtienen los desplazamientos de los nodos, los grados de libertad de la interfase de un sublaminado (subestructura) se recuperan y se utilizan para analizar este sublaminado bajo los grados de libertad recuperados (grados de libertad del contorno) y las cargas conocidas sobre los grados de libertad internos (proceso de recuperación de resultados).

Ahora, la secuencia de apilado de los laminados, diferente orientación de las láminas, tipos de uniones (adhesiva, atornillada, ...), etc. hacen incrementar el número de variables del problema enormemente. Sin embargo un amplio rango de posibilidades para elegir el material apropiado, proceso de fabricación, sistemas de resina y fibra, se han abierto debido a la capacidad de seleccionar tanto la composición del material como su disposición.

Por tanto se recomienda una herramienta poderosa para poder manejar la totalidad de variables de diseño. Así, el método de los elementos finitos ha sido seleccionado para llevar a cabo esta tarea, además las workstations proporcionan la posibilidad de solucionar el problema en un corto periodo de tiempo.

Se pueden lograr importantes ventajas si se utiliza la técnica de las subestructuras en grandes estructuras realizadas con materiales compuestos, debido a que la metodología de esta técnica está basada en la subdivisión del trabajo, y cuando el número de variables es alto y una subrutina de optimización se puede implementar, los beneficios que se pueden obtener son considerables.

Una gran estructura como esta puede analizarse con éxito subdividiéndola en niveles que pueden representar cada una de las partes de que consta. En algunas ocasiones ha sido necesario obtener la información detallada de algunas áreas determinadas de especial interés debido a que pueden ser puntos críticos del diseño como uniones, agujeros, bordes, etc. y deben ser analizados con mucho cuidado. Otras partes del diseño pueden ser consideradas como componentes fijos de éste, debido a su propio diseño o método de fabricación, no se les permite variar durante el cálculo, pueden ser aisladas del resto de la estructura permaneciendo invariables frente al re diseño o los refinamientos de malla aplicados al resto de la estructura

Varias partes del diseño se pueden considerar como subestructuras debido a que tienen la posibilidad de ser optimizadas durante el análisis, por tanto es mas fácil cambiar el tipo de subestructura que remodelizar el modelo completo. Sin embargo, otras partes del modelo son modelizados como subestructuras debido a su complicación y desconocimiento de su comportamiento. Diferentes partes del modelo pueden ser modelizadas por varios diseñadores, con lo que se consigue un gran ahorro de tiempo de modelado y de cálculo, consiguiendo de esta manera un efectivo método de trabajo.

4. ANÁLISIS POR ELEMENTOS FINITOS

El análisis por elementos finitos se desarrolló mediante la técnica de las subestructuras como se ha mencionado en anteriores párrafos. El proceso de diseño ha sido apoyado por potentes workstations y los modelos fueron corridos en supercomputadores vectoriales y multi tarea como CONVEX y HP. El código de elementos finitos ABAQUS y el pre y postprocesador I-DEAS se utilizaron para obtener distribuciones de tensiones, deflexiones y gran cantidad de resultados para propósitos de comparación.

5.- OPTIMIZACIÓN

Cuando una estructura está compuesta por varias subestructuras diferentes es difícil seleccionar el material y fijar las dimensiones en una primera aproximación. Por tanto es recomendable una optimización de algunos de ellos para hacer un diseño competitivo. La optimización ha sido dirigida para la selección del laminado. Refiriéndonos al modelo completo se han analizado el número de módulos así como la situación en la estructura principal.

Hay que resaltar que cada cambio en una parte de la estructura afecta a las otras, por lo tanto las decisiones se deben tomar cuidadosamente, esto es porque un análisis del modelo completo ayuda mucho en cada paso durante el proceso de optimización. Algunos ejemplos de los resultados obtenidos por el procedimiento anteriormente mencionado se puede ver en las figuras (3, 4 y 5).

Durante el cálculo del modelo completo se encontró un inconveniente muy importante referente al uso de subestructuras, debido a que la matriz de rigidez de una subestructura es una matriz llena y puede ser bastante grande si la subestructura posee un gran número de grados de libertad condensados. Esto puede significar un aumento del ancho de banda del modelo que nos conduce a largos tiempos de cálculo en la

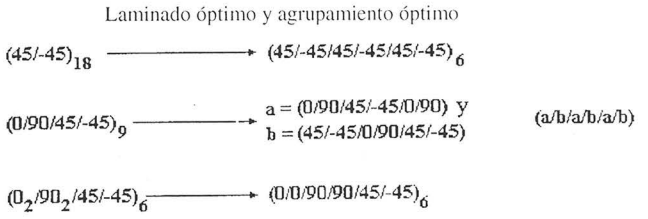


Figura 3. Laminado y agrupamiento óptimo.

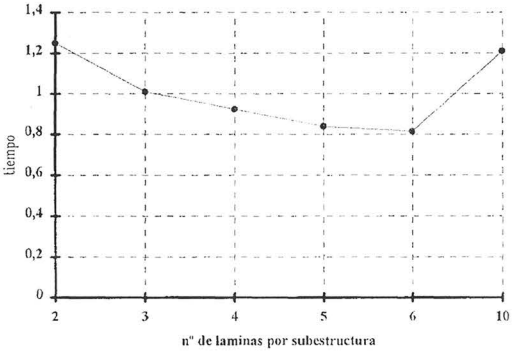


Figura 4. Optimización del tipo de laminado.

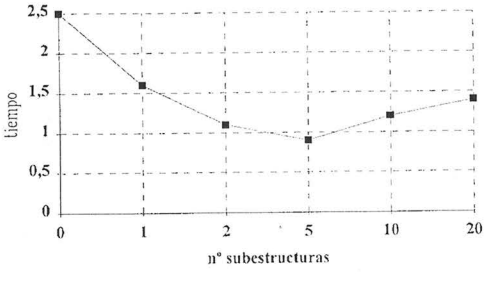


Figura 5. Optimización del número de subestructuras en cada módulo.

computadora para resolver las ecuaciones. Entonces fue necesario encontrar el apropiado número de nodos de contorno y sus correspondientes grados de libertad mediante una elección cuidadosa, además varias subestructuras se utilizaron mas que una sola subestructura grande. Se encontró un número óptimo de subestructuras que evitaba esta dificultad como pueden verse en la figura 5.

6.- CONCLUSIONES.

Se han obtenido con esta técnica importantes ahorros de tiempo de modelado y de cálculo. Grandes y detalladas estructuras se pueden analizar en un corto periodo de tiempo, y debido al ahorro de tiempo, se pueden llevar a cabo procesos de optimización y análisis de sensibilidad. Un efectivo método para analizar grandes estructuras se puede lograr construyendo una librería de subestructuras y está especialmente recomendado en modelos repetitivos evitando las limitaciones de tiempo de cálculo y de almacenaje.

7.- REFERENCIAS

1.- ABAQUS, versión 5.4, Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Inc.
2.- Bathe, K.J. and Wilson, E.L. *Numerical methods in finite element analysis.* Prentice-Hall, 1976
3.- Jones R. M. *Mechanics of composite materials.* Hemisphere Publishing Corporation, 1975.
4.- Larrodé E., Miravete A. *Finite Element Analysis of a Bus Structure Using the Substructure Technique.* Composite Structures, Paisley, Scotland, July 1993.
5.- Tsai S. W. *Theory of Composite Design.* Think Composites, 1992.
6.- Zienkiewicz, O.C. *El método de los elementos finitos.* Ed. Reverté, 1980.
7.- Liu Xia-shi. *Finite Element Analysis for Large Composite Structure.* Proceedings ICCS IV.

ANÁLISIS DEL CAMPO SINGULAR DE TENSIONES EN ESQUINAS DE MATERIALES ORTÓTROPOS

Mantič V.[1], París F., Cañas J.
Dpto. Mecánica de Medios Continuos, E.S.I., Sevilla
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla Tfno: 95-4557001 Fax: 95-4239888

Resumen: Se presenta un método simple para el cálculo del orden de la singularidad de tensiones en esquinas bidimensionales ortótropas con diversas combinaciones de condiciones de contorno homogéneas. Se presentan resultados numéricos para algunas configuraciones típicas de esquinas ortótropas que aparecen en la práctica ingenieril con materiales compuestos.

Abstract: A simple approach for computation of singularity order of stresses in twodimensional orthotropic corners with various combinations of homogeneous boundary conditions is introduced. A few numerical results for some typical configurations of orthotropic corners occuring in engineering practice with composite materials are presented.

1.-INTRODUCCIÓN.

Las tensiones, como soluciones de las ecuaciones de la Elasticidad lineal, pueden tener valores no acotados en puntos del contorno donde éste no es suave y/o condiciones de contorno cambian bruscamente. Cuando esto sucede, a estas configuraciones locales de problemas elásticos las llamaremos genéricamente *esquinas* y diremos que *las tensiones son singulares en el vértice de la esquina.* El carácter singular de las tensiones puede estar en el origen de la iniciación de grietas y por consiguiente del fallo de la estructura. Por ello el conocimiento de los parámetros asociados a este carácter (orden y peso de la singularidad) es importante para la formulación de los criterios de fallo imprescindibles en un proceso de diseño.

El análisis de tensiones singulares en esquinas elásticas isótropas bidimensionales se realiza normalmente siguiendo el procedimiento de Williams (1952). Ting y Chou (1981) extendieron este procedimiento para el caso de esquinas anisótropas y derivaron posibles formas de tensiones singulares en ellas, pero no presentan resultados numéricos. Su teoría fue recientemente aplicada por Wu y Chang (1993) a un caso particular de esquinas ortótropas con los bordes libres.

El objeto de este artículo es desarrollar el procedimiento, para materiales ortótropos, que permita calcular el orden de la singularidad asociada a una esquina con cualquier

[1] De licencia posdoctoral de la Universidad Técnica de Košice, Letná 9, Košice, 04187 Eslovaquia.

tipo de condiciones de contorno homogéneas y cualquier orientación de los ejes de ortotropía con respecto a la esquina.

2.-TEORÍA DE LEKHNITSKII.

La ley de Hooke, considerando sólo deformaciones planas y en ejes principales de ortotropía del material, adopta la forma:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \beta_{11} & \beta_{12} & 0 \\ \beta_{12} & \beta_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \tag{1}$$

Las raíces conjugadas μ_α y $\bar{\mu}_\alpha$ ($\alpha = 1, 2$) de la ecuación característica de Lekhnitskii (1950):

$$\beta_{11}\mu^4 + (2\beta_{12} + \beta_{66})\mu^2 + \beta_{22} = 0 \tag{2}$$

quedan definidas por:

$$\mu_\alpha = \frac{\pm\beta_- + i\beta_+}{\sqrt{2\beta_{11}}}, \quad \beta_\pm = \sqrt{\sqrt{\beta_{11}\beta_{22}} \pm (\beta_{12} + \gamma)}, \qquad \gamma = \frac{\beta_{66}}{2} \tag{3}$$

donde i es la unidad imaginaria. Para la mayoría de los materiales ortótropos utilizados en ingeniería, $\beta_- \neq 0$, lo que se va a suponer de ahora en adelante.

Las representaciones de los vectores de desplazamientos $u_l(\mathbf{x})$, de tensiones en el contorno $t_l(\mathbf{x})$ y del tensor de tensiones $\sigma_{kl}(\mathbf{x})$ introducidas por Lekhnitskii (1950) en términos de potenciales complejos $\Phi_\alpha(z_\alpha(\mathbf{x}))$ funciones analíticas de variables complejas $z_\alpha(\mathbf{x}) = x_1 + \mu_\alpha x_2 \in C$, tienen la forma.:

$$u_l(\mathbf{x}) = \mathrm{Re}\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} P_{l\alpha}\Phi_\alpha(z_\alpha(\mathbf{x}))\right\}, \qquad t_l(\mathbf{x}) = -\mathrm{Re}\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} Q_{l\alpha}\partial_s\Phi_\alpha(z_\alpha(\mathbf{x}))\right\} \tag{4}$$

$$\sigma_{kl}(\mathbf{x}) = \mathrm{Re}\left\{\sum_{\alpha=1}^{2} Q_{k\alpha}Q_{l\alpha}\mathrm{d}\Phi_\alpha/\mathrm{d}z_\alpha(z_\alpha(\mathbf{x}))\right\} \tag{5}$$

donde ∂_s significa la derivada tangencial con respecto al contorno. Mantičy París (1995) han introducido las siguientes expresiones de las matrices de Lekhnitskii $\mathbf{P}$ y $\mathbf{Q}$ y de sus coeficientes de normalización κ_α^2:

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} -\gamma + i\beta_-\beta_+ & -\gamma - i\beta_-\beta_+ \\ -\mu_1(\gamma + i\beta_-\beta_+) & -\mu_2(\gamma - i\beta_-\beta_+) \end{bmatrix}, \qquad \mathbf{Q} = \begin{bmatrix} -\mu_1 & -\mu_2 \\ 1 & 1 \end{bmatrix} \tag{6}$$

$$\kappa_\alpha^2 = 2\sum_{k=1}^{2} P_{k\alpha}Q_{k\alpha} = (-1)^\alpha 4i\beta_-\beta_+\mu_\alpha \neq 0 \tag{7}$$

3.-GEOMETRÍA Y CONDICIONES DE CONTORNO.

Sea Ω una esquina bidimensional definida en coordenadas polares por los ángulos θ_a ($a = 0,1$) de sus bordes:

$$\Omega = \{(r,\theta) \mid 0 < r < \infty,\ \theta_0 < \theta < \theta_1 \leq \theta_0 + 2\pi\}, \qquad \theta_i = \theta_1 - \theta_0 \tag{8}$$

Condiciones de contorno homogéneas para los desplazamientos y las tensiones en los bordes de la esquina pueden ser expresadas formalmente mediante las matrices $\mathbf{D}_u(\theta_a)$, $\mathbf{D}_t(\theta_a) \in R^{2\times 2}$:

$$\mathbf{D}_u(\theta_a)\mathbf{u}(r,\theta_a) + \mathbf{D}_t(\theta_a)\mathbf{t}(r,\theta_a) = 0, \qquad r > 0 \tag{9}$$

siendo el rango de $[\mathbf{D}_u(\theta_a), \mathbf{D}_t(\theta_a)]$ igual a 2. En la Tabla 1 se definen estas matrices para cuatro tipos básicos de condiciones de contorno. **I** es la matriz identidad, los vectores normales y tangentiales a los bordes de la esquina se definen como $\mathbf{n}(\theta_a) = [\sin\theta_a, -\cos\theta_a]^T$ y $\mathbf{s}(\theta_a) = [\cos\theta_a, \sin\theta_a]^T$, respectivamente y f es el coeficiente de fricción. Para estas condiciones de contorno, con la, excepción del caso de deslizamiento con fricción, se cumple:

$$\mathbf{D}_u(\theta_a)\mathbf{D}_t^T(\theta_a) = 0 \tag{10}$$

condición de contorno	*definición de matrices*	
libre	$\mathbf{D}_u(\theta_a) = 0$	$\mathbf{D}_t(\theta_a) = \mathbf{I}$
empotrado	$\mathbf{D}_u(\theta_a) = \mathbf{I}$	$\mathbf{D}_t(\theta_a) = 0$
deslizamiento	$\mathbf{D}_u(\theta_a) = [\mathbf{n}(\theta_a), 0]^T$	$\mathbf{D}_t(\theta_a) = [0, \mathbf{s}(\theta_a) - f\mathbf{n}(\theta_a)]^T$
antisimétrica	$\mathbf{D}_u(\theta_a) = [\mathbf{s}(\theta_a), 0]^T$	$\mathbf{D}_t(\theta_a) = [0, \mathbf{n}(\theta_a)]^T$

Tabla 1: Matrices de las condiciones de contorno.

4.-ANÁLISIS DEL ORDEN DE LA SINGULARIDAD DE TENSIONES.

Según Ting y Chou (1981) los potenciales complejos asociados a las tensiones singulares tienen la forma general:

$$\Phi_\alpha(z_\alpha(\mathbf{x})) = z_\alpha^\lambda(\mathbf{x})a_\alpha + z_\alpha^{\bar{\lambda}}(\mathbf{x})b_\alpha, \qquad \lambda, a_\alpha, b_\alpha \in C, \quad 0 < \mathrm{Re}\lambda < 1 \tag{11}$$

Llamaremos λ al *exponente* y 1-λ al *orden de la singularidad de tensiones*, las cuales, de acuerdo con (5), adoptan la forma.:

$$\sigma_{kl}(r,\theta) \approx r^{\mathrm{Re}\lambda - 1}(\cos(\mathrm{Im}\lambda \ln r) f_{kl}(\lambda,\theta) + \sin(\mathrm{Im}\lambda \ln r) g_{kl}(\lambda,\theta)) \tag{12}$$

donde f_{kl} y g_{kl} son funciones reales y suaves de θ. Supongamos ahora que la relación (10) se cumple para θ_0. Entonces para obtener una ecuación simple de los autovalores es apropiado definir el vector de potenciales complejos de Lekhnitskii $\Phi(\mathbf{x}) = [\Phi_1(z_1(\mathbf{x})), \Phi_2(z_2(\mathbf{x}))]^T$ generalizando la idea de Wu y Chang (1993), como:

$$\Phi(\mathbf{x}) = r^\lambda \mathbf{\Lambda}(\theta, \theta_0, \lambda)\mathbf{q} + r^{\bar{\lambda}} \mathbf{\Lambda}(\theta, \theta_0, \bar{\lambda})\bar{\mathbf{q}} \tag{13}$$

donde $\mathbf{q}$ es un vector complejo incógnita,

$$\mathbf{\Lambda}(\theta, \theta_0, \lambda) = \mathbf{Z}(\theta, \theta_0, \lambda)\left(\mathbf{P}^T\mathbf{D}_u^T(\theta_0) + \mathbf{Q}^T\mathbf{D}_t^T(\theta_0)\right) \tag{14}$$

y donde $\mathbf{Z}(\theta, \theta_0, \lambda)$ es una matriz compleja diagonal con elementos que son funciones continuas de θ en el intervalo $\theta_0 \le \theta \le \theta_1$:

$$\mathbf{Z}(\theta, \theta_0, \lambda) = \mathrm{diag}\left[\frac{1}{\kappa_1^2}\left(\frac{z_1(\theta)}{z_1(\theta_0)}\right)^\lambda, \frac{1}{\kappa_2^2}\left(\frac{z_2(\theta)}{z_2(\theta_0)}\right)^\lambda\right], \quad z_\alpha(\theta) = \cos\theta + \mu_\alpha \sin\theta \tag{15}$$

$$\mathbf{Z}\,(\theta_0 + m\pi,\ \theta_0,\ \lambda) = \exp(m\pi i\lambda)\ \mathrm{diag}\,[\kappa_1^{-2},\ \kappa_2^{-2}],\quad m = 0,1,2 \tag{16}$$

Partiendo de las representaciones (4) y de la definición (13) se demuestra en Mantič et al. (1995) que:

$$\mathbf{D}_u(\theta_0)\,\mathbf{u}(\theta_0) = \mathbf{0} \quad \text{y} \quad \mathbf{D}_t(\theta_0)\,\mathbf{t}(\theta_0) = \mathbf{0} \tag{17}$$

El cumplimiento de las condiciones de contorno para el ángulo θ_1 es equivalente a que el sistema homogéneo de ecuaciones lineales:

$$\mathbf{B}\,(\lambda)\mathbf{q} = \mathbf{0},\quad \mathbf{q} \neq \mathbf{0} \tag{18}$$

tenga una solución $\mathbf{q}$ no trivial, es decir sea equivalente a que:

$$\det \mathbf{B}\,(\lambda) = 0 \tag{19}$$

donde la matriz $\mathbf{B}\,(\lambda)$ es definida (Mantič et al. 1995) como:

$$\begin{aligned}
\mathbf{B}(\lambda) \;=\; & \mathbf{D}_u(\theta_1)\left(\mathbf{P}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\lambda)\mathbf{P}^T + \overline{\mathbf{P}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\overline{\lambda})\mathbf{P}^T}\right)\mathbf{D}_u^T(\theta_0) + \\
& \mathbf{D}_u(\theta_1)\left(\mathbf{P}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\lambda)\mathbf{Q}^T + \overline{\mathbf{P}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\overline{\lambda})\mathbf{Q}^T}\right)\mathbf{D}_t^T(\theta_0) + \\
& \mathbf{D}_t(\theta_1)\left(\mathbf{Q}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\lambda)\mathbf{P}^T + \overline{\mathbf{Q}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\overline{\lambda})\mathbf{P}^T}\right)\mathbf{D}_u^T(\theta_0) + \\
& \mathbf{D}_t(\theta_1)\left(\mathbf{Q}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\lambda)\mathbf{Q}^T + \overline{\mathbf{Q}\mathbf{Z}(\theta_1,\theta_0,\overline{\lambda})\mathbf{Q}^T}\right)\mathbf{D}_t^T(\theta_0)
\end{aligned} \tag{20}$$

La ecuación (19) es la ecuación de autovalores para el exponente de singularidad λ. Es útil reconocer que $\mathbf{B}(\overline{\lambda}) = \overline{\mathbf{B}(\lambda)}$ y especialmente $\mathbf{B}(\lambda) \in R^{2X2}$ para $\lambda \in R$. Una vez encontrada la raíz λ de la ecuación (19), se puede resolver el sistema lineal (18) para el vector $\mathbf{q}$ y después utilizando representaciones (13), (5) y (4) se obtienen los campos de tensiones singulares en la esquina y sus desplazamientos asociados.

La forma de la matriz $\mathbf{B}(\lambda)$ permite en algunos casos especiales obtener analíticamente varios resultados interesantes (Mantič et al. 1995).

5.-EJEMPLOS NUMÉRICOS.

Se ha realizado un análisis para un material compuesto de grafito-epoxy con propiedades E_{11} = 151.15GPa, E_{22} = 13.67GPa, ν_{12} = 0.343 y G_{12} = 5.5GPa, en el cuál se ha estudiado numéricamente la variación del valor mínimo de λ entre 0 y 1 en función de la orientación de los bordes de la esquina con respecto a la orientación de la fibra (eje x_1).

En la Figura 1 se muestran los resultados del análisis de una esquina saliente de 90° con el borde del ángulo θ_0 libre y el borde del ángulo θ_1 bien empotrado o bien en deslizamiento con fricción. Se ve que un mayor coeficiente de fricción implica un mayor orden de la singularidad de tensiones usualmente definido como 1 - λ. París et al. (1995) comparan estos valores de λ para el caso libre-empotrado con los resultados obtenidos con el MEC a partir de la evolución de las tensiones normales y tangenciales en el borde empotrado.

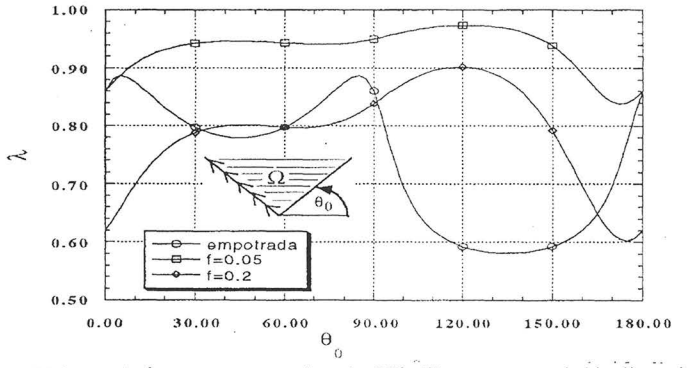


Figura 1: Valores de λ para una esquina de 90°, libre-empotrada/deslizamiento.

En la Figura 2 se muestran los valores de λ para una esquina de 180° (semiplano) con el borde del ángulo θ_0 libre y el borde del ángulo θ_i en deslizamiento con fricción. Se observa cierta simetría de los valores de λ para coeficientes de fricción con signos diferentes con respecto a $\lambda = 1/2$ que es el caso de deslizamiento sin fricción, y también que un mayor coeficiente de fricción implica un mayor orden posible de la singularidad de tensiones.

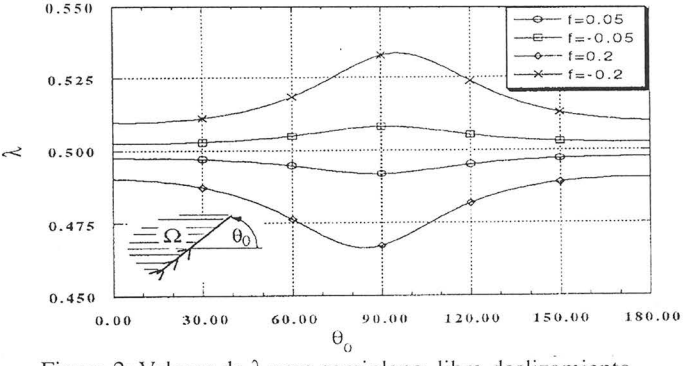


Figura 2: Valores de λ para semiplano, libre-deslizamiento.

La evolución de λ con respecto al ángulo de la bisectriz exterior de la esquina $\vartheta = (\theta_0 + \theta_i)/2 - \pi$ para esquinas reentrantes con los bordes libres y con diferentes ángulos interiores θ_i es mostrada en la Figura 3. El orden de la singularidad de tensiones aumenta al aumentar el ángulo θ_i y se acerca a 1/2 cuando θ_i se acerca a 2π, de acuerdo con los resultados de Wiliiams (1952) para esquinas isótropas. Se puede observar una clara tendencia del mayor orden de la singularidad de las tensiones cuando la bisectriz de la esquina es perpendicular a la fibra.

6.- CONCLUSIONES.

En este artículo se ha desarrollado un nuevo método para formar la ecuación de

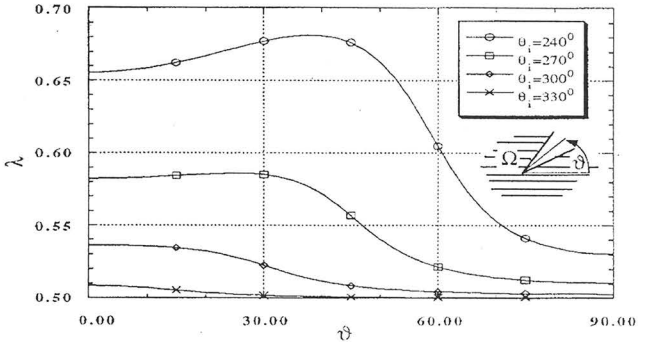


Figura 3: Valores de λ para esquinas reentrantes, libre-libre.

autovalores para el estudio del orden de la singularidad de tensiones en esquinas bidimensionales ortótropas. Este nuevo enfoque es más apropiado tanto para el estudio analítico como para la solución computacional. La utilidad de este método para el análisis tensional de materiales compuestos se ha puesto de manifiesto mediante un estudio numérico de la variación del exponente de la singularidad con la variación de la orientación de la fibra con respecto a los lados de la esquina para diversas geometrías y combinaciones de condiciones de contorno. Los casos analizados se corresponden con situaciones típicas a las que pueden verse sometidos elementos de material compuesto como el aquí considerado. Así, la primera situación analizada se puede presentar en el ensayo off-axis, la segunda en el ensayo Iosipescu y la tercera corresponde al caso general de entallas que por ejemplo se dan en este último ensayo.

Agradecimientos: Esta investigación ha sido financiada por el CICYT dentro del proyecto MAT-94-0480. La estancia de V.M. en la Universidad de Sevilla fue financiada por la beca del CICYT No. SB93-A00474386.

7.-REFERENCIAS.

1.- Lekhnitskii, S. G., *Theory of Elasticity of an Anisotropic Body*, Ed. Mir Publishers, Moscow, 1981 (1st Russian edition published in 1950).

2.- Mantič, V. & París, F., *Explicit Formulas of the Integral Kernels and C-matrix in the 2D Somigliana Identity for Orthotropic Materials, Engineering Analysis with Boundary Elements*, **15**, pp 283-288, 1995.

3.- Mantič, V., París, F. & Cañas J., *Stress Singularities in 2D Orthotropic Corners* (en preparación), 1995.

4.- París, F., Blázquez, A., Cañas, J. & Mantič, V., *Analysis of Singularities in Composite Materials by BEM*, (Eds. C.A. Brebbia, S. Kim & T. Osswald), BEM 17, Madison, USA, Ed. CMP, Southampton, 1995.

5.- Ting, T. C. T. & Chou, S. C., *Edge Singularities in Anisotropic Composites, Int. J. of Solids and Structures*, **17**, pp 1057-106, 1981.

6.- Williams, M. L., *Stress Singularities Resulting from Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension, J. of Applied Mechanics*, **19**, pp 526-528, 1952.

7.- Wu, K. C. & Chang, F.-T., *Near-tip Fields in a Notched Body with Dislocations and Body Forces, J. of Applied Mechanics*, **60**, pp. 936-941, 1993.

INFLUENCIA EN LA DETERMINACIÓN DEL G_{12} DE LAS IMPRECISIONES DE LOS PARÁMETROS INVOLUCRADOS EN EL ENSAYO OFF-AXIS

Marín Vallejo J.C.[1]; Cañas Delgado J.[1]; París Carballo F.[1]

[1] Dpto. Mecánica de Medios Continuos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Sevilla
Avd. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-4239888

Resumen: En el presente trabajo se muestra un estudio mediante análisis numérico de la influencia de las desviaciones, respecto a los valores nominales, de los parámetros del ensayo Off-Axis. Los factores que más afectan a la correcta evaluación de G_{12} se encontró que eran el ángulo de orientación de las fibras y las condiciones de contorno.

Abstract: A numerical study of the influence on the shear modulus value of a deviation, in relation to the nominal values, in the diferent parameters involved in the Off-Axis tension test is presented. The fiber orientation angle and boundary conditions has been found to be the most important parameters affecting the correct evaluation of G_{12}.

1.- INTRODUCCIÓN.

El ensayo de tracción Off-Axis es uno de los métodos empleados más extendidos para la evaluación del módulo de cizalladura intralaminar G_{12}, debido a que cumple dos condiciones esenciales para ser considerado un ensayo de aceptación generalizada: la facilidad en la preparación de la probeta y la sencillez de realización del ensayo.

No obstante, es bien conocido que los resultados de dicho ensayo comportan ciertos errores debidos a la influencia de las restricciones en los extremos.

La tendencia más desarrollada en el intento de solventar los mencionados problemas consiste en la aplicación de factores de corrección sobre los resultados aparentes que proporciona directamente el ensayo. En esta línea se enmarcan por una parte el factor de corrección analítico propuesto por Pindera y Herakovich (Pindera y Herakovich, 1986) basado en la solución de un problema aproximado, y por otra parte el método de corrección propuesto por Cañas, París y Marín (Cañas et al., 1991) basado en la solución numérica del problema con condiciones de contorno de empotramiento en los extremos de la probeta, que es la esperada en una máquina de ensayos.

No obstante, los métodos mencionados precisan que se satisfagan ciertas condiciones de contorno y/o configuraciones geométricas para asegurar una evaluación ajustada de G_{12}. Esta afirmación queda sustentada por la investigación experimental llevada a cabo por los autores (Marín et al., 1993)(París et al.,1993) en relación con la aplicación del factor de corrección propuesto, observándose a su vez la existencia de una serie de parámetros cuya variación afecta a los resultados del ensayo.

En este trabajo se analiza la influencia de la falta de precisión en dichos parámetros, para determinar cuáles de ellos requieren un control preciso.

2.- EXPOSICIÓN DEL PROBLEMA.

Las medidas experimentales de un ensayo Off-Axis permiten directamente evaluar el módulo de cizalladura intralaminar aparente G_{12}^*, que se define como:

$$G_{12}^* = -\frac{F}{A\,\gamma_{12}}\,\text{sen}\theta\,\cos\theta \qquad (1)$$

donde F es la carga aplicada, A es el área de la sección transversal, γ_{12} es la deformación angular evaluada a partir de las medidas de las bandas en el centro de la probeta, y θ es el ángulo de orientación de las fibras.

El valor de G_{12}^* coincide con el valor real G_{12} del material cuando el ensayo se realiza bajo condiciones de sustentación ideal (simplemente apoyada y carga uniforme en los extremos). Sin embargo, dicha configuración ideal no es fácil de reproducir en la práctica por lo que existe discrepancia entre los valores de G_{12}^* y G_{12}.

Dado que la condición de empotramiento de los extremos es a primera vista la más habitual, se eligió la misma para ser modelada en el análisis numérico del que se obtuvo la solución utilizada para corregir el valor aparente. Evidentemente, el valor de G_{12} final obtenido utilizando dicha corrección no tendrá error si la configuración real del ensayo está bien modelada en el mencionado análisis. Sin embargo, existe un número considerable de parámetros asociados al ensayo que pueden alterar dicha configuración, como son: la colocación de la roseta de medida y su tamaño, la relación de aspecto geométrico, el ángulo de orientación de las fibras, y las condiciones de contorno. Para evaluar la influencia de estos parámetros se desarrolló un estudio mediante análisis numérico del efecto causado por una desviación en sus valores sobre los resultados del ensayo.

3.- ESTUDIO DE LA DESVIACIÓN EN LOS PARÁMETROS CON RESPECTO A SUS VALORES NOMINALES.

Como se ha avanzado en el apartado anterior, existe un número considerable de parámetros asociados al ensayo en sí. Dichos parámetros pueden afectar por un lado a los valores experimentales obtenidos, como por ejemplo la colocación errónea de la roseta de medida, o bien tener influencia sobre el gráfico corrector a emplear, como por ejemplo el considerar un aspecto geométrico (L/2h) diferente al que realmente tiene la probeta. La influencia de algunos parámetros ha sido estudiada en trabajos precedentes (Cañas et al., 1991), donde se obtuvo que considerar unas propiedades erróneas (E_{11}, E_{22} y ν_{12}) no tenía prácticamente influencia.

	Propiedades mecánicas (GPa)	Tamaño de la roseta	Orient. de la roseta	Relación aspecto geom. L/2h	Angulo de orientación de las fibras	Condiciones de contorno	
Config. Ref. / Val. nom.	E_{11}=151.5 G_{12}= 5.5	γ_{12} en el centro de la probeta	Angulo desv. 0°	5 y 10	10°	Extremos empotrados	Simpl. apoyada
Rango de var.	$100 \le E_{11} \le 160$ $3.45 \le G_{12} \le 6.2$	± 6mm direcc. transv.	Angulo desv. ± 5°	Variación longitud ± 2h (12.7 mm)	Angulo desviación ±2°	Percentaje de empotram. 20 ÷ 100 %	Excent. 0÷2.5mm

Tabla 1 - Resumen de los parámetros analizados.

Con el fin de evaluar el efecto producido por la desviación respecto de los valores nominales de tales parámetros, se ha realizado un estudio pormenorizado mediante M.E.F. empleando un modelo compuesto por 500 elementos (2D isoparam. solid, STIF 42, ANSYS 4.4A) con 1122 grados de libertad, dispuestos en una malla regular de l0x50. Asi mismo, se probaron discretizaciones más finas no encontrándose variaciones significativas en los resultados.

Para este estudio numérico se tomaron unas propiedades mecánicas de referencia, correspondientes a un compuesto de grafito-epoxy de denominación AS4/3501-6, de valores: E_{11}=151.5 GPa; E_{22}=13.67 GPa; ν_{12}=0.343; G_{12}=5.6 GPa.

A modo de resumen, en la tabla 1 se recogen los distintos parámetros considerados en el estudio, sus valores nominales y los rangos de variación analizados en cada caso.

3.1. - Influencia del tamaño y orientación de la roseta de medida.

Para la evaluación de la deformacion tangencial en el punto central de la probeta se usa habitualmente una roseta con tres bandas extensométricas (MM WA-13-060WR-120 ó WK-06-060WR-350), la cuál tiene un tamaño relativamente pequeño (aproximadamente 3x3 mm^2). No obstante, teniendo en cuenta también el pequeño ancho que el especimen puede llegar a tener y la no uniformidad del campo de deformaciones, podría aparecer una cierta discrepancia entre el valor medio medido y el correspondiente al punto central, si la variación de γ_{12} en la zona ocupada por la roseta fuera considerable. En orden a determinar el error que cometemos al usar el valor experimental se evaluó numéricamente la variación, en la línea media transversal y longitudinal, de la relación entre γ_{12} en cada punto y γ_{12} en el punto central para la configuración de referencia del problema con condición de contorno de empotramiento, obteniéndose que la influencia de tal efecto es prácticamente despreciable en la zona ocupada por la roseta.

Por cuanto refiere a la orientación de la roseta, en el proceso de pegado de las bandas es posible que se produzca una inadvertida desviación angular, la cuál sin embargo tiene una escasa influencia en base al estudio realizado. Así, para una desviación de ±1° el valor alcanzado por el error es menor de un 1%. Por lo tanto, de lo visto se desprende que pequeños errores en el ángulo de la roseta no deben influir sensiblemente en los resultados.

3.2. - Influencia de la relación de aspecto geométrico.

La relación de aspecto geométrico del especimen (L/2h) puede variar debido a una colocación incorrecta entre las mordazas que produjera una cierta desviación en la longitud de medida (L). Normalmente esta desviación es positiva, puesto que la configuración habitual de las mordazas suele introducir una mayor longitud libre del especimen.

Si bien es verdad que los va-

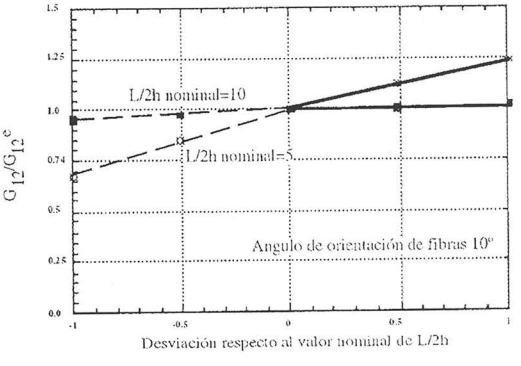


Figura 1.- Variación de G_{12}/G_{12}^{e} frente a la desviación en la relación de aspecto.

lores obtenidos del ensayo son los que se corresponden con la relación L/2h existente, puede cometerse un error al usar el gráfico corrector correspondiente ya que éste es diferente para cada relación de aspecto geométrico y ésta puede que no sea la nominal supuesta.

En la Fig. 1 se ha representado la variación de G_{12}/G_{12}^{c} frente a la desviación en el valor de L/2h respecto de sus valores nominales para los dos casos analizados (L/2h=5 y L/2h=10) donde G_{12}^{c} sería el valor obtenido al usar el gráfico incorrecto. En dicha figura podemos observar varios hechos: el importante incremento del error con la desviación en la relación de aspecto, y la mayor influencia de la desviación en el caso de probetas cortas (L/2h=5 en nuestro caso).

3.3. - Influencia de la desviación del ángulo de orientación de las fibras.

Un parámetro que habitualmente se supone como prefijado en la realización de un ensayo es el ángulo de orientación de las fibras. Sin embargo, es bastante difícil asegurar que no se haya producido ninguna desviación en la medida de dicho ángulo bien durante la fabricación del panel, bien en la elaboración del especimen o bien en la colocación.

El objetivo de este estudio es la evaluacion de la influencia en el valor de G_{12}^{*} de una desviación de ±2° en el ángulo de orientación de las fibras respecto de su valor nominal (10°).

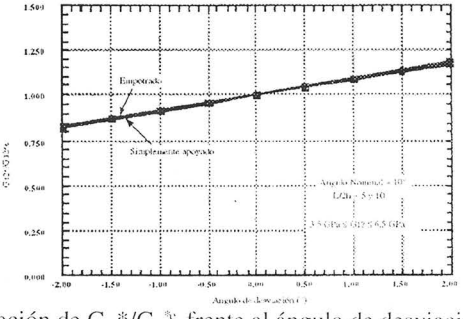


Figura 2.- Variación de G_{12}^{*}/G_{12}^{*c} frente al ángulo de desviación de las fibras.

El valor del módulo de cizalladura aparente (G_{12}^{*}), fue calculado a partir del ángulo efectivo θ de cada problema y el correspondiente $\gamma_{12} = \gamma_{12}(\theta, \varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_{xy})$ donde ε_x, ε_y, ε_{xy} son las deformaciones en el punto central del especimen. Este valor de G_{12}^{*} fue comparado con el valor incorrecto del módulo de cizalladura aparente G_{12}^{*c} que resulta de suponer que el ángulo de orientación de las fibras fuera igual al nominal (10°).

En la Fig. 2 se muestra la variación de la relación G_{12}/G_{12}^{*c} frente al ángulo de desviación de las fibras, observándose varios hechos:

-La igual tendencia de los gráficos para las dos condiciones de contorno analizadas y para las dos relaciones de aspecto geométrico de referencia. Por lo tanto, la magnitud del error es independiente del valor de la relación de aspecto utilizada y del tipo de condición de contorno considerada.

-Una pequeña desviación (positiva o negativa) en el ángulo de orientación de las fibras conduce a un considerable error en el valor de G_{12}^{*}.

-La magnitud del error también es independiente del valor de G_{12} del material para valores de éste comprendidos en el rango estudiado (3.5 GPa ≤ G_{12} ≤ 6.5 GPa).

3.4. - Influencia de la alteración de las condiciones de contorno.

La utilidad de los gráficos correctores propuestos en la ref. (Cañas et al., 1991), está

supeditada a que durante el ensayo se den las condiciones de empotramiento supuestas en el modelo numérico. Este hecho no necesariamente ocurre y, por tanto, ha sido considerado de interés estudiar aquí la influencia que pueden tener las modificaciones en las condiciones de contorno de referencia sobre los resultados.

3.4.1. - Simplemente apoyado con carga excéntrica.

Las modificaciones de la condición de simplemente apoyado, analizadas en este caso, consisten bien en una traslación lateral de los soportes a una cierta distancia d de la posición del eje longitudinal, o a un descentramiento no simétrico respecto al eje de la probeta. Estas situaciones podrían aparecer en el caso de emplear mordazas que permitan el giro debido a defectos de colocación de la probeta o defectos de la mordaza.

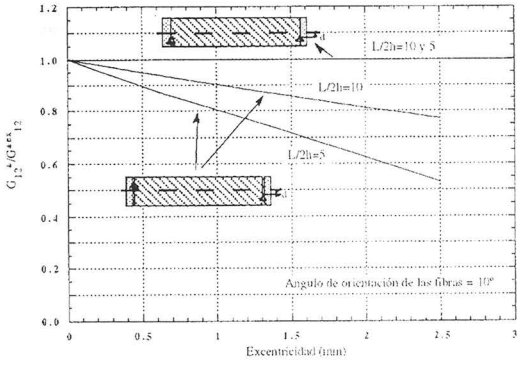


Figura 3.- Variación de G_{12}^*/G_{12}^{*cc} frente al valor de la excentricidad.

Para este estudio, se analizó la configuración del problema modificado para valores de la excentricidad d variando entre 0 y 2.5 mm, evaluándose el módulo de cizalladura aparente G_{12}^{*cc} correspondiente a cada problema. En la Fig. 3 se muestra la variación de G_{12}^*/G_{12}^{*cc} frente al valor de la excentricidad, siendo G_{12}^* el resultado sin excentricidad.

Se puede observar que para la primera modificación, el valor de G_{12}^* no se ve alterado por la excentricidad de los soportes, la razón de ello es que el estado tensional en el centro de la probeta es cero cuando actúa el momento flector resultado de trasladar la carga al centro de la cara.

Para el segundo caso, se observa una fuerte influencia de la excentricidad que se manifiesta más notoriamente a medida que la relación L/2h disminuye. Ello es consecuencia de que el esfuerzo cortante generado aumenta a medida que dismuye la relación L/2h.

3.4.2.- Empotramiento parcial.

En este apartado se estudiarán dos tipos de condiciones de contorno modificadas, asimétrica y simétrica respecto del centro del especimen.

La condición de empotramiento parcial simétrica fue considerada porque puede representar la condición real producida por una falta de uniformidad en el espesor del especimen. La configuración de dicha modificación se modeló para valores del porcentaje de empotramiento (% de longitud empotrada respecto al ancho de la probeta) variando entre 20 y l00, calculándose el valor del módulo de cizalladura aparente (G_{12}^{*pc}) correspondiente a cada porcentaje. Se comparan en la Fig.4 los valores de G_{12}^{*pc} con el G_{12}^* del problema con empotramiento total (100%) para L/2h =10 y 5

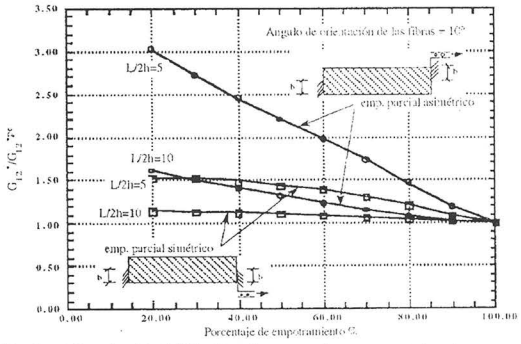


Figura 4.- Variación de G_{12}^*/G_{12}^{*pc} frente al porcentaje de empotramiento.

Se observa que el error cometido al suponer que existe una condición de empotramiento total, cuando la configuración actual del ensayo produce un empotramiento parcial aumenta cuando el porcentaje de empotramiento disminuye, siendo dicho error mayor a medida que disminuye la relación L/2h.

Para el segundo tipo de modificación se llevó a cabo un estudio similar (Fig. 4), observándose que la tendencia del error es la misma que en el primer caso, aunque la magnitud del mismo es bastante mayor en este último. En ambos casos se analizó también la dependencia del valor de G_{12} del material encontrándose una escasa influencia.

4.- CONCLUSIONES.

Como resumen de este estudio puede concluirse que hay dos parámetros que tienen gran influencia sobre el factor de corrección. Dichos parámetros son el ángulo de orientación de las fibras y las condiciones de contorno. Ambos parámetros deben ser cuidadosamente controlados para la obtención de una buena precisión en los resultados.

En cuanto a la relación L/2h, su influencia puede ser de cierta importancia cuando nos movemos alrededor de valores bajos de la misma, aunque su efecto no se traduce en un valor erróneo del módulo de cizalladura aparente sino en el empleo de un gráfico corrector inadecuado.

AGRADECIMIENTOS. Esta investigación ha sido financiada por el CICYT dentro del proyecto MAT-94-0480.

5.- REFERENCIAS.

1 - Cañas J., París F. and Marín J.C., *Numerical Analysis of Off-Axis Tension Test for Unidirectional Graphite-Epoxy Composites*, Proceedings of *ICCM VIII*, Honolulu, Hawaii, USA, pp. 36Fl-36F12, July 1991.

2 - Marín J.C., Cañas J. and París F., *On the Evaluation of G_{12} in the Off-Axis Tension Test*, Proceedings of *ICCM 9*, Madrid, Spain, Vol.VI, pp. 639-646, July 1993.

3 - París F., Cañas J., Marín J.C. and Morton J., *Deformation Studies in the Off-Axis Tensión Test,* Procc. of *2nd International Conference on Deformation and Fracture of Composites*, Manchester, UK, pp. 18.1-18.9, March 1993.

4 - Pindera M-J. and Herakovich C.T., *Shear Characterization of Unidirectional Composites with the Off-Axis Tension Test, Exp. Mech.*, pp. 103-112, March 1986.

UNA GENERALIZACIÓN DE LA TEORÍA DE MEZCLAS CLÁSICA PARA EL TRATAMIENTO DE COMPUESTOS EN SERIE/PARALELO

Sergio Oller, Laurentiu Neamu[1] y Eugenio Oñate
Universitat Politècnica de Catalunya, E.T.S.I.C.C.P. c/Gran Capitán, s/n, Edif.C1, Campus N. UPC
08034 Barcelona, España, Fax 34-93-4016517

Resumen: El presente trabajo describe un modelo constitutivo general para el análisis de materiales compuestos basado en una generalización de la teoría de mezclas clásica (Truesdell & Toupin 1960). El estudio implica un ajuste automático de las propiedades del compuesto teniendo en cuenta cada componente y su distribución topologica del mismo. De esta forma se pueden representar compuestos cuyos componentes participan según varias posibles combinaciones de comportamientos en serie y/o en paralelo. Esta posibilidad impone un tratamiento adecuado de la teoría de mezclas utilizando un formalismo mixto que implica una ecuación de compatibilidad en deformaciones (ecuación de cierre) más general que la clásica.

Abstract: In the present paper a generalised constitutive model for the analysis of composite materials, based on a generalisation of the classical mixing theory (Truesdell & Toupin 1960), is described. This approach implies an automatic fitness on the composite's properties using the properties of each component and taking into account its topologic distribution. The model allows to represent composites which components participate upon various possible combinations of serial and/or parallel behaviour. This possibility demands for a suitable treatment of the classical mixing theory by using a mixed formalism which implies a general compatibility equation for the deformation field.

1.- ANTECEDENTES.

El estudio se mantiene en el marco teórico clásico de la teoría de la plasticidad (Lubliner et. al. 189, Oller et. al. 1994, Truesdell & Toupin 1960) pero basado en un nuevo punto de vista, más general, que permite considerar el comportamiento de otros materiales no incluidos en la antigua formulación.

La presente generalización implica un ajuste automático de las propiedades del compuesto, utilizando las propiedades de cada componente y teniendo en cuenta su disposición topológica en el comportamiento. Por lo tanto se pueden representar compuestos tal que sus componentes participan siguiendo varias posibles combinaciones de comportamiento en serie y/o paralelo.

[1] En excedencia de la Universitatea "Ovidius" Constanta, Bdul. Mamaia 124, 8700 Constanta, Romania, Fax 40-41-618372

2.- MODELO CONSTITUTIVO DE UN MATERIAL COMPUESTO – MODELO SERIE-PARALELO

Sea un material compuesto de *"n"* componentes básicos, tal que cada uno de ellos participa en el comportamiento global según su propia ley constitutiva y de acuerdo a la ecuación de cierre que establece la relación de compatibilidad entre componentes y que será definida más adelante. Generalizando la formulación antigua (Truesdell & Toupin 1960, Lubliner et. al. 1989, Oller et. al. 1994) se introduce la siguente hipótesis sobre el campo de deformaciones (ecuación de cierre):

$$\epsilon_{ij} = (1-\aleph)\cdot \epsilon_{ij}^{P} + \aleph \cdot \epsilon_{ij}^{S}$$

$$\epsilon_{ij} = (1-\aleph)\cdot\left[\frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n}(\epsilon_{ij})_c\right] + \aleph\cdot\left[\sum_{c=1}^{n}(\epsilon_{ij})_c\right] = \left[\frac{1}{n}(1-\aleph)+\aleph\right]\cdot\sum_{c=1}^{n}(\epsilon_{ij})_c \qquad (1)$$

donde $(\epsilon_{ij})_c$ es la deformación de cada componente del compuesto, n es el número de componentes, ϵ_{ij} es la deformación total de un punto del compuesto, ϵ_{ij}^{P} y ϵ_{ij}^{S} la parte de la deformación total que corresponde a su comportamiento en paralelo y serie respectivamente, $\aleph$ es el "parametro de acoplamiento" serie-paralelo que relaciona de manera ponderada estos dos comportamientos básicos.

La expresión (1) implica una relajación sobre las dos hipótesis básicas de comportamiento en serie y en paralelo y permite considerar una cierta difusión de ambos comportamientos, con influencias recíprocas, debido a la utilización de $\aleph$.

La introducción del parámetro $\aleph$ se hace teniendo en cuenta que se trata de un modelo energético cerrado. Esto significa que el acoplamiento supone una redistribución interna ponderada del comportamiento de cada componente basandose en el valor de la energía libre del sistema, sin cambios energéticos con el medio externo. Por lo tanto, para que la forma compacta expresada por la eq. (1') sea válida tiene que respetar la siguiente restricción sobre el dominio de variación escalar de $\aleph$:

$$0 < \aleph < 1 \qquad (2)$$

Los valores de $\aleph$ fuera de este intervalo, advierten que el sistema intercambia energía con el medio, bien sea durante el proceso de fabricación o mientras la aplicación de la carga han aparecido condiciones de medio (presiones o temperaturas) que han modificado propiedades básicas de las fases componentes. En el caso de materiales con complejidad estructural, la violación de los límites (2) tendrá el sentido de que han aparecido nuevas fases suplementarias que han sustituido las consideradas en el estudio inicial.

-La *energía libre* del problema generalizado puede definirse como:

$$\Psi(\epsilon_{ij};\theta;p_r) = (1-\aleph)\cdot\left[\sum_{c=1}^{n} k_c\Psi_c((\epsilon_{ij})_c;\theta;(p_i)_c)\right] + \aleph\cdot\left[\frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n} k_c\Psi_c((\epsilon_{ij})_c;\theta;(p_i)_c)\right] \qquad (3)$$

-Por consiguiente se puede escribir la *entropía* del compuesto como:

$$\eta = -\frac{\partial\Psi(\epsilon_{pq};\theta;p_r)}{\partial\theta} = -\frac{\partial}{\partial\theta}\left[(1-\aleph)\cdot\sum_{c=1}^{n} k_c\Psi_c + \aleph\cdot\left(\frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n} k_c\Psi_c\right)\right]$$

$$\Rightarrow \eta = (1-\aleph)\cdot\sum_{c=1}^{n}(k_c\eta_c) + \aleph\cdot\frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n}(k_c\eta_c) \qquad (4a)$$

Si se tiene en cuenta la ec.(1) se puede escribir la sucesión:

$$\frac{\partial \Psi}{\partial(\epsilon_{ij})_c} = \frac{\partial \Psi}{\partial \epsilon_{ij}} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial(\epsilon_{ij})_c} = \frac{\partial \Psi}{\partial \epsilon_{ij}} \left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right]$$

-Por lo tanto se puede deducir la *ley constitutiva secante* como:

$$T_{ij} = m\frac{\partial \Psi(\epsilon_{ij};\theta;p_r)}{\partial \epsilon_{ij}} = m\left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right]^{-1} \frac{\partial \Psi(\epsilon_{ij};\theta;p_r)}{\partial(\epsilon_{ij})_c} \Rightarrow$$

$$T_{ij} = \left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right]^{-1} \cdot \left[(1-\aleph) \cdot \sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (T_{ij})_c + \aleph \cdot \frac{1}{n} \sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (T_{ij})_c\right] \tag{4b}$$

-y la *disipación* como:

$$\Xi = \frac{\partial \Psi}{\partial p_i}\dot{p}_i = (1-\aleph) \cdot \sum_{c=1}^{n} k_c \frac{\partial \Psi_c}{\partial(p_i)_c}(\dot{p}_i)_c + \aleph \cdot \left[\frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n} k_c \frac{\partial \Psi_c}{\partial(p_i)_c}(\dot{p}_i)_c\right] \leq 0 \tag{4c}$$

De las expresiones (4) se puede deducir las siguientes expresiones termodinámicas:

-Tensor de *rigidez tangente:*

$$C_{ijkl}(p_i) = \frac{\partial T_{ij}}{\partial \epsilon_{kl}} = \left[\frac{\partial \epsilon_{kl}}{\partial T_{ij}}\right]^{-1} = \left[\left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right] \cdot \sum_{c=1}^{n} \frac{\partial(c_{kl})_c}{\partial T_{ij}}\right]^{-1} \Rightarrow$$

$$C_{ijkl}(p_i) = \left\{\left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right] \cdot \sum_{c=1}^{n}\left\{\left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right]^{-1} \cdot \left[(1-\aleph) \cdot \sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (C_{ijkl})_c + \right.\right.\right.$$

$$\left.\left.\left. + \aleph \cdot \frac{1}{n}\sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (C_{ijkl})_c\right]\right\}^{-1}\right\}^{-1} \tag{5a}$$

-Tensor *conjugado del coeficiente de dilatación térmica:*

$$\beta_{ij}(p_i) = -\frac{\partial T_{ij}}{\partial \theta} = \left[\frac{1}{n}(1-\aleph) + \aleph\right]^{-1} \cdot \left[(1-\aleph) \cdot \sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (\beta_{ij})_c + \frac{\aleph}{n} \cdot \left(\sum_{c=1}^{n} \frac{m}{m_c} k_c (\beta_{ij})_c\right)\right] \tag{5b}$$

-Calor específico a volumen constante:

$$\frac{c_k(p_i)}{\theta} = \frac{\partial \eta}{\partial \theta} = -\frac{\partial^2 \Psi(\epsilon_{pq};\theta;p_r)}{\partial \theta^2} = (1-\aleph) \cdot \sum_{c=1}^{n} k_c \frac{(c_k)_c}{\theta} + \frac{\aleph}{n} \cdot \sum_{c=1}^{n} k_c \frac{(c_k)_c}{\theta} \tag{5c}$$

3.- APLICACIÓN PARA EL ANÁLISIS DE UN COMPUESTO SINTERIZADO.

3.1.- Formulación del problema inicial

La verificación del modelo propuesto ha sido hecho aplicando las relaciones al caso de un compuesto sinterizado (Yang et. al. 1991) que tiene como matriz una aleación Al-4Mg y como refuerzo polvo de SiC con morfología de partículas esféricas y de composición: $98.6\%Si$, $0.57\%SiO_2$, $0.25\%C$, $0.16\%Fe$, $0.23\%Al$, $0.05\%CaO$, $0.05\%Mg$. Para este

caso particular la misma referencia presenta una curva de variación del módulo elástico del compuesto por respecto a la participación volumetrica k_{SiC} del refuerzo. Esta curva ha sido utilizada como base en la calibración de $\aleph$ que se presenta más adelante.

Se denomina "problema inicial" a la asignación de un valor inicial al parametro $\aleph$. El desconocimiento del material podría llevar hasta el extremo de hacer una asignación de partida puramente aleatoria, pero respetando la desigualdad (2) (En principio se puede adoptar igual a k_{SiC}).

3.2.- Modelización numérica

3.2.1.- Calibración

La calibración se basa en modifiar los valores de $\aleph$ escogidos inicialmente de manera aleatoria y que respetaban sólo la relación (2). Para esto se utiliza la relación (5*a*) (Neamtu 1995) con la cual se calculan los valores del módulo elástico por aproximaciones sucesivas. Estos valores se comparan con los experimentales y si hay diferencias de más de una cierta tolerancia impuesta (i.e.3%) se modifican los valores de $\aleph$ y nuevamente se recalcula el módulo elástico con (5*a*), hasta que se alcanza a un valor que no difere con más de la tolerancia elegida, del experimental. De esta manera se obtiene una estimación del módulo elástico que se presenta en la **Tabla 1**. Esta calibración podría también hacerse mediante el método de Newton.

Tabla 1.

k_{SiC}	*Modulo elastico*[*GPa*]	$\aleph$ calibrado
0.17	96.0287	0.11392
0.30	121.0362	0.13611
0.48	165.0492	0.13438

Para obtener una forma más consistente y extender el análisis para casos en los cuales no se tiene información experimental, se debe intentar una aproximación de la variación de $\aleph$ luego de la calibración.

3.2.2.- Aproximación

La evaluación de $\aleph$ presentada en el apartado anterior proporciona sólo un modelo discreto restringido a los valores para los cuales se tiene información experimental. Para ello se impone utilizar técnicas de aproximación numérica sobre el modo de variación de $\aleph$. Se propone un modelo polinomial, basado en el método de mínimos cuadratos en su forma de regresión polinomial. Esto permite considera a $\aleph$ como una función polinómica de grado "m":

$$\aleph(k_c; \alpha_j) = \alpha_1 k_c^m + \alpha_2 k_c^{m-1} + \ldots + \alpha_m k_c + \alpha_{m+1}$$

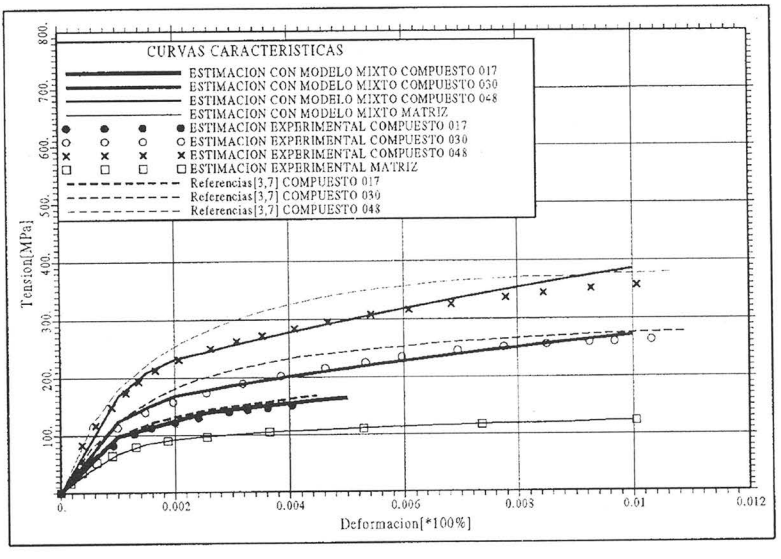
donde k_c es la participación volumica de la, fase de refuerzo y α_j, los parámetros de ajuste. Para el caso que se analiza se utiliza en el presente trabajo se adopta $m = 3$.

3.2.3.- Cálculo de la curva característica

Se han tomado como datos para la matriz los presentados en (Yang et. al. 1991), mientras que para el *SiC* se han considerado los valores mencionados en (Ju & Chen 1994). Puesto que ninguna referencia da más información sobre las características me-

cánicas del SiC, se ha tenido en cuenta el valor de 420[*GPa*] dado por (Ju & Chen 1994) para el módulo elástico del SiC y se ha elegido un valor de σ = 1400[MPa] para su resistencia a compresión.

Utilizando estos datos se ha obteniclo el gráfico Gf. 1: curvas características *tensión-deformación* para el compuesto en tres casos de refuerzo: k_{SiC} = 0.17; k_{SiC} = 0.30; k_{SiC} = 0.48. En el mismo gráfico se presentan las curvas experimentales y las propuestas por (Ju & Chen 1994, Yang et. al. 1991). Para valores de $k_{SiC} < 0.17$ se tiene un caso de refuerzo pobre mientras que para $k_{SiC} > 0.48$ se obtiene formación de precipidados (Yang et. al. 1991).



Gf.1- Curvas características *tensión deformación*

En todos estos casos se ha considerado la matriz como un material elastoplástico con una ley de endurecimiento de la forma:

$$\sigma_{AlMg} = \sigma^{0}_{AlMg} + H(\epsilon^{p})^{q}$$

con: H = 198[*MPa*], q = 0.267, σ^{0}_{AlMg} = 68[*MPa*]. Para el SiC se ha considerado una característica basada en una ley de comportamiento elasto-plástico exponencial con máximo. El valor de disipación plástica normalizada a la que se produce el pico de tensión se ha tomado como k^{p} = 0.0123 mientras que para la energía de fractura se ha considerado un valor de G_{f} = 3000[*N/mm*].

La aplicación se ha hecho mediante un programa de elementos finitos desarrollado por los autores (**PLCDlM**), basado en un modelo constitutivo elastoplástico generalizado aplicado para cada componente (Lubliner et. al. 1989). Se utilizó un elemento plano de cuatro nodos para representar una estructura bi-dimensional sencilla en forma

de cubo con dimensiones unitarias. Tal tipo de estructura se justifica puesto que el objectivo principal es la vericación del modelo constitutivo y no la potencia de cálculo del solver.

4.- CONCLUSIONES FINALES

Es importante remarcar que la formulación aquí presentada se puede extender a cualquier tipo de compuesto, incluyendo aquellos sinterizados. Es decir que serían necesarios solamente unos valores experimentales (participación volúmica de cada componente y módulo elástico del conjunto), para calibrar la variación de $\aleph$ y con ésta y los parámetros de cada componente ya se puede utilizar el modelo de comportamiento aquí propuesto. Luego, para calcular las tensiones, se mantienen los valores de $\aleph$ y el tipo de formalismo aplicado para determinar C_{ijkl}. Una gran ventaja del modelo se basa en el hecho que los cálculos se inician con los valores experimentales, o sea basándose en el comportamiento real. Con esto, en caso que se tenga más información experimental, se eliminan prácticamente los errores debidos a la evaluación teórica del módulo elástico.

El modelo también es capaz de informar sobre los cambios microestructurales que se producen. O sea, se puede apreciar que para valores de $k_{SiC} < 0.17$ y $k_{SiC} > 0.48$, $\aleph$ tiende cero, hecho que en caso de un modelo totalmente cerrado tiene el sentido de una tendencia de comportamiento en paralelo.

5.- REFERENCIAS

1.- Ju, J.W., Chen, T.M, (1994). *Effective Elastoplastic Behavior of Two-Phase Metal Matrix Composites, Rec. Devp. in F.E.A.*, CIMNE, Barcelona, España.

2.- Lubliner J., Oliver J., Oller S., E. Oñate, (1989). *A plastic damage model for nonlinear analysis of concrete, Int. Journ. Solids and Structures.*

3.- Neamtu, L., (1995). *Consideraciones sobre un modelo constitutivo basado en la teoría de mesclas clásica para materiales compuestos,* Tesina de Master, CIMNE, Barcelona, España.

4.- Oller, S., Oñate, E., Miquel, J., Botello, S., (1994). *A plastic damage constitutive model for composite materials*, aceptado para ser publicado en *Int. Journ. Solids and Structures.*

5.- Truesdell, C. and Toupin, R, (1960). *The classical field Theories, Ed. by S. Flugge-Handbuch der Physyk III/I-* Springer Verlag, Berlin.

6.- Yang J. et al., (1991). *The stress/strain behavior of aluminium matrix composites with discontinuous reinforcements, Acta metall. mater.* vol 39, no.8.

FALLO PROGRESIVO DE LAMINADOS CRUZADOS EN PRESENCIA DE MICROGRIETAS

Pérez Aparicio, J.L.[1]

[1] Instituto de Investigación Tecnológica, Universidad Pontificia Comillas, C/ Fernando el Católico, 63-DUP 28015 Madrid. Tfno: 91-5449088. Fax: 91-5498731. E-Mail: josel@iit.upco.es

Resumen: Se describe un estudio detallado de laminados cruzados en presencia de microgrietas transversales. Se demuestra, que con los factores de similitud apropiados, laminados diferentes hechos de materiales diferentes siguen la misma tendencia en cuanto a densidad de microgrietas y la correspondiente pérdida de rigidez longitudinal. El método ha sido validado mediante comparaciones con datos experimentales de conocidos artículos. Este análisis no tiene limitaciones intrínsecas para ninguno de los laminados estudiados. El método se considera muy útil para el estudios futuros de daño progresivo en materiales compuestos.

Abstract: A detailed explanation of the study of cross-ply laminates in the presence of transverse microcracks has been offered. It is shown that, using the appropriate similarity factors, different laminates made of different materials follow the same trend in microcrack density and related loss of longitudinal stiffness. The method is validated through comparisons to available experimental data and compared with other well-known works. These models were then compared with the experimental data. The current analysis does not show intrinsic shortcomings for any of the laminates studied. The method is considered very useful for future studies of progressive damage in composite materials.

1.- INTRODUCCIÓN

En Materiales Compuestos (MC en adelante), una o varias capas fallan antes de alcanzar la carga última del laminado. La carga mas pequeña a la que ocurre el primer fallo produce el llamado "fallo de primera capa" (FPF), y la carga última "fallo de última capa" (LPF). Existen tres modos principales de falla en MC: rotura de fibra, delaminación (grieta interlaminar) y microgrietas (grietas intralaminares) (Sih et. al. 1988). Este trabajo se refiere al último modo, que es precursor de los otros dos. El fallo de fibra es estudiado como fallo final, y delaminación no es considerada. Las estructuras hechas de MC resisten normalmente esfuerzos muy por encima del FPF, por lo que diseñar laminados con este criterio puede no hacer justicia a las posibilidades del material. El método convencional de modelar este fenómeno es eliminar la contribución de las capas que ha fallado, siendo poco consistente con la realidad, ya que las capas

dañadas todavía residen físicamente en el laminado y su rigidez y resistencia longitudinal no se reduce hasta que ocurre la rotura de las fibras. En lugar de prescindir de las capas dañadas, se pretende substituir a las capas con saturación de microgrietas (m.gs. en adelante) por un material homogeneizado y continuo de módulo elástico de la matriz reducido. A partir de este parámetro equivalente y otros intactos (las m.gs. no afectan, por ejemplo, a las propiedades de la fibra), y utilizando fórmulas clásicas de micromecánica, se pueden evaluar todos los términos de la matriz de rigidez y de la resistencia del material degradado. Los laminados utilizados en este trabajo inicial se limitan a los del tipo cruzado. Estos laminados son los mas sencillos por los razones: no presentan delaminación y la distribución de m.gs. es fácil de estudiar.

2.-MODELADO DE MICROGRIETAS

La Fig.l muestra una micrografía de la sección de un laminado cruzado sometido a una carga uniforme y planar. Debido a que la matriz (plásticos orgánicos) y la intercara son mucho mas débiles que las fibras, el daño siempre se propaga en esas zonas a un nivel de carga inferior al último. Como la matriz en las capas de 90°) está restringida por fibras en las capas de 0°), se comporta como material frágil, el daño se desarrolla en forma de m.gs. Como se aprecia en la figura, las m.gs. atraviesan perpendicularmente las capas transversales, y están distanciadas de forma mas o menos regular. No se aprecia delaminación. Experimentalmente (Highsmith et. al., 1982) se observa que al aumentar la carga, monotónicamente o por ciclos de fatiga, la densidad de m.gs. aumenta. Este aumento de daño va acompañado por una reducción de rigidez, lo que hace fácil el correlacionar daño con pérdida de propiedades mecánicas.

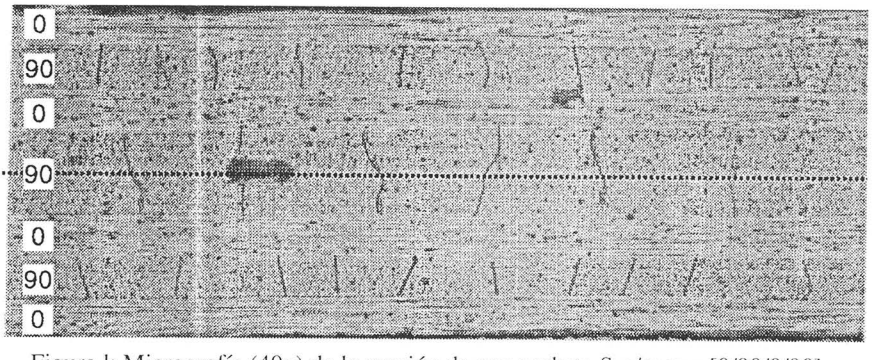


Figura l: Micrografía (40x) de la sección de una probeta S-g/epoxy $[0/90/0/90]_s$, cargada al 75% de la carga última.

La apertura de m.gs. es causada por la componente tensil de tensión (σ_x). En términos de Mecánica de la Fractura, esta tensión produce una apertura de tipo Modo I. Para el caso de la figura, esta tensión nominal es uniforme excepto cerca de una m.g., donde disminuye rápidamente hasta anularse en la cara libre. Conforme aumenta la carga, nuevas m.gs. se forman en los espacios intermedios (el fenómeno se puede idealizar como duplicación), pero cuando la distancia entre m.gs. es muy pequeña (densidad alta), σ_x no tiene espacio para alcanzar el valor máximo anterior, y no se produce daño

adicional en esa capa. La tensión puede entonces seguir aumentando hasta que se produce la rotura de las fibras (LPF). En realidad, la posición aleatoria de defectos forzará a las m.gs. a aparecer no exactamente espaciadas, pero en el punto de saturación, cuando la distancia entre ellas es pequeña, la evidencia experimental muestra que la hipótesis es suficientemente válida.

3.-ANÁLISIS POR ELEMENTOS FINITOS

El problema descrito en la sección anterior ha sido abordado por numerosos autores (ver referencias) hasta el punto de ser uno de los que más publicaciones ha producido en el campo de análisis aplicado a MC. Estos trabajos pueden ser altamente elaborados, ya que a pesar de la aparente sencillez de geometría, apilado y fuerzas, las soluciones de la teoría de la elasticidad son complicadas. En este artículo el problema de crecimiento de la densidad de m.gs. se aborda mediante el Método de los Elementos Finitos (MEF) según Fig.2, usando elementos isoparamétricos de tensión plana. La distancia entre m.gs. (densidad) puede ser modelada convenientemente cambiando la dimensión horizontal de la malla. Así se calculan los componentes de tensor tensión, y aunque sólo se va a utilizar en el resto de este trabajo la tensión σ_x, su precisión está altamente influenciada por las demás componentes, a través de las ecuaciones de equilibrio.

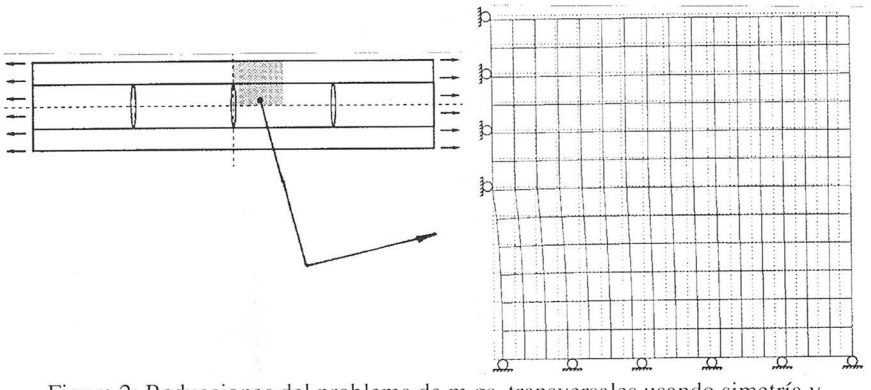


Figura 2: Reducciones del problema de m.gs. transversales usando simetría y periodicidad, con malla deformada y condiciones de contorno.

Una vez que el campo de tensiones ha sido determinado, es preciso definir un criterio de multiplicación de grietas. Se puede asumir que (Hill 1950), (Hahn et. al. 1974) basta comparar la tensión longitudinal en las capas 90° con la resistencia transversal del MC:

$$\sigma_x^{90} < Y \quad \Rightarrow \text{ seguridad} \qquad (1)$$

de forma que cuando la tensión longitudinal alcanza el valor Y, nuevas m.gs. se forman en los puntos intermedios. La justificación es que, a nivel microscópico, la resistencia de la matriz (material frágil) es afectada sólo por la componente de tensión dominante.

A partir de este criterio, se puede predecir la densidad límite, es decir, el numero máximo de m.gs. que un determinado laminado (material y apilado) puede aguantar.

Esta predicción es fundamental, ya que se puede demostrar (Pérez 1992) que este estado es el umbral de otras formas de fallo: delaminación y rotura de fibra. Ademas, el límite de densidad coincide con la degradación máxima de las propiedades del material. La Eq.(1) puede ser aplicada a la capa 0°, sin mas que cambiar el límite de ressitencia por X. Este segundo criterio se aplicará cuando se alcanze la densidad límite de m.gs.

4.- ESTUDIO DE EVOLUCIÓN DE RIGIDEZ

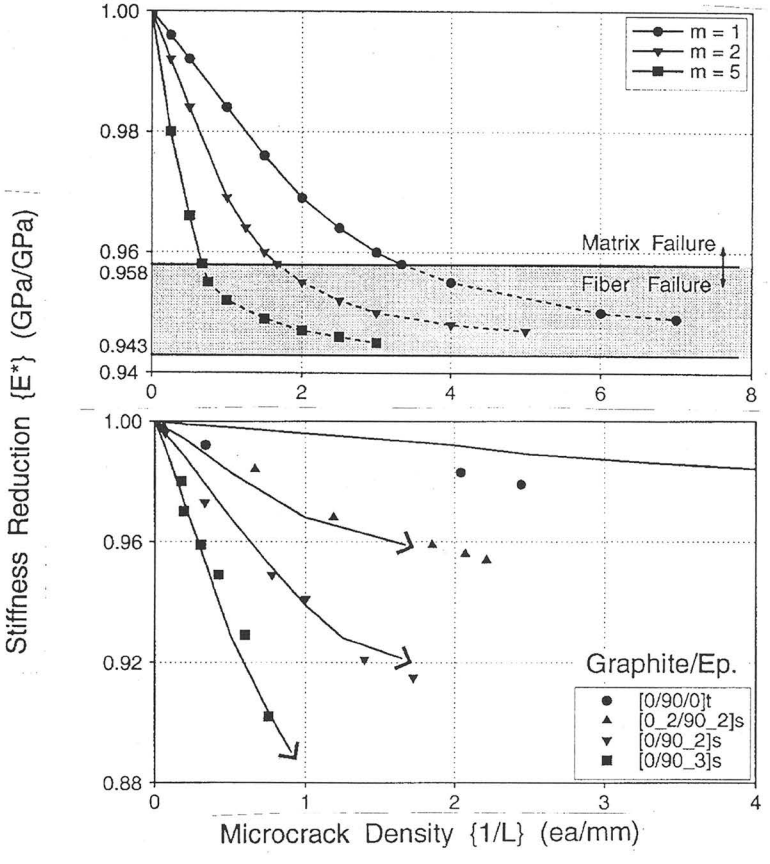


Figura 3: (a) Reducción de rigidez (calculada) con respecto a densidad de microgrietas, (b) Id. comparadas con resultados experimentales.

La Fig.3(a) muestra la evolución de la rigidez de laminados en función del número de m.gs. para $[0_m/90_m]_s$ y AS4/3051, L es la distancia entre m.gs. Cada punto de las curvas representa el valor calculado con los procedimientos descritos en el apartado anterior. Para los tres casos estudiados, la reducción E^* (ratio entre rigidez inicial y final) correspondiente a la densidad límite es de 0.958, o 4.2%. A partir de ese punto

(zona sombreada), los cálculos no tienen sentido ya que el modo de fallo es rotura de fibra, es decir, fallo catastrófico. Si artificialmente se continua incrementando la densidad, la reducción se aproxima asintóticamente a 0.943 que es precisamente el valor resultante de descontar la contribución de la capa de 90°, es decir, el caso irreal de un número infinito de m.gs.

En la Fig.3(b) se representan valores calculados, incluyendo la densidad límite representada por un símbolo ángulo que interrumpe la curva, para varios laminados y fibra de carbono comparados con valores experimentales (Groves et. al., 1987). La correspondencia es muy buena, excepto para $[0_2/90_2]_s$ y $[0/90/0]_t$, probablemente debido a que en este caso la relación $\frac{E_x}{E_y}$ es muy alta.

Las tres curvas pertenecen a una misma familia, y parametrizando sus valores se pueden hacer coincidir. En la tesis doctoral del autor (Pérez, 1992) se demuestra que para diferentes laminados de diferentes materiales de interés comercial, se repite la coincidencia de todas las curvas, aunque no de la densidad límite, si parámetros adimensionales, con un exponente empírico de 0.9 se añaden al eje de las ordenadas, y si el de abcisas se normaliza con respecto al espesor de la capa de 90°:

$$E^* \leftarrow E^* \cdot SF$$
$$SF = \left(\frac{h^0}{h^{90}}\right)^{0.9} \cdot \left(\frac{E_x}{E_y}\right)^{0.9} \qquad (2)$$

en donde SF es el factor de similitud, por analogía con Mecánica de Fluidos, h^0 el espesor de la capa de 0°, h^{90} el espesor de la capa de 90°, E_x y E_y el módulo longitudinal y transversal respectivamente.

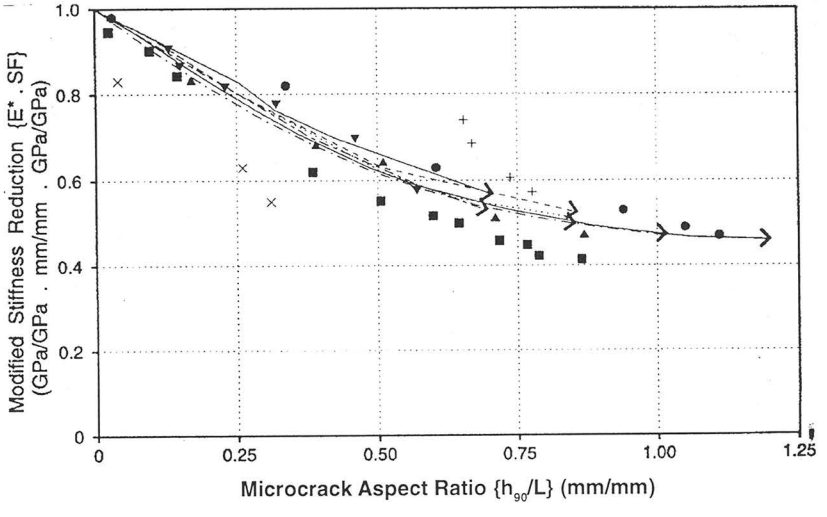


Figura 4: Datos experimentales y valores calculados con el Método de los Elementos Finitos. Todos los puntos han sido modificados con factores de similitud.

Finalmente, en la Fig.4 se representan varios casos estudiados y su comparación con resultados experimentales. Excepto por los casos $[0/90/0]_t$ en AS4/3501 y $[0/90]_s$

en E-g/epoxy, todos los datos experimentales están situados en un rango muy estrecho, lo que indica que con los factores adimensionales descritos anteriormente, el fenómeno de multiplicación de grietas sigue la misma tendencia. Para estas dos excepciones, aparte de cierta incertidumbre en datos experimentales, es posible que otros modos de fallo, aparte de microgrietas estén presentes. En cuanto a las predicciones de Elementos Finitos, las curvas modificadas no sólo están muy próximas sino que siguen la tendencia de los resultados experimentales.

5.- REFERENCIAS

1. Aboudi, J., *Stiffness Reduction of Cracked Solids, Engineering Fracture Mechanics*, **26**, 5, pp. 637-650, 1987.
2. Allen, D. H., C. E. Harris, S. E. Groves, y R. G. Norvell, *Characterization of Stiffness Loss in Crossply Laminates With Curved Matrix Cracks, J. of Composite Materials*, **22**, pp. 71-80, 1988.
3. Garrett, K. W. y J. E. Bailey, *Multiple Transverse Fracture in 90° Cross-Ply Laminates of a Glass Fiber-Reinforced Polyester, J. of Material Science*, **12**, pp.157-168, 1977.
4. Groves, S. E., C. E. Harris, A. L. Highsmith, D. H. Allen y R. G. Norvell, *An Experimental and Analytical Treatment of Matrix Cracking in Cross-Ply Laminates, Experimental Mechanics*, **27**, 1, pp. 73-79, 1987.
5. Han, Y. M. y H. T. Hahn, *Ply Cracking and Property Degradations of Symmetric Balanced Laminates Under General In-Plane Loading, Composite Science and Technology*, **35**, pp. 377-397, 1989.
6. Hahn, H. T. y S. W. Tsai, *On the Behavior of Composite Laminates After Initial Failures, J. of Composite Materials*, **8**, pp. 288-305, 1974.
7. Hashin, Z., *Analysis of Cracked Laminates: A Variational Approach, Mechanics of Materials*, **4**, pp. 121-136, 1985.
8. Highsmith, A. L. y K. L. Reifsnider, *Stiffness-Reduction Mechanisms in Composite Laminates*, pp. 103-117, *ASTM STP 775*, 1982.
9. Hill, R., *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford Univ. Press, 1950.
10. Pérez, J.L., *An Integrated Micro-Macromechanics Analysis of Progressive Failure in Cross-Ply Composite Laminates*, Ph.D. Thesis, Stanford University, Stanford, California, 1992.
11. Sih, G. C., G. F. Smith, I. H. Marshall, y J. J. Wu, eds., *Composite Material Response: Constitutive Relations and Damage Mechanisms*, Elsevier Applied Science, London, 1988.
12. Tsai, S. W. y H. T. Hahn, *On the Behavior of Composite Laminates After Initial Failures, J. of Composite Materials*, **8**, pp. 288-305, 1974.
13. Tsai, S. W. y H. T. Hahn, *Introduction to Composite Materials*, Technomic, Lancaster, Pennsylvania, 1980.
14. Varna, J. y L. Berglund, *Multiple Transverse Cracking and Stiness Reduction in Cross-Ply Laminates, J. of Composites Technology & Research*, **13**, 2, pp. 99-106, 1991.

FORMULACIÓN INTEGRAL DEL ANÁLISIS DINÁMICO DE MATERIALES TRANSVERSALMENTE ISÓTROPOS

Sáez Pérez, A.[1]; Gallego Sevilla, R.[2]; Domínguez Abascal, J.[1]

[1] Dpto. de Mecánica de Medios Continuos. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla Avda. Reina Mercedes s/n. E-41012 Sevilla. Tfno: 95-4556999. Fax: 95-4556997

[2] Dpto. de Ingeniería Civil. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos Universidad de Granada. Colegio Máximo, Campus de Cartuja. E-18071 Granada. Tfno: 958-244149

Resumen: Muchos materiales compuestos pueden ser tratados a nivel macroscópico como medios homogéneos de comportamiento transversalmente isótropo. A su vez, el análisis de problemas dinámicos en medios homogéneos, isótropos o no, elásticolineales puede formularse en términos de un conjunto de Ecuaciones Integrales de Contorno (EIC), fácilmente resolubles mediante el Método de los Elementos de Contorno (MEC). Para ello es necesario conocer la solución fundamental elastodinámica (i.e., la respuesta de un medio infinito a la aplicación de una carga puntual) en una forma relativamente sencilla. Partiendo de la solución fundamental propuesta por Wang y Achenbach (1995) para materiales transversalmente isótropos, se presenta aquí la formulación e implementación numérica de un código de Elementos de Contorno que permite el análisis dinámico de este tipo de medios.

Abstract: Many fiber reinforced composites can be idealized as being effectively homogeneous and having a transversely isotropic type of behavior. The formulation of the three-dimensional elastodynamic problem for linear homogeneous solids can be reduced to a set of Boundary Integral Equations (BIE's) for field quantities. These equations can be solved in a simple straightforward manner by the Boundary Element Method (BEM). For a succesful implementation of this method, the elastodynamic fundamental solution (i.e., the response of an unbounded solid due to the application of a point force) must be known in a relatively simple form. In this work, the effective implementation of the fundamental solution proposed by Wang and Achenbach (1995) for transversely isotropic materials is studied in detail, enabling it for its use with a Boundary Element code for the dynamic analysis of transversely isotropic media.

1.- INTRODUCCIÓN

Si bien los materiales compuestos son en esencia heterogéneos, pueden ser modelados a nivel macroscópico como homogéneos mediante la definición de unas constantes elásticas equivalentes (Christensen, 1979). Este sería el caso, e.g., de un material compuesto reforzado por un sistema de fibras alineadas unidireccionalmente de forma aleatoria (figura 1). Medios de estas características presentan adicionalmente propiedades simétricas en el plano normal a la dirección de las fibras, denominándose por ello transversalmente isótropos.

Por otro lado, el análisis de problemas dinámicos en medios homogéneos elásticolineales puede reducirse a un conjunto de Ecuaciones Integrales de Contorno (EIC), mediante la aplicación del Teorema de Reciprocidad de Betti-Rayleigh entre el estado elastodinámico en estudio y un estado definido por la solución fundamental (i.e., la respuesta de un medio infinito a la aplicación de una carga puntual dinámica). Estas ecuaciones pueden resolverse numéricamente mediante el Método de los Elementos de Contorno (MEC). El MEC representa una alternativa competitiva (Domínguez, 1993) frente a los métodos clásicos de dominio, tales como el Método de los Elementos Finitos o el Método de las Diferencias Finitas, en muchas ramas de la ciencia y la ingeniería. El atractivo del MEC puede atribuirse en gran medida a la reducción en la dimensionalidad del problema, ya que tan sólo es necesario discretizar los contornos existentes, de manera que una vez calculadas las variables sobre dichos contornos será posible determinarlas en cualquier otro punto del medio a través de la correspondiente Representación Integral. La implementación de este método requiere pues del conocimiento de la solución fundamental elastodinámica para medios transversalmente isótropos en una forma relativamente sencilla.

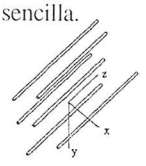


Figura 1: *Sistema de fibras alineadas.*

La técnica más empleada para la determinación de dicha solución fundamental se ha basado en la transformada de Fourier, pero si bien esta metodología proporciona expresiones explícitas para el caso isótropo, en casos de anisotropía generales la solución se obtiene en términos de integrales infinitas. Los primeros estudios sobre soluciones anisótropas mediante la transformada de Fourier se centraron en la determinación de soluciones asintóticas de campo lejano (Buchwald, 1959; Lighthill, 1960; Musgrave, 1961). Estas contribuciones fueron revisadas posteriormente por Kraut (1963) y Musgrave (1970) para casos de anisotropía general y por Payton (1983) para el caso transversalment isótropo. Estudios más recientes corresponden a Tsvanskin y Chesnokov (1989) para el caso anisótropo y a Kazi-Aoual, Bonnet y Jouanna (1988) y Zhu (1992) para el caso transversalmente isótropo. Posteriormente, Wang y Achenbach (1995) presentaron un nuevo método basado en la transformada de Radon que permite la obtención de la solución fundamental elastodinámica 3-D en el dominio de la frecuencia para materiales anisótropos. Esta solución, que proporciona los desplazamientos en forma de integrales sobre la superficie de una esfera de radio unidad, ha sido empleada con éxito por Wang, Sáez y Achenbach (1995) para estudiar problemas de difracción de ondas en materiales transversalmente isótropos. Sin embargo, en dicho trabajo la evaluación numérica de la solución fundamental, i.e., de las integrales sobre la superficie de la esfera unidad, se hace mediante una cuadratura de Gauss 2-D (Stroud y Secrest, 1966), lo que redunda en unos tiempos de computación elevados. En el presente trabajo se realiza un estudio más detallado de la solución fundamental, lo que conlleva su más eficiente evaluación.

2.- PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA. FORMULACIÓN EN TÉRMINOS DE ECUACIONES INTEGRALES DE CONTORNO

Sea un cuerpo Ω (de contorno Γ) elástico-lineal, homogéneo y transversalmente

isótropo, libre de fuerzas de volumen y que se halla sometido a un movimiento armónico de frecuencia ω, si bien el término $e^{-i\omega t}$ se suprimirá en el siguiente análisis. Las ecuaciones de equilibrio vienen dadas por

$$\sigma_{ij,j} + \rho\,\omega^2 u_i = 0 \tag{1}$$

La ley de Hooke para un material transversalmente isótropo viene dada por (Green y Zerna, 1954)

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= C_{11}\varepsilon_{xx} + C_{12}\varepsilon_{yy} + C_{13}\varepsilon_{zz} \\ \sigma_{yy} &= C_{12}\varepsilon_{xx} + C_{11}\varepsilon_{yy} + C_{13}\varepsilon_{zz} \\ \sigma_{zz} &= C_{13}\varepsilon_{xx} + C_{13}\varepsilon_{yy} + C_{33}\varepsilon_{zz} \\ \sigma_{xz} &= C_{44}\varepsilon_{xz} \;;\; \sigma_{yz} = C_{44}\varepsilon_{yz} \\ \sigma_{xy} &= \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})\varepsilon_{xy} \end{aligned} \tag{2}$$

donde el eje z del sistema de coordenadas cartesiano (x,y,z) se ha escogido coincidente con el eje de simetría del material.

La aplicación del teorema de reciprocidad de Betti-Rayleigh entre el estado elastodinámico bajo estudio y la solución fundamental dará como resultado

$$u_k(\mathbf{x},\omega) + \int_\Gamma T_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})\,u_i(\mathbf{y},\omega)\,d\Gamma_y = \int_\Gamma U_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})\,t_i(\mathbf{y},\omega)\,d\Gamma_y \qquad \mathbf{x}\in\Omega \tag{3}$$

donde $\mathbf{x}$ es el vector de posición del punto de observación y $U_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})$ y $T_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})$ son los campos de desplazamientos y tracciones, respectivamente, de la solución fundamental, definidos como la componente i del desplazamiento/tracción en el punto $\mathbf{y}$ originado/a por la aplicación de una carga puntual en el punto $\mathbf{x}$ en dirección k. Esta solución fundamental puede expresarse como $U_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x}) = U^S_{ik}(\mathbf{y};\mathbf{x}) + U^R_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})$, donde $U^R_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})\to 0$ cuando $\omega\to 0$ representa la parte regular de la solución y $U^S_{ik}(\mathbf{y};\mathbf{x})$ la parte singular, correspondiéndose esta última con la solución fundamental estática. Tomando el límite $\mathbf{x}\in\Omega \to x_0\in\Gamma$ en la ecuación (3) obtendremos la siguiente EIC

$$c_{ik}(\mathbf{x}_0)\,u_i(\mathbf{x}_0,\omega) + \int_\Gamma T_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x}_0)\,u_i(\mathbf{y},\omega)\,d\Gamma_y = PV\int_\Gamma U_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x}_0)\,t_i(\mathbf{y},\omega)\,d\Gamma_y \tag{4}$$

donde PV indica que la integral debe entenderse en el sentido de un Valor Principal de Cauchy y $c_{ik}(\mathbf{x}_0)$ es el denominado término libre (Brebbia y Domínguez, 1992). Una vez resuelta la EIC (4) y conocidas por tanto las variables sobre el contorno Γ, las variables en cualquier punto del dominio Ω pueden calcularse mediante la ecuación (3).

3.- SOLUCION NUMÉRICA DE LAS ECUACIONES INTEGRALES DE CONTORNO. EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS DE CONTORNO

La EIC planteada en (4) puede resolverse mediante el MEC. Para un tratamiento detallado del MEC aplicado a problemas elastodinámicos, puede consultarse el libro de Domínguez (1993). Aquí tan sólo se resumen las ideas básicas:

El contorno del problema se subdivide en NE elementos sobre los cuales se interpolan desplazamientos y tracciones a partir de sus valores en los nodos de los elementos. Así, sobre un elemento j podremos escribir en forma matricial

$$u = \Phi\, u^j \;\; ; \;\; t = \Phi\, t^j \tag{5}$$

donde los vectores $\mathbf{u}^j$ y $\mathbf{t}^j$ contienen los valores de desplazamientos y tracciones, respectivamente, en los nodos del elemento j y Φ es una matriz que contiene las funciones de forma. La geometría, en el caso de elementos isoparamétricos, se interpola de igual manera. Por tanto, la ecuación (4) aplicada en un punto $\mathbf{x}_0$ del contorno quedará

$$c^{x_0} u^{x_0} + \sum_{j=1}^{NE} \{\int_{\Gamma_j} T\ \Phi\ d\Gamma_j\}\ u^j - \sum_{j=1}^{NE} \{\int_{\Gamma_j} U\ \Phi\ d\Gamma_j\}\ t^j = 0 \tag{6}$$

donde **U** y **T** son matrices conteniendo las componentes U_{ik} y T_{ik} de la solución fundamental. Planteando (6) en los N nodos del contorno se obtiene un sistema de ecuaciones algebraicas de la forma **H u = G t**, que junto con las condiciones de contorno permite determinar los valores de los desplazamientos (**u**) y las tracciones (**t**) en todos los nodos del contorno.

4.- EVALUACIÓN DE LA SOLUCIÓN FUNDAMENTAL

En este apartado se discute la implementación numérica de la solución fundamental elastodinámica propuesta por Wang y Achenbach (1995) para materiales transversalmente isótropos:

4.1.- Parte Singular (Estática) de la Solución Fundamental

A pesar de disponerse de una solución estática explícita (Pan y Chou, 1976), aquí se ha optado, por congruencia y por no suponer un incremento en el tiempo de computación, por la solución de Wang y Achenbach (1995). Esta solución viene expresada en forma de una integral sobre la circunferencia del círculo unidad definido en la sección normal al vector de posición **x** del punto de observación, de forma análoga a las soluciones fundamentales anisótropas propuestas por John (1955) y Synge (1957). Así, para los desplazamientos tendremos

$$U_{ik}^S(x) = \frac{1}{8\pi r^2} \int_{|d|=1} A_{ik}(d)\, dL(d) \;\; ; \;\; r = |x| \tag{7}$$

donde **d** es la normal exterior al círculo unidad en su plano y las expresiones de los núcleos $A_{ik}(\mathbf{d})$ se dan en el Apéndice A. Las tracciones se podrán obtener a partir de las derivadas de los desplazamientos mediante la ley de Hooke

$$\frac{\partial}{\partial x_p} U_{ik}^S(x) = \frac{1}{8\pi^2 r^2} \int_{|d|=1} \left(e \cdot \frac{\partial}{\partial d}\right) \{d_p\, A_{ik}(d)\}\, dL(d) \tag{8}$$

donde **e** es un vector unitario en la dirección de **x** (figura 2.(a)). Obsérvese que los integrandos en (7) y (8) tan sólo dependen de la orientación de **x**, definida por dos ángulos θ y ϕ (figura 2.(a)), y no de su módulo. Es más, puesto que el ángulo ϕ se define en el plano de isotropía (x,y), dichos integrandos pueden ser obtenidos para un ángulo ϕ_0 arbitrario y girados posteriormente hasta el ángulo ϕ en estudio. Ello nos permitirá, análogamente a lo realizado por Wilson y Cruse (1978), generar una base de datos con las integrales de (7) y (8) tabuladas para una serie de valores de $\phi \in (0,\pi)$ y un $\phi = \phi_0$ arbitrario para, posteriormente, efectuar una interpolación 1- D en θ. Al igual que

Ishikawa (1990) se sugiere el empleo de un espaciado $\Delta\phi = \pi/18$ entre los puntos de la base de datos.

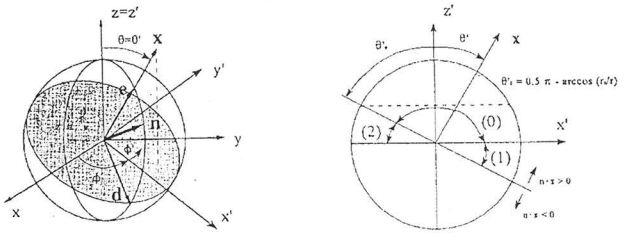


Figura 2: (a) Geometría de **e**, **x**, **n** y **d** en el sistema fijo de coordenadas (x,y,z). Definición del sistema de referencia auxiliar (x',y',z'); (b) Sección de la esfera unida por el plano (x',z').

4.2.- Parte Regular de la Solución Fundamental

La parte regular de la solución fundamental viene expresada en forma de integrales sobre la superficie de una esfera de radio unidad. Así, para los desplazamientos

$$U_{ik}^{R}(\boldsymbol{x},\omega) = \frac{i}{16\pi^2}\int_{|n|=1}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m}(\boldsymbol{n},\omega)\; e^{ik_m|n\cdot x|}\, dS(\boldsymbol{n}) \tag{9}$$

donde **n** es la normal exterior a la esfera unidad, $k_m=\omega c_m$ es el número de onda, c_m (m=1,2,3) son las velocidades de fase y las expresiones de los núcleos $B_{ik}^{m}(\mathbf{n},\omega)$ se dan en el Apéndice A. Las tracciones se obtienen a partir de las derivadas de los desplazamientos mediante la ley de Hooke. La evaluación directa de las integrales en (9) mediante una cuadratura de Gauss 2-D se ha mostrado costosa en cuanto a tiempo de computación se refiere (Wang, Sáez y Achenbach, 1995), por lo que aquí se proponen algunas simplificaciones. Así, consideremos el sistema auxiliar de coordenadas (x',y', z') de la figura 2.(a), en el que el eje x' coincide con la proyección del vector de posición **x** sobre el plano (x,y) y z'=z. En la figura 2.(b) se muestra, sobre una sección de la esfera que contiene los ejes x' y z', el dominio de integración. Aprovechando las simetrías que el integrando en (9) presenta, podremos escribir

$$U_{ik}^{R} = \frac{2}{16\pi^2}\left(\int_{(0)}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m}\; i\, e^{ik_m n\cdot x} + \int_{(2)}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m}\; i\, e^{-ik_m n\cdot x}\right) dS(\boldsymbol{n}) \tag{10}$$

donde los subdominios de integración (0) y (2) se muestran en la figura 2.(b). A su vez, podemos realizar la descomposición $B_{ik}^{m}(\mathbf{n},\omega) = B_{ik}^{m\theta}(\theta',\omega)\cdot B_{ik}^{m\phi}(\phi',\omega)$ donde $B_{ik}^{m\phi}$ no depende de las constantes elásticas del material. Esto nos permitirá reducir la parte imaginaria de (10) a una integral 1-D en la variable θ'

$$Im\,(U_{ik}^{R}) = \frac{2}{16\pi^2}\int_{\theta'=0}^{\frac{\pi}{2}}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m\theta}\left[\int_{\phi'=-\pi}^{\pi} B_{ik}^{m\Phi}\cos(a_m\cos\phi' + b_m)\,d\phi'\right] sen\,\theta'\, d\theta' \tag{11}$$

donde $a_m = k_m sen\theta'(r_x^2+r_y^2)^{0.5}$, $b_m = k_m cos\theta' r_z$, $x = (r_x, r_y, r_z)$ y las integrales en ϕ' se pue-

den expresar como combinación lineal de funciones de Bessel, por lo que tan sólo es necesario evaluar numéricamente la integral en θ'. Ello se hace mediante una cuadratura de Gauss l-D. En cuanto a la parte real de la solución

$$Re\,(U_{ik}^{R}) = \frac{2}{16\pi^2}\left[\int_{\theta'=0}^{\theta_0'}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m\theta}\left[\int_{\phi'=-\pi}^{\pi} B_{ik}^{m\phi}\,sen(a_m\cos\phi'+b_m)\,d\phi'\right]sen\theta'd\theta' + \right.$$
$$\left. + \int_{\theta'=\theta_0'}^{\frac{\pi}{2}}\sum_{m=1}^{3} B_{ik}^{m\theta}[g(\theta')]\,sen\theta' d\theta'\right] \quad con \quad g(\theta') = I_1(\theta') - I_2(\theta') \tag{12}$$

donde

$$I_1(\theta') = \int_{\phi'=-\alpha}^{\alpha} B_{ik}^{m\phi}\,sen(a_m\cos\phi'+b_m)\,d\phi'$$
$$I_2(\theta') = \int_{\phi'=\alpha}^{-\alpha} B_{ik}^{m\phi}\,sen(a_m\cos\phi'+b_m)\,d\phi' \tag{13}$$

En (12) la primera integral en φ' es análoga a las que aparecían al evaluar la parte imaginaria, i.e., puede expresarse como una combinación de funciones de Bessel, reduciéndose por tanto a una integral l-D en φ', que puede ser efectuada mediante una cuadratura de Gauss l-D. En cuanto a la segunda integral en (12), puesto que $I_1(\theta')+I_2(\theta')$ puede expresarse de nuevo como una combinación de funciones de Bessel, que denotaremos por $J_{CI.}(\theta')$, la función $g(\theta')$ puede calcularse como $2I_1(\theta')-J_{CI.}(\theta')$ para $\alpha<\pi/2$ ó, alternativamente, $J_{CI.}(\theta')-2I_2(\theta')$ para $\alpha>\pi/2$, de manera que se minimiza el tamaño del intervalo de integración en φ', lo que supone una gran ventaja dado el carácter oscilatorio de los integrandos. En este sentido, cabe señalar que los intervalos de integración (tanto en θ' como en φ') se han dividido en una serie de subintervalos, en cada uno de los cuales se ha empleado una cuadratura de Gauss de 4 puntos. En cada caso, el número de subintervalos se estima en función del número de oscilaciones que el integrando presente. Así, a mayores frecuencias o mayores distancias al punto de observación, se hará necesario el empleo de un mayor número de subdivisiones. Finalmente, puede observarse que el cálculo de la parte regular se ha realizado en el sistema de coordenadas auxiliar (x', y' ,z'). En dicho sistema, los siguientes términos son nulos: U_{12}, U_{23}, $U_{11,2}$, $U_{12,1}$, $U_{12,3}$, $U_{22,2}$, $U_{13,2}$, $U_{23,1}$, $U_{23,3}$ y $U_{33,2}$ donde la "," indica derivada espacial respecto de la variable que se indica tras ella. Para obtener los resultados en el sistema fijo (x,y,z) bastará girar el ángulo φ correspondiente, por ser el plano (x',y') de isotropía y coincidir con el (x,y).

5.- CONCLUSIONES

El análisis de problemas elastodinámicos en medios homogéneos transversalmente isótropos se ha reducido a un conjunto de EIC para las variables de campo, fácilmente resolubles de forma numérica mediante el MEC. Para ello ha sido necesario evaluar, en la manera más eficiente posible, la solución fundamental elastodinámica. Aquí se ha detallado la implementación de la solución obtenida por Wang y Achenbach (1995). En otra de las comunicaciones a este Congreso ("Difracción de Ondas por Cavidades en

materiales Transversalmente Isótropos" por Sáez, Gallego y Domínguez) se aplican los principios aquí expuestos al caso particular de la difracción de ultrasonidos en este tipo de materiales.

REFERENCIAS

1.- Brebbia, C.A. y Domínguez, J., *Boundary Elements: An Introductory Course*, Ed. CMP y McGraw-Hill, 1989.

2.- Buchwald, V.T., *Elastic Waves in Anisotropic Media, Proc. Roy. Soc. London*, **A 253**, pp 563-580, 1959.

3.- Christensen, R.M., *Mechanics of Composite Materials*, Ed. Wiley, 1979.

4.- Domínguez, J., *Boundary Elements in Dynamics*, Ed. CMP y Elsevier, 1993.

5.- Green, A.E. y Zerna, W., *Theoretical Elasticity*, Ed. Oxford University Press, 1968.

6.- Ishikawa, H., *Application of the Boundary Element Method to Anisotropic Crack Problems, in Advances in Boundary Element Mehods for Fracture Mechanics*, (Ed. M.H. Aliabadi y C.A. Brebbia), Ed. CMP y Elsevier, 1993.

7.- John, F., *Plane Waves and Spherical Means Applied to Partial Differential Equations*, Ed. Interscience, 1955.

8.- Kazi-Aoual, M.N., Bonet, G. y Jouanna, P., *Response of an Infinite Transversely Isotropic Elastic Medium to a Point Force, Geophys. J.*, **39**, pp 587-590, 1988.

9.- Kraut, E.A., *Advances in the Theory of Anisotropic Elastic Wave Propagation, Review of Geophysics*, **1**, pp 401-448, 1963.

10.-Lighthill, M.J., *Anisotropic Wave Motions, Phil. Trans. Roy. Soc. London*, **A252**, pp 397-470, 1960.

11.-Musgrave, M.J.P., *Prog. Solid. Mech.*, **2**, pp 64-85, 1961.

12.-Musgrave, M.J.P., *Crystal Acosutics*, Ed. Holden-Day, 1970.

13.-Pan, Y.-C. y Chou, T.W., *Point Force Solution for an Infinite Transversely Isotropic Solid, J. Appl. Mech.*, **43**, pp 608-612.

14.-Payton, R.G., *Elastic Wave Propagation in Transversely Isotropic Media*, Ed. Martinus Nijhoff, 1983.

15.-Stroud, A.H. y Secrest, D., *Gaussian Quadrature Formulas*, Ed. Prentice -Hall, 1966.

16.-Synge, J.L., *The Hypercircle in Mathematical Physics*, Ed. Cambridge University Press, 1957.

17.-Tsvankin, I.D. y Chesnokov, Y.M., *Wave Fields of Point Sources in Arbitrarily Anisotropic Media, Izvestiya. Earth Physics 25*, **7**, pp 528-540, 1989.

18.-Wang C.-Y. y Achenbach, J.D., *3-D Time-Harmonic Elastodynamic Green's Functions for Anisotropic Solids, Proc. Roy. Soc. London*, En prensa.

19.-Wang C.-Y., Sáez, A. y Achenbach, J.D., *3-D Elastodynamic Green's Functions for BEM Applications to Anisotropic Solids*, (Ed. D.F. Parker y A.H. England), pp 307-320, *IUTAM Symposium on Anisotropy, Inhomogeneity and Nonlinearity in Solid Mechanics*, 1995.

20.-Wilson, R.B. y Cruse, T.A., *Efficient Implementation of Anisotropic Three Dimensional Boundary Integral Equation Stress Analysis, Int. J. Num. Meth. Eng.*, pp 1383-1397, 1978.

21.-Zhu, H., *A Method to Evaluate Three Dimensional Time-Harmonic Elastodynamic Green's Functions in Transversely Isotropic Media, J. Appl. Mech.*, **59**, pp. S96-S101, 1992.

APÉNDICE A.- SOLUCIÓN FUNDAMENTAL ARMÓNICA 3-D PARA MATERIALES TRANSVERSALMENTE ISÓTROPOS

Empleando la misma notación que Payton (1983), definimos

$$\kappa_1 = \bar{c}_{33} \quad \kappa_2 = \bar{c}_{11} \quad \kappa_3 = 1 + \kappa_1\kappa_2 - (\bar{c}_{13}+1)$$
$$\kappa_4 = \frac{1}{2}(\bar{c}_{11}-\bar{c}_{12}) \quad \kappa_5 = \bar{c}_{13}+1 \quad \textit{donde} \quad \bar{c}_{mn} = \frac{C_{mn}}{C_{44}}$$

de manera que los núcleos $A_{ik}(\mathbf{d})$ y $B_{ik}^{m}(\mathbf{n},\omega)$, que aparecen en las ecuaciones (7) y (9), para el cálculo de $\bar{U}_{ik}=U_{ik}/C_{44}$ (Wang y Achenbach, 1994) vienen dados por

$$A_{ik}(d) = \frac{d_i d_k}{1-d_3^2}\left(\frac{M^S}{Q_S}-\frac{1}{L_S}\right)+\frac{\delta_{ik}}{L^S}$$
$$A_{i3}(d) = A_{3i}(d) = -\kappa_5\frac{d_i d_3}{Q^S} \qquad A_{33}(d) = \frac{K^S}{Q^S} \qquad i,k = 1,2$$

donde

$$M^S(d_3)=\kappa_1 d_3^2+(1-d_3^2) \qquad K^S(d_3)=d_3^2+\kappa_2(1-d_3^2)$$
$$L^S(d_3)=d_3^2+\kappa_4(1-d_3^2) \qquad Q^S(d_3)=\kappa_1 d_3^2+\kappa_3 d_3^2(1-d_3^2)+\kappa_3 d_3^2(1-d_3^2)^2$$

y

$$B_{ik}^{m}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = \frac{n_i n_k}{(1-n_3^2)}\frac{M}{C}\frac{k_m}{c_m^2} \qquad B_{i3}^{m}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = B_{3i}^{m}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = -\kappa_5 n_i n_3\frac{1}{C}\frac{k_m}{c_m^2}$$
$$B_{33}^{m}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = \frac{K}{C}\frac{k_m}{c_m^2} \qquad B_{ik}^{3}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = -\left(\frac{n_i n_k}{(1-n_3^2)}-\delta_{ik}\right)\frac{k_3}{c_3^2}$$
$$B_{i3}^{3}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = B_{3i}^{3}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = B_{33}^{3}(\boldsymbol{n},\bar{\omega}) = 0 \;;\; \bar{\omega}^2 = \rho\frac{\omega^2}{C_{44}} \;;\; i,k,m = 1,2$$

donde las velocidades de onda vienen dadas por

$$c_1 = \left\{0.5(B-(B^2-4A)^{0.5}\right\}^{0.5} \qquad c_2 = \left\{0.5(B+(B^2-4A)^{0.5}\right\}^{0.5} \qquad c_3 = \left\{0.5\kappa_4(1-n_3^2)+n_3^2\right\}^{0.5}$$

donde

$$A(n_3) = \kappa_1 n_3^4+\kappa_3 n_3^2(1-n_3^2)+\kappa_2(1-n_3^2)^2$$
$$B(n_3) = (\kappa_1+1)n_3^2+(\kappa_2+1)(1-n_3^2)$$
$$C(c_m,n_3) = (\kappa_1+1)n_3^2+(\kappa_2+1)(1-n_3^2)-2c_m^2$$
$$M(c_m,n_3) = \kappa_1 n_3^2+(1-n_3^2)-c_m^2 \qquad K(c_m,n_3) = n_3^2+\kappa_2(1-n_3^2)-2c_m^2$$

Nótese que las velocidades de onda c_m dependen tan sólo de n_3, como era de esperar.

DIFRACCIÓN DE ONDAS POR CAVIDADES EN MATERIALES TRANSVERSALMENTE ISÓTROPOS

Sáez Pérez, A.[1]; Gallego Sevilla, R.[2]; Domínguez Abascal, J.[1]

[1] Dpto. de Mecánica de Medios Continuos. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla. Avda. Reina Mercedes s/n. E-41012 Sevilla. Tfno: 95-4556999. Fax: 95-4556997

[2] Dpto. de Ingeniería Civil. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos Universidad de Granada. Colegio Máximo, Campus de Cartuja. E-18071 Granada. Tfno: 958-244149

Resumen: El problema de la difracción de ondas por un defecto existente en un medio transversalmente isótropo infinito puede expresarse en función de un conjunto de Ecuaciones Integrales de Contorno (EIC) para las variables de campo sobre la superficie del defecto. Este conjunto de ecuaciones puede resolverse mediante el Método de los Elementos de Contorno (MEC) de manera que, una vez conocidos los campos de desplazamientos y tracciones sobre dicha superficie, los campos en cualquier otro punto del medio pueden determinarse a través de la correspondiente Representación Integral. Aquí se presentan resultados numéricos para el caso de la difracción de ondas originada por una cavidad esférica libre de tracciones superficiales inmersa en: (a) un medio cuasi-isótropo, lo cual proporciona una solución con la que validar los resultados, y (b) un medio transversalmente isótropo (un material compuesto grafito-epoxy). Estos resultados son de especial relevancia para su aplicación al campo de los ensayos no destructivos mediante ultrasonidos.

Abstract: The formulation of three-dimensional elastodynamic scattering problems can be reduced to a set of Boundary Integral Equations (BIE's) for field quantities on the surface of the scatterer. These equations can be solved in a straightforward manner by the Boundary Element Method (BEM). Once the displacements and tractions on the surface of the scatterer are obtained, the fields elsewhere in the solid can be determined by the use of an appropriate Integral Representation. Numerical results are obtained for scattering by a traction-free spherical cavity in: (a) a quasi-isotropic solid, so that they are compared with an available analytical solution, and (b) a transversely isotropic solid (a graphite-epoxy composite). These results are of special relevance for non-destrutive evaluation applications.

1.- INTRODUCCIÓN

En muchas aplicaciones un material compuesto puede ser modelado como un medio homogéneo con un cierto grado de anisotropía mediante la definición de unas constantes elásticas equivalentes (Christensen, 1979). Para problemas de propagación de ondas ultrasónicas esta aproximación será válida si la longitud de onda dominante de la señal es mucho

mayor que la mayor de las longitudes características de la microestructura del composite.

La formulación del problema de difracción de ondas originado por un defecto (e.g., una cavidad, una inclusión o una grieta) existente en un medio homogéneo infinito puede reducirse a un conjunto de Ecuaciones Integrales de Contorno (EIC) para los campos de movimientos y tracciones sobre la superficie del defecto. Estas ecuaciones pueden resolverse numéricamente mediante el Método de los Elementos de Contorno (MEC). El MEC representa una alternativa muy competitiva (Domínguez, 1993) frente a los métodos clásicos de dominio, tales como el Método de los Elementos Finitos o el Método de las Diferencias Finitas, cuando se trata con problemas de Elastodinámica lineal en regiones infinitas. La razón es doble: por una parte la dimensionalidad del problema se reduce, ya que tan sólo es necesario discretizar los contornos internos existentes; y por otra, las condiciones de radiación en el infinito se satisfacen automáticamente. Adicionalmente, una vez que se conocen las variables sobre la superficie del defecto, es posible determinar los campos de movimientos y tensiones en cualquier otro punto del medio a través de la correspondiente Representación Integral . Para poder implementar este método, la solución fundamental elastodinámica (función de Green), i.e., los campos de tensiones y desplazamientos en un medio infinito transversalmente isótropo originados por la aplicación de una fuerza puntual dinámica, deben conocerse en una forma relativamente sencilla. En este estudio se ha empleado la solución fundamental 3-D en el dominio de la frecuencia propuesta por Wang y Achenbach (1995). Esta solución proporciona los desplazamientos en forma de integrales sobre la superficie de una esfera de radio unidad, que pueden ser evaluadas numéricamente. Si bien esta solución ha sido empleada con éxito por Wang, Sáez y Achenbach (1995), en dicho trabajo se utilizan elementos constantes para modelar los contornos internos del problema, y la evaluación numérica de la solución fundamental, i.e., de las integrales sobre la superficie de la esfera unidad, se hace mediante una cuadratura 2-D de Gauss (Stroud y Secrest, 1966). El primer aspecto mencionado implica una representación demasiado simplificada de las variables del problema, por lo que en el presente estudio se adoptan elementos cuadráticos. En cuanto al segundo aspecto, redunda en unos tiempos de computación elevados, por lo que aquí se emplea el esquema de evaluación de la solución fundamental propuesto en otra de la comunicaciones de este Congreso ("Formulación Integral del Análisis Dinámico de Materiales Transversalmente Isótropos", por Sáez, Gallego y Domínguez).

2.- PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA. FORMULACIÓN EN TÉRMINOS DE ECUACIONES INTEGRALES DE CONTORNO

Sea un cuerpo Ω tridimensional infinito, elástico-lineal, homogéneo y transversalmente isótropo que contiene un defecto Ω^C de contorno Γ en su seno y se halla sometido a un movimiento armónico de frecuencia ω, si bien el término $e^{-i\omega t}$ se suprimirá en el siguiente análisis. La ley de Hooke para un material transversalmente isótropo viene dada por (Green y Zerna, 1954)

$$\begin{aligned}
\sigma_{xx} &= C_{11}\varepsilon_{xx} + C_{12}\varepsilon_{yy} + C_{13}\varepsilon_{zz} \\
\sigma_{yy} &= C_{12}\varepsilon_{xx} + C_{11}\varepsilon_{yy} + C_{13}\varepsilon_{zz} \\
\sigma_{zz} &= C_{13}\varepsilon_{xx} + C_{13}\varepsilon_{yy} + C_{33}\varepsilon_{zz} \\
\sigma_{xz} &= C_{44}\varepsilon_{xz} \;\; ; \;\; \sigma_{yz} = C_{44}\varepsilon_{yz} \\
\sigma_{xy} &= \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})\varepsilon_{xy}
\end{aligned} \qquad (1)$$

donde el eje z del sistema de coordenadas cartesiano (x,y,z) se ha escogido coincidente con el eje de simetría del material.

El problema de la difracción de una onda elástica incidente sobre un defecto se esquematiza en la figura 1. Así, como consecuencia de la interacción de un campo incidente conocido $\mathbf{u}^{in}$ con el defecto Ω^C se genera un campo difractado $\mathbf{u}^{dif}$, de manera que el campo total de movimientos en el medio infinito Ω viene dado por la superposición de ambos

$$u_i = u_i^{in} + u_i^{dif} \tag{2}$$

donde el campo difractado satisface las condiciones de radiación. El campo total de desplazamientos **u** admite la siguiente representación integral (Kitahara, Hirose y Achenbach, 1992)

$$c_{ik}(\boldsymbol{x})\,u_i(\boldsymbol{x},\omega) + \int_\Gamma T_{ik}(\boldsymbol{y},\omega;\boldsymbol{x})\,u_i(\boldsymbol{y},\omega)\,d\Gamma_y - \int_\Gamma U_{ik}(\boldsymbol{y},\omega;\boldsymbol{x})\,t_i(\boldsymbol{y},\omega)\,d\Gamma_y = u_k^{in}(\boldsymbol{x},\omega) \quad ; \quad c_{ik} = \delta_{ik} \quad si \quad \boldsymbol{x}\in\Omega \tag{3}$$

donde t_i son las tracciones sobre el contorno Γ, $c_{ik}(\mathbf{x})$ es el denominado término libre (Brebbia y Domínguez, 1992) y $U_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})$ y $T_{ik}(\mathbf{y},\omega;\mathbf{x})$ son los campos de desplazamientos y tracciones, respectivamente, de la solución fundamental, definidos como la componente i del desplazamiento/tracción en el punto **y** originado/a por la aplicación de una carga puntual en el punto **x** en dirección k. La EIC (3) puede resolverse numéricamente mediante el MEC, de manera que una vez conocidas las variables en el contorno, el campo difractado en cualquier punto del dominio Ω podrá calcularse mediante la ecuación (3) con $c_{ik}=\delta_{ik}$. Para más detalles sobre el proceso de resolución, nos remitimos a la comunicación "Formulación Integral del Análisis Dinámico de Materiales Transversalmente Isótropos" presentada a este Congreso por Sáez, Gallego y Domínguez.

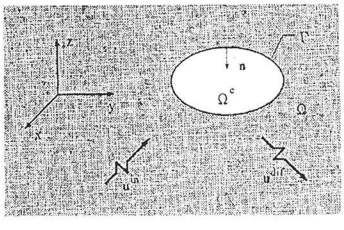


Figura 1. Difracción de una onda por un defecto

3.- DIFRACCIÓN DE ONDAS ELÁSTICAS POR UNA CAVIDAD. RESULTADOS NUMÉRICOS.

La formulación presentada en la sección anterior es válida para cualquier tipo de defecto, de forma geométrica arbitraria. Aquí se presentan los resultados para una cavidad esférica libre de tracciones superficiales (i.e., $t_i=0$ en (3)). La cavidad se modela mediante 24 elementos cuadráticos, tal como se muestra en la figura 2. Se ha escogido el número de onda adimensional $aK_L = a\omega/c_L$ para caracterizar las frecuencias en estudio, donde a es el radio de la cavidad y c_L la velocidad de fase de las ondas cuasilongitudinales. Se han obtenido resultados para dos materiales:

(i) un material cuasi-isótropo, de constantes elásticas próximas a las del acero:

$$C_{11}= 283 \quad C_{12}= 121 \quad C_{13}= 121 \quad C_{33}= 283 \quad C_{44}= 85 \; en \; GPa$$

y densidad ρ=7800 Kg/m^3. Debe mencionarse que la solución fundamental empleada es capaz de representar el caso isótropo sin más que dar la combinación adecuada de constantes elásticas.

(ii) un material transversalmente isótropo, cuyas constantes elásticas representan un composite grafito-epoxy:

$$C_{11}= 13.92 \quad C_{12}= 6.92 \quad C_{13}= 6.44 \quad C_{33}= 160.7 \quad C_{44}= 7.07 \; en \; GPa$$

y densidad ρ= 1700 Kg/m^3. Las velocidades de fase de las ondas cuasi-longitudinales, cuasi-transversales y puramente transversales se muestran en la figura 3.(a).

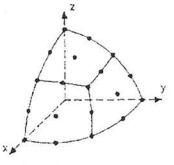


Figura 2: Discretización de un octavo de la cavidad esférica

En ambos casos se considera una onda plana longitudinal que incide según el eje z de simetría del material (figura 3.(b)). Los resultados presentados corresponden a las amplitudes de los desplazamientos totales sobre la superficie de la cavidad y del campo difractado en el medio infinito que la rodea, normalizados con la amplitud del campo incidente. En (i) los resultados se comparan con la solución analítica obtenida por Pao y Mow (1973) para el caso isótropo, y en (ii) se comparan con los obtenidos por Wang, Sáez y Achenbach (1995) utilizando elementos constantes.

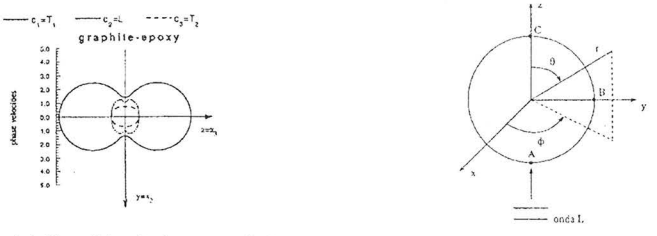


Figura 3: (a) Sección de la superficie de velocidades de fase para un material compuesto grafito-epoxy. Las ondas cuasi-longitudinales, cuasi transversales y puramente transversales se denotan por L, T_2 y T_1, respectivamente. La superficie de velocidades se obtiene por rotación en torno al eje z de simetría del material.
(b) Onda plana longitudinal incidente sobre una cavidad esférica según el eje z.

En la figura 4 se muestran los desplazamientos totales en direcciones radial y circunferencial sobre la superficie de la cavidad, en el plano (x,z), para el material cuasi-isótropo y un número de onda $aK_L = 1$. Se observa como el acuerdo con la solución de Pao y Mow (1973) es muy bueno. Los cálculos efectuados para el campo difractado en el medio infinito arrojaron idénticas conclusiones.

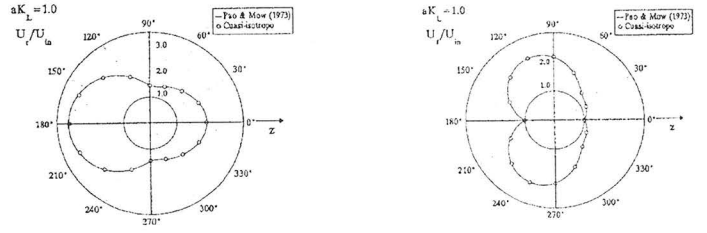


Figura 4: Material cuasi-isótropo. Desplazamientos totales sobre la superficie de la cavidad en direcciones radial y circunferencial.

Las figuras 5, 6 y 7 corresponden al material compuesto grafito-epoxy. En la figura 5 se muestran los desplazamientos totales en direcciones radial y circunferencial sobre la superficie de la cavidad, en el plano (x,z), para un número de onda $aK_L = 1$. Estos resultados concuerdan con los obtenidos por Wang, Sáez y Achenbach (1995). En la figura 6 se muestra, para idéntico número de onda, el campo difractado en el medio infinito que rodea la cavidad. Finalmente, en la figura 7 se muestra la evolución de los desplazamientos totales sobre la superficie de la cavidad al variar la frecuencia. Puesto que la onda incidente es puramente longitudinal (se propaga según el eje de simetría del material), los resultados obtenidos presentan una gran similitud con los observados en el caso isótropo, manteniéndose por ejemplo la simetría radial en torno al eje z.

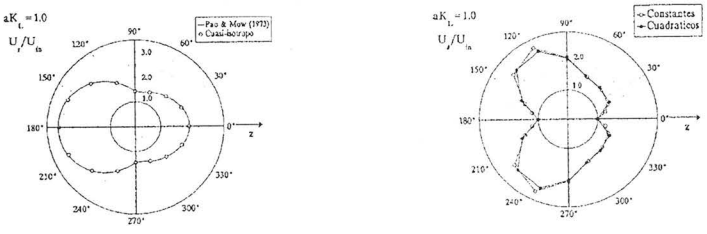


Figura 5: Grafito-epoxy. Desplazamientos totales sobre la superficie de la cavidad en direcciones radial y circunferencial.

4.-CONCLUSIONES

El Método de los Elementos de Contorno es una técnica numérica de gran potencial para el estudio de problemas de difracción de ondas en medios infinitos. La obtención de una solución fundamental elastodinámica para medios transversalmente isótropos en forma de integrales sobre un dominio finito, así como su eficiente evaluación, suponen un gran avance, pues posibilitan su implementación en un código de Elementos de Contorno. Aquí se han obtenido resultados para una cavidad esférica sobre la que indice una onda longitudinal. Sin embargo, el MEC permite resolver todo tipo de configuraciones geométricas y ondas incidentes (i.e. cuasi-longitudinales, cuasi-transversales y puramente transversales).

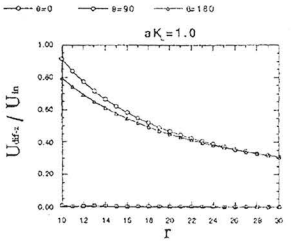


Figura 6: Grafifo-poxy. Campo difractado en dirección z.

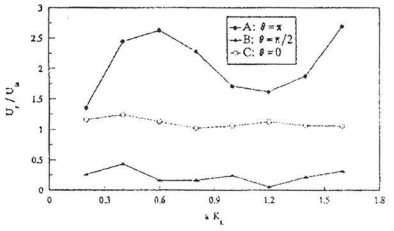


Figura 7: Grafito-epoxy. Evolución con la frecuencia de la componente radial del desplazamiento total sobre la superficie de la esfera.

REFERENCIAS

1.- Brebbia, C.A. y Domínguez, J., *Boundary Elements. An Introductory Course*, Ed. CMP y McGraw-Hill, 1989.
2.- Christensen, R.M., *Mechanics of Composite Materials*, Ed. Wiley, 1979.
3.- Domínguez, J., *Boundary Elements in Dynamics*, Ed. CMP y Elsevier, 1993.
4.- Green, A. E. y Zerna, W., *Theoretical Elasticity*, Ed. Oxford University Press, 1968.
5.- Kitahara, M., Hirose, S. y Achenbach, J. D., *Transient Elastodynamic Analysis for Three-Dimensional Configurations*, in *Developments in Boundary Element Methods 7*, Ed. P.K. Banerjee y S. Kobayashi, Ed. Elsevier, 1992.
6.- Pao, Y.-H. y Mow, C.-C., *Diffraction of Elastic Waves in Dynamic Stress Concentrations*, Ed. Crane-Russak, 1973.
7.- Stroud, A.H. y Secrest, D., *Gaussian Quadrature Formulas*, Ed. Prentice -Hall, 1966.
8.- Wang C.-Y. y Achenbach, J.D., *3-D Time-Harmonic Elastodynamic Green's Functions for Anisotropic Solids, Proc. Roy. Soc London*, En prensa.
9.- Wang C.-Y., Sáez, A. y Achenbach, J.D., *3-D Elastodynamic Green's Functions for BEM Applications to Anisotropic Solids*, (Ed. D.F. Parker y A.H. Englancl), pp 307-320, *IUTAM Symposium on Anisotropy, Inhomogeneity and Nonlinearity in Solid Mechanics*, 1995.

PREDICCIÓN EN TEORÍA DE 2° ORDEN DE LA CARGA ÚLTIMA DE ESTRUCTURAS DE BARRAS DE MATERIALES COMPUESTOS

Sánchez Jiménez F.J., Cañas Delgado J., París Carballo F.
Dpto. Mecánica de Medios Contiuos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Sevilla.
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla. Tfno: 95-4557001. Fax: 95-4239888

Resumen: El principal objetivo de este trabajo es realizar un análisis del comportamiento de estructuras de barras de materiales compuestos incluyendo efectos de segundo orden y modelos de fallo progresivo de láminas. Por otro lado, se ha diseñado y construido una máquina de ensayos para realizar pruebas con diferentes vigas de material grafito/epoxi. Se han ensayado probetas con secuencias de apilado $[0]_8$, $[(0/90)_2]_s$ y $[45/0/-45/90]_s$. Usando estos ensayos podremos comprobar la validez de la teoría de 2° orden desarrollada para barras de laminado y los modelos de fallo progresivo propuestos.

Abstract: The main purpose of this work is to carry out an analysis about the behaviour of laminate composite beams including second order effects and progressive failure of plies. On the other hand, a test device has been designed and built to make tests with different graphite/epoxy composite beams. Specimens with stacking sequence $[0]_8$, $[(0/90)_2]_s$ and $[45/0/-45/90]_s$ have been tested. The validity of the second order theory development for laminated bars and the failure progression models proposed can be then verified by using these tests.

1. INTRODUCCIÓN.

El análisis de estructuras de barras de materiales compuestos puede realizarse partiendo de la teoría general de laminados y aplicando algunas hipótesis propias de estos elementos estructurales.

Con el fin de obtener la matriz de rigidez de una barra de material compuesto, vamos a plantear y combinar las ecuaciones de campo que gobiernan el comportamiento de estos elementos, equilibrio, compatibilidad y comportamiento. Usando esta matriz de rigidez y discretizando la viga en elementos barra vamos a aplicar un calculo matricial para obtener la relación $\underline{F}=\underline{K}\,\underline{u}$ y, de su solución, los desplazamientos, esfuerzos internos y tensiones en los extremos de cada barra.

La teoría elemental de la Elasticidad nos enseña que los desplazamientos son proporcionales a las cargas aplicadas. Sin embargo, cuando estos desplazamientos son grandes comparados con las dimensiones de la viga, y se aplican cargas longitudinales y transversales, las tensiones y deformaciones no son lineales con las cargas y sus valores dependen de los desplazamientos producidos, debido a la aparición de efectos de segundo orden. Para tener en cuenta los efectos de segundo orden que aparecen en estas condiciones

especiales, la ecuación de equilibrio ha de ser planteada sobre la situación deformada, obteniendo una matriz de rigidez que depende de los desplazamientos.

Tras predecir el comportamiento de estas estructuras de laminado y determinar el estado de tensiones provocado por las cargas aplicadas, nos proponemos estudiar la progresión del daño producido hasta alcanzar el fallo total de la estructura. Propondremos varios criterios de fallo y modelos de progresión del daño desde que la carga aplicada supera la rotura de la primera lámina (RPL) hasta que ocurre la rotura de la última lámina (RUL).

2.- ECUACIONES DE EQUILIBRIO.

Con el fin de simplificar los cálculos, se va a considerar un estado de carga formado únicamente por cargas puntuales aplicadas en los extremos de las barras. En Teoría de Segundo Orden se plantean las ecuaciones de equilibrio sobre la situación deformada (fig. 1) considerándose el momento de segundo orden creado por el axil.

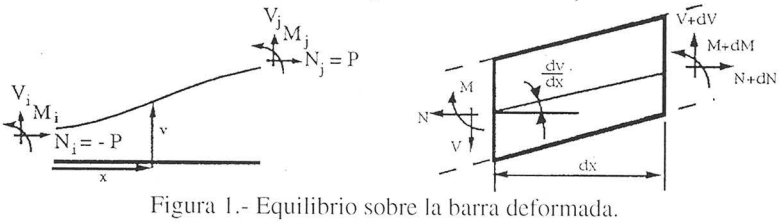


Figura 1.- Equilibrio sobre la barra deformada.

Para un trozo diferencial de barra (fig. 1), las ecuaciones de equilibrio serán las siguientes: $\Sigma F_x = 0 \Rightarrow \frac{dN}{dx} = 0 \; ; \Sigma F_y = 0 \Rightarrow \frac{dV}{dx} = 0 \; ; \Sigma M = 0 \Rightarrow \frac{dM}{dx} + V - N\frac{dv}{dx} = 0$

3.- MATRIZ DE RIGIDEZ.

Combinando las ecuaciones de equilibrio otenidas anteriormente con las ecuaciones de compatibilidad y comportamiento (Sánchez, 1993), se pueden expresar los esfuerzos internos en función de los desplazamientos en los extremos de la barra, de la forma $\underline{F} = \underline{K}\,\underline{u}$, donde la matriz de rigidez depende de la carga aplicada, $\underline{K} = \underline{K}(P)$, y tiene la siguiente expresión:

$$\begin{bmatrix}
\frac{A_{11}}{L} & 0 & -\frac{B_{11}}{L} & -\frac{A_{11}}{L} & 0 & \frac{B_{11}}{L} \\
0 & -\frac{12\Delta}{A_{11}L^3}\phi_1 & -\frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & 0 & \frac{12\Delta}{A_{11}L^3}\phi_1 & -\frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 \\
-\frac{B_{11}}{L} & -\frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & -\frac{B_{11}^2}{A_{11}L}-\frac{4\Delta}{A_{11}L}\phi_3 & \frac{B_{11}}{L} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & -\frac{B_{11}^2}{A_{11}L}-\frac{2\Delta}{A_{11}L}\phi_4 \\
-\frac{A_{11}}{L} & 0 & \frac{B_{11}}{L} & \frac{A_{11}}{L} & 0 & -\frac{B_{11}}{L} \\
0 & \frac{12\Delta}{A_{11}L^3}\phi_1 & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & 0 & -\frac{12\Delta}{A_{11}L^3}\phi_1 & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 \\
\frac{B_{11}}{L} & -\frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & -\frac{B_{11}^2}{A_{11}L}-\frac{2\Delta}{A_{11}L}\phi_4 & -\frac{B_{11}}{L} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2}\phi_2 & \frac{B_{11}^2}{A_{11}L}-\frac{4\Delta}{A_{11}L}\phi_3
\end{bmatrix}$$

donde las funciones ϕ_i, llamadas coeficientes de estabilidad, dependen de los desplazamientos (Sánchez, 1993). Así, por ejemplo:

$$\phi_1 = -\frac{\gamma^3 \coth\gamma}{3(1-\gamma\coth\gamma)} \; ; \; \text{donde:} \; \gamma = \frac{kL}{2} \; ; \; k^2 = \frac{PA_{11}}{\Delta} \; ; \; \Delta = B_{11}^2 - A_{11}D_{11}$$

Cuando no existen esfuerzos longitudinales, P=0 y los coeficientes de estabilidad toman el valor unidad, obteniéndose una matriz de rigidez en primer orden. Una vez obtenida la matriz de rigidez de la barra elemental se puede generar un cálculo matricial de la estructura global.

4.- RESISTENCIA ÚLTIMA DEL LAMINADO.

4.1.- Criterio de fallo de una lámina.

Para predecir la rotura de una lámina necesitamos definir un criterio que relacione el estado actual de tensiones con uno permitido. Este estado permitido representa a la vez el fin del comportamiento elástico lineal y la rotura. Los criterios utilizados más frecuentemente corresponden a ampliaciones de criterios similares usados para materiales isótropos. En este trabajo (Sánchez, 1993) se han analizado cuatro criterios de rotura correspondientes a láminas unidireccionales: Teoría de la máxima tensión, Teoría de la máxima deformación, Criterio de Tsai-Hill y Criterio de Tsai-Wu. Los resultados que se discutirán posteriormente han sido obtenidos utilizando la teoría de máxima tensión obteniéndose, para los casos analizados, resultados similares con el resto de los criterios.

4.2.- Modelos de progresión del daño.

Realizando un análisis de tensiones capa a capa y usando un criterio de rotura, puede obtenerse la rotura de la primera lámina (RPL). Ahora bien, si las cargas aplicadas sobrepasan el umbral RPL, el laminado podrá o no soportar la carga adicional ya que, aunque una lámina falle, puede seguir aportando algo de resistencia al conjunto y, de cualquier modo, las láminas restantes siguen resistiendo. Pretendemos analizar el proceso post-RPL de cada lámina hasta que no quede ninguna resistiendo y se alcanza el fallo total del laminado o rotura de la última lámina (RUL).

Para ello, será necesario proponer una serie de modelos de daño del laminado. Dichos modelos para compuestos laminados de fibras continuas tratan cada lámina compuesta (fibra y matriz) como un único material homogéneo con un tipo de comportamiento antes de alcanzar el umbral de fallo y con otro comportamiento distinto después de dicho límite.

El uso de un modelo de daño consiste en la ampliación de la teoría general de laminados a la rotura final de la estructura. Es decir, tras realizar un modelado del daño (disminución de propiedades en la lámina que falló causado por el fallo de alguna lámina, se puede volver a analizar la estructura degradada y realizar un nuevo análisis convencional de tensiones. Con este nuevo estado de tensiones se puede aplicar nuevamente el criterio de fallo y predecir la siguiente lámina de la estructura que alcanzará el fallo, continuando así hasta alcanzar el fallo total (RUL). Con este fin se han propuesto y analizado cinco modelos de daño diferentes:

1) Modelo de eliminación de láminas
2) Modelo de degradación de la matriz
3) Modelo de degradaciones parciales sucesivas
4) Modelo de degradación y eliminación

5) Modelo de degradación de matriz y fibras

Para corroborar los diferentes modelos propuestos se ha analizado una serie de ensayos simples cuyos resultados son analizados en el apartado siguiente. La propuesta de los distintos modelos se ha realizado basándose, fundamentalmente, en la comparación de los resultados experimentales con los resultados teóricos que se generaban al aplicar cada modelo. Así, tras analizar los dos primeros modelos (1 y 2), enunciados por Tsai (Tsai, 1988), hemos propuesto en este trabajo (Sánchez,1993) los tres últimos, con los que se pretende solventar las deficiencias encontradas en los anteriores. Es con el *modelo de degradación de matriz y fibras* con el que mejores resultados se han obtenido para los ensayos realizados.

4.3.- Modelo de degradación de matriz y fibras.

En principio, podemos cargar y descargar nuestra estructura sin que experimente efectos irreversibles siempre que no sobrepase el umbral RPL. En el punto RPL, el fallo más probable consiste en la aparición de fisuras en dirección paralela a las fibras propagándose en el interior de la matriz y en la interfase fibra matriz. La aparición de fisuras con este primer fallo de una lámina cambiará la distribución de tensiones internas y disminuirá la rigidez real del laminado.

El *modelo de degradación de matriz y fibras* propone reemplazar las láminas con fisuras por un continuo con menor rigidez de la matriz, es decir, produce una disminución de las propiedades que vienen gobernadas fundamentalmente por la matriz (E_{22}, G_{12} y ν_{21}). Ahora bien, cuando se produce el segundo fallo, este no solo afecta a la matriz sino que también se produce un deterioro de las propiedades de las fibras. Dicho daño en las fibras puede considerarse como una reducción del módulo de Young longitudinal E_{11} y del módulo de Poisson ν_{12}. De esta forma se originaría un nuevo laminado en el que una lámina que ha fallado n veces tiene las siguientes propiedades:

$$E_{22} = R^n E_{22}^o \; ; \quad G_{12} = R^n G_{12}^o \; ; \quad \nu_{21} = R^n \nu_{21}^o \; ; \quad E_{11} = R^{n-1} E_{11}^o \; ; \quad \nu_{12} = R^{n-1} \nu_{12}^o$$

donde R es el factor de degradación ($0<R<1$) El fallo último del laminado, para este modelo, se producirá cuando, tras haber fallado todas las láminas de una barra, se produce un nuevo fallo de alguna de ellas.

5.- ANÁLISIS EXPERIMENTAL.

Por otro lado, con el propósito de verificar este modelo en Teoría de Segundo Orden, se ha diseñado y construido un dispositivo de ensayos como el que muestra la figura 2 y se han realizado tres tipos de ensayos diferentes. Se han utilizado probetas de un material grafito/epoxy fabricados por HTC (High Technology Composites) de denominación AS-4/3501-6 con las siguientes secuencias de apilado: $[0]_8$, $[(0/90)_2]_s$ Y $[45/0/-45/90_2]_s$. Las propiedades de rigidez y resistencia fueron obtenidas experimentalmente a partir de laminados unidireccionales.

Al realizar los ensayos (a) y (b) de la figura 2, se observan grandes diferencias en el ensayo (b) con los resultados teóricos esperados utilizando teoría de primer orden. En la figura 3a. se observan estas discrepancias para la secuencia de apilado $[0]_8$, mayores a medida que aumenta la flecha de la viga. Se aprecia, en los resultados experimentales, un comportamiento no lineal incluso con cargas por debajo de la rotura de la primera lámina. En las otras dos secuencias de apilado ensayadas, así como en el ensayo de flexión en dos puntos (fig. 2, c), se obtienen resultados cualitativamente similares.

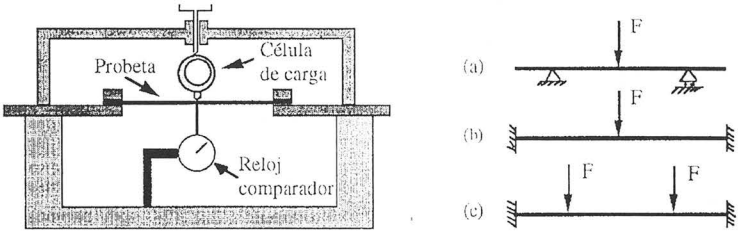


Figura 2.- Ensayos realizados.

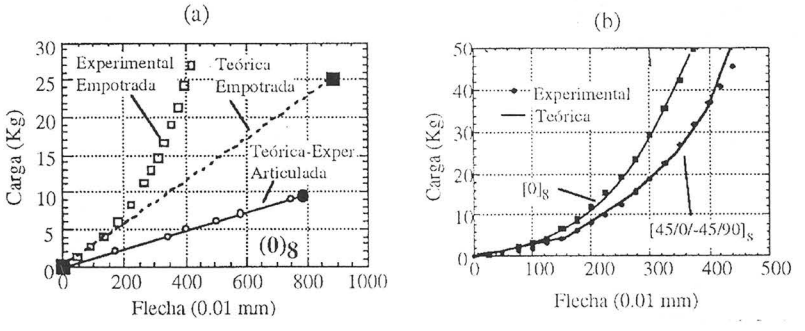
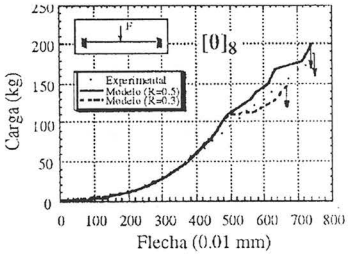


Figura 3.- Ensayos de flexión. a) En Teoría de Primer Orden, b) En Teoría de 2° Orden.

A la vista de estos resultados, podría pensarse que al obtenerse una flecha considerable y tener restringido el desplazamiento longitudinal de los extremos de la viga en los empotramientos, aparece una fuerza de tracción o atirantamiento que tiende a enderezar la viga, por lo que se obtienen desplazamientos menores que los esperados teóricamente. Esta fuerza, cuyo valor dependerá de los desplazamientos producidos afectará al equilibrio de la viga, introduciendo efectos de segundo orden. En los ensayos con viga biarticulada (fig. 2, a) no tiene lugar este efecto ya que no se impiden los desplazamientos de los extremos y, por tanto, no aparece dicho empuje. Realizando un estudio teórico del ensayo de flexión en viga biempotrada utilizando la Teoría de Segundo Orden desarrollada en los apartados anteriores, se obtiene una evolución del comportamiento coincidente con los resultados experimentales según se observa en la figura. 3b.

Una vez comprobada la validez de la Teoría de Segundo Orden desarrollada, se ha procedido a analizar los diferentes modelos de progresión del daño propuestos. Al comparar los resultados experimentales con los obtenidos teóricamente haciendo uso de los distintos modelos se obtiene una mayor semejanza con el *modelo de degradación de matriz y fibras*, como puede apreciarse en las gráficas de las figuras 4, 5 y 6.

Como puede observarse, para los tres tipos de laminados se obtiene una muy buena aproximación del valor de la rotura última, utilizando un factor de degradación R = 0,5. También se obtiene una gran aproximación en la evolución de la flecha con la carga. En trabajos posteriores se realizará un estudio más profundo de la influencia del material utilizado y el ensayo realizado en el factor de degradación *R*, así como la posibilidad de utilizar un factor de degradación diferente para las fibras y para la matriz.



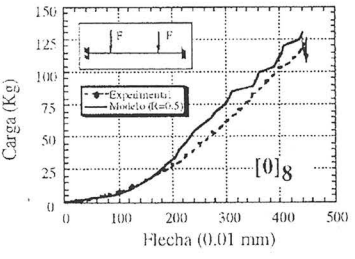
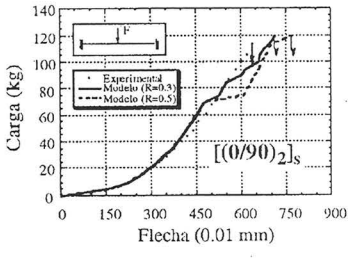


Figura 4.- Resultados experimentales y teóricos en la secuencia $[0]_8$.



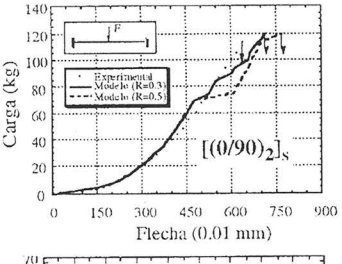
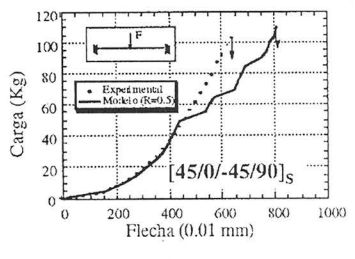


Figura 5.- Resultados experimentales y teóricos en la secuencia $[(0/90)_2]_8$.



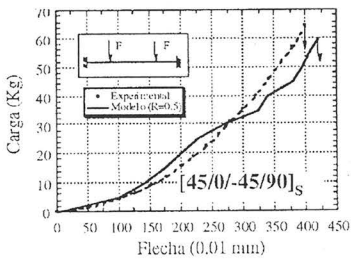


Figura 6.- Resultados experimentales y teóricos en la secuencia $[45/0/-45/90]_s$.

6.- CONCLUSIONES.

Observando los resultados obtenidos en los casos ensayados, el análisis desarrollado en este trabajo puede ser usado para predecir el comportamiento de estructuras de vigas de material compuesto incluyendo efectos de segundo orden hasta alcanzar el primer fallo de una de sus láminas (RPL). Por otro lado, el modelo de fallo progresivo propuesto puede usarse para predecir el comportamiento post-RPL y la carga de fallo último de vigas de material compuesto.

7.- REFERENCIAS.

1.- París F., Cañas J., *Introducción al análisis y diseño con materiales compuestos.* E.T.S.I.I. de Sevilla, 1991.
2.- Sánchez J., *Modelado del daño en estructuras porticadas de material compuesto.* E.T.S.I.I. de Sevilla, 1993.
3.- Tsai S.W., *Composites Design. Think Composites*, 1988.
4.- Vinson J. R., Sierakowski. R. L., *The Behavior of Structures Composed of Composite Materials.* Martinus Nijhoff Publishers, 1986.
5.- Whitney J. M., *Structural Analysis of Laminated Anisotropic Plates.* Technomic Publishing Company, 1987.

ESTUDIO DEL INICIO DE DELAMINACIÓN EN MATERIALES COMPUESTOS

Sancho Rodríguez J.
AIN. C./S.Cosme y S. Damián S/N. 31191 Cordovilla-Pamplona. Tfno: 948-101101 Fax: 948-101100

Resumen: El presente artículo recoge los primeros pasos de un trabajo destinado a la obtención de un criterio de fallo de piezas con defectos o agujeros frente a delaminaciones. Para el mismo, se emplean técnicas de Elementos Finitos para la obtención del campo de tensiones tridimensional y se comparan las mismas con tensiones obtenidas de ensayos de caracterización de los materiales.

Abstract: This article includes the initial work devoted to obtain a failure criteria including delamination for composite material parts with defects and holes. Finite Element analysis has been used to obtain the three dimensional stress field, and these stresses are compared with failure values obtained during characterization testing of the material.

1.- INTRODUCCIÓN

Es bien sabido que una de las formas de fallo más habituales y temidas de los materiales compuestos laminados, es la delaminación. Existen numerosos estudios sobre este tema enfocados fundamentalmente a la obtención experimental de datos de inicio de delaminación (R. Y. Kim 1989, J. M. Whitney 1989, P. A. Lagace et al. 1993, etc.), así como otros estudios teóricos (L. Laudeville et al. 1993, N. J. Pagano 1989, etc.) para obtener formulaciones matemáticas que permitan la resolución del problema de delaminación. La mayor parte de estos trabajos se centran en el estudio de los fenómenos de borde libre en probetas sencillas. Sin embargo, a la hora de realizar diseños de piezas más complicadas, siempre existe el problema de estimar las tensiones que podrían llegar a producir el fallo de la pieza por delaminación. Esto es especialmente importante no sólo en el caso de fallos en el borde libre de la pieza sino que también debe estudiarse el efecto de la delaminación en cualquier zona no uniforme de la pieza (taladros, cambios de espesor, etc.), e incluso en zonas expuestas a impactos y daños durante su vida en servicio.

Dado que el modo de fallo por delaminación obedece a la combinación de tensiones interlaminares normales y cortantes, σ_z y τ_{xz}, es preciso conocer el criterio de rotura que debe emplearse para el diseño de piezas sujetas a tensiones interlaminares. El presente artículo recoge los primeros pasos de un trabajo cuyo objetivo es obtener un criterio de fallo por delaminación que pueda aplicarse a cualquier pieza en la que puedan estimarse las tensiones interlaminares para poder diseñarla de forma que no se produzca rotura

por efecto de éstas tensiones. También se están realizando estudios para poder aplicar este criterio con cargas dinámicas.

2.- CONDICIONES DE PARTIDA

El trabajo se centra en el cálculo de probetas realizadas con AS4/3502 y T300/1034C a las que se les somete a cargas de tracción o compresión hasta obtener los valores de las deformaciones a las que se presenta el inicio de delaminación por tensiones interlaminares σ_z y τ_{xz} en los ensayos de laboratorio (R.Y. Kim 1989). Para conocer las tensiones en las probetas se utilizan cálculos por Elementos Finitos, resolviendo las ecuaciones de la elasticidad en tres dimensiones, de forma que se puedan caracterizar las tensiones fuera del plano que aparecen en las proximidades de bordes libres o agujeros.

Es conocida la gran influencia que el mallado tiene sobre los resultados que se obtienen cuando se estudian fenómenos locales con elementos finitos, por ello se realizaron una serie de análisis destinados a evaluar la influencia de la densidad de mallado en los resultados obtenidos. Se realizaron cálculos sobre probetas de AS4/3502 sometidas a compresión. La secuencia de apilado elegida para esta comprobación es $[90_2/\pm 30_2]_s$. Las dimensiones de la probeta pueden verse en la figura 1. En todos los casos se empleó un mallado uniforme de 10 elementos entre el eje de la probeta y la cota 13.5 mm, mientras que el número de elementos desde ese punto hasta el borde libre se varió, tomando 8, 12 y 16 elementos en cada una de las pruebas. El mallado longitudinal (X), permaneció inalterable en todos los casos. En la tabla 1 se representan los valores de las tensiones interlaminares en el borde libre para los tres mallados.

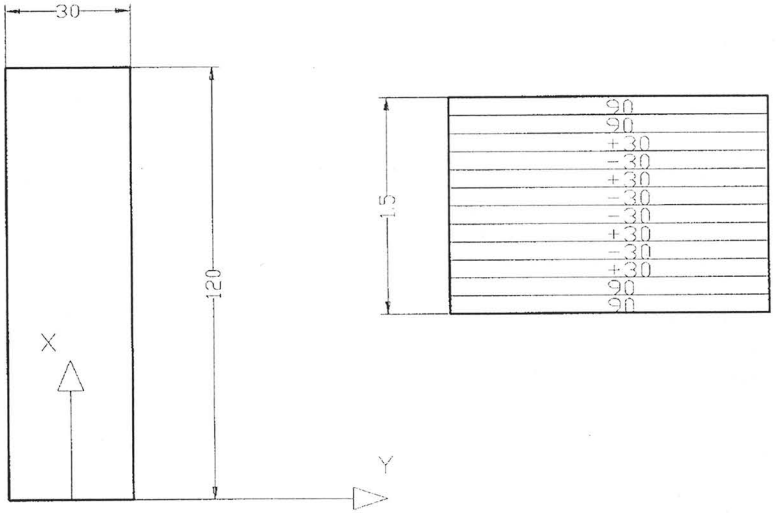


Figura 1.- Modelo empleado en la comprobación de influencia del mallado

A la vista de la tabla siguiente, queda claro que cualquiera de los mallados expuestos cumple perfectamente con el objetivo buscado, puesto que diferencias del 100% en

número de elementos se traducen en diferencias menores del 2% en los resultados. Debido al gran consumo de recursos computacionales del modelo de 16 elementos, se decidió no emplearlo en los cálculos posteriores. Los otros dos mallados se emplean dependiendo del número de láminas que se esté calculando en cada caso.

	Modelo de 8 elementos		Modelo de 12 elementos		Modelo de 16 elementos	
Interfase	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}
Lám. 1-2	-23,227	-8,606	-23,764	-8,642	-23,947	-8,654
Lám. 2-3	-7,441	12,164	-8,704	12,526	-9,384	12,759
Lám. 3-4	45,355	25,479	46,187	25,750	46,615	25,934
Lám. 4-5	71,482	10,078	72,270	9,790	72,541	9,649
Lám. 5-6	64,697	28,028	64,505	28,060	64,409	28,068
Lám. 6-7	57,786	0,000	56,843	0,000	56,246	0,000

Tabla 1.- Tensiones (MPa) en el borde libre para diferentes densidades de mallado.

3.- FALLO POR TENSIONES INTERLAMINARES NORMALES σ_z

El siguiente paso consiste en calcular probetas rectangulares con diferentes secuencias de apilado para conocer el valor de las tensiones correspondientes al inicio de delaminación según los resultados experimentales alcanzados en laboratorio (R.Y. Kim 1989). Las configuraciones analizadas con las deformaciones aplicadas, así como las tensiones interlaminares obtenidas en el borde libre pueden verse en la tabla 2.

	$[90_2/\pm30_2]_S$		$[90_3/\pm30_3]_S$		$[90_4/\pm30_4]_S$	
	Deformac. -0.4%		Deformac. -0.31%		Deformac. -0.26%	
Interfase	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}
Lám. 1-2	-23,764	-8,642	-12,160	-1,295	-6,489	-0,815
Lám. 2-3	-8,704	12,526	-27,148	-7,685	0,000	0,000
Lám. 3-4	46,187	25,750	-11,903	8,773	-28,173	-6,822
Lám. 4-5	72,270	9,790	32,027	18,454	-32,885	-11,812
Lám. 5-6	64,505	28,060	52,653	6,560	24,670	15,091
Lám. 6-7	56,843	0,000	53,151	6,639	42,860	5,015
Lám. 7-8			55,753	5,805	43,925	4,564
Lám. 8-9			50,926	20,782	45,706	3,703
Lám. 9-10			44,396	0,000	46,173	4,250
Lám. 10-11					47,387	4,360
Lám. 11-12					43,052	17,353
Lám. 12-13					37,259	0,000

Tabla 2.- Laminados analizados, deformaciones aplicadas y tensiones interlaminares obtenidas (MPa). Material AS4/3502.

Una vez conocidas las tensiones interlaminares, es preciso compararlas con los valores de resistencia para dicho material. Conocer las resistencias de rotura por tensiones interlaminares y las nueve constantes elásticas, es uno de los mayores proble-

mas que se presentan en el análisis de piezas realizadas con materiales compuestos. Para el preimpregnado AS4/3502 se han obtenido todos los valores por experimentación. La tabla 3 (R. Y. Kim, A. Miravete, 1992) muestra las resistencias del mismo. En ella se puede apreciar que la tensión interlaminar σ_z que produce el inicio de delaminación, es de 56.5 MPa. En la tabla anterior se aprecia también que en el caso del laminado $[90_2/\pm30_2]_s$ la tensión máxima de compresión que aparece es del orden de 72 MPa, en el caso del laminado $[90_3/\pm30_3]_s$ es de 55.7 MPa, y en el caso del laminado $[90_4/\pm30_4]_s$ es de 47 MPa. En todos los casos existe una acoplamiento, puesto que también aparecen tensiones interlaminares cortantes τ_{xz} junto con las normales σ_z. Como se puede ver en la citada tabla, resulta imposible determinar a simple vista si las piezas romperán por tensión normal pura (tensiones máximas σ_z) o por la combinación de tensiones normales y cortantes que aparecen siempre en la interfase siguiente a la de la tensión normal máxima. Otro punto que es preciso tener en cuenta, es la disminución de los valores de tensión máxima que se produce conforme aumenta el espesor de la lámina. Este hecho ya aparece en la teoría clásica de laminados, pero en el caso de tensiones interlaminares, la disminución de las tensiones parece ir acompañada por una disminución de la resistencia interlaminar. La figuras 2 y 3 muestran la evolución de las tensiones interlaminares en las interfases antepenúltima y penúltima respectivamente desde el plano de simetría para los tres casos mostrados en la tabla 2.

σ_x (+)	σ_x (-)	σ_y (+)	σ_y (-)	σ_z (+)	σ_z (-)	τ_{xy}	τ_{xz}	τ_{yz}
1593	1332	55.5	205.5	56.5	254.5	77	75	103

Tabla 3.- A4/3502. Resistencia promediada (MPa). (+) denota tracción, (-) compresión

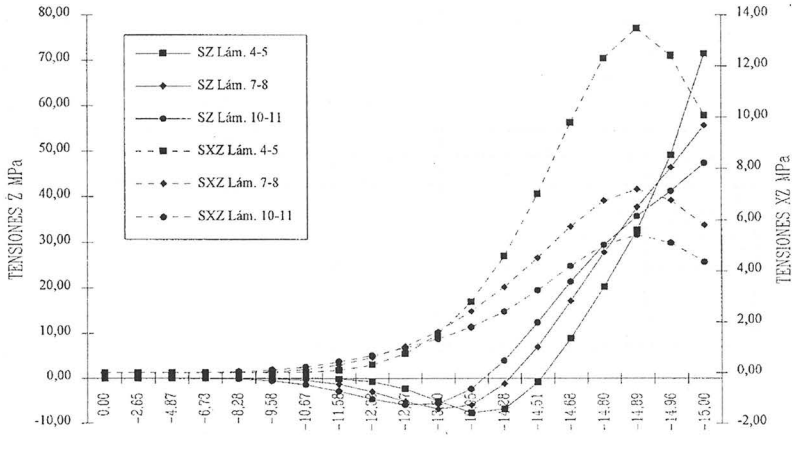


Figura 2.- Evolución de las tensiones interlaminares en la interfase antepenúltima desde el plano de simetría para los tres laminados analizados (ver tabla 2)

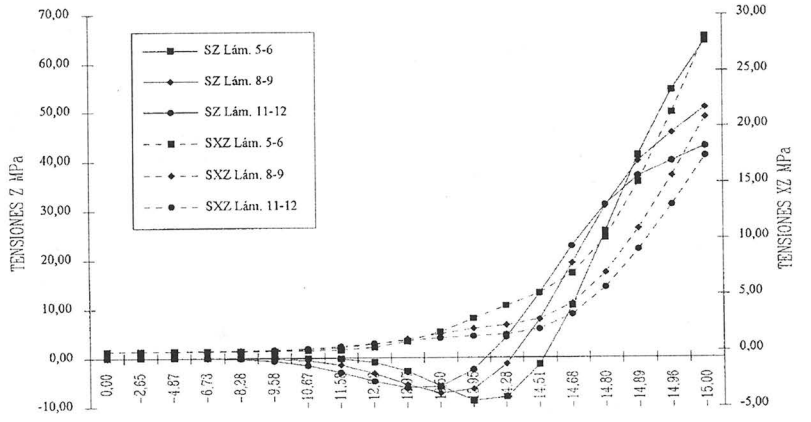


Figura 3. Evolución de las tensiones interlaminares en la interfase penúltima desde el plano de simetría para los tres laminados analizados (ver tabla 2)

4.- FALLO POR TENSIONES INTERLAMINARES CORTANTES τ_{xz}

Tras la evaluación de las tensiones interlaminares normales y su comparación con las resistencias experimentales, se estudia el fallo de probetas bajo tensiones interlaminares cortantes τ_{xz} sobre un nuevo material, el preimpregnado T300/1034C. El cambio de material se produce puesto que este es el único del que se tienen datos experimentales sobre su inicio de delaminación por tensiones cortantes τ_{xz} (R.Y. Kim 1989). La tabla siguiente muestra algunas de las probetas analizadas y los resultados obtenidos con las mismas. Las tensiones de rotura no son exactamente las mismas indicadas en la tabla 3, pero el orden de magnitud sí que se considera igual.

	$[15_3/-15_3]_S$		$[15_4/-15_4]_S$		$[30_3/-30_3]_S$		$[30_4/-30_4]_S$	
	Def. -0.39%		Def. -0.35%		Def. -0.46%		Def. -0.41%	
Interfase	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}	σ_z	τ_{xz}
Lám. 1-2	-0,898	23,577	-0,355	16,258	-2,539	17,578	-0,867	12,084
Lám. 2-3	-0,432	70,180	-1,390	34,158	2,045	51,398	-2,991	25,040
Lám. 3-4	0,820	105,530	-0,671	74,631	9,811	76,916	2,390	54,308
Lám. 4-5	-2,300	70,149	0,816	105,930	-1,459	51,091	10,331	76,935
Lám. 5-6	-4,581	23,525	-1,930	74,654	-10,414	17,041	0,147	54,154
Lám. 6-7	-4,407	0,000	-3,990	34,173	-9,652	0,000	-8,086	24,637
Lám. 7-8			-4,051	16,260			-8,541	11,677
Lám. 8-9			-4,283	0,000			-9,708	0,000

Tabla 4. Laminados analizados, deformaciones aplicadas y tensiones interlaminares obtenidas (MPa). Material T300/1034C.

A la vista de los resultados anteriores, parece claro que de nuevo se presenta un acoplamiento entre las tensiones interlaminares normales y cortantes, puesto que en los dos primeros laminados ($[15_i/-15_i]_s$), la rotura se produce con una combinación σ_z y de τ_{xz} de 0.8, y 105.5 MPa para i = 3, y de 0.8, 105.9 MPa para i = 4. En el caso de los laminados $[30_i/-30_i]_s$, las combinaciones de σ_z y de τ_{xz} que producen la rotura son respectivamente de 9.8, y 76.9 MPa para i = 3, y de 10.3, y 76.9 MPa para i = 4. En este caso no se ve una influencia del espesor como en la rotura por tensiones σ_z pero sí se ve la influencia de que existan tensiones σ_z en la disminución de las tensiones cortantes que se pueden soportar. Las tensiones obtenidas numéricamente no son exactamente iguales a las experimentales (tabla 3), pero dado que el material es distinto, y el orden de magnitud es igual, se consideran válidas. Para este material, y a la vista de los resultados, se puede decir que la tensión de rotura τ_{xz} es de 105 MPa.

5.- CONCLUSIONES Y TRABAJOS FUTUROS

A lo largo de este artículo se han mostrado los resultados de cálculos numéricos de tensiones interlaminares y se han comparado con resultados experimentales mostrando una buena correlación, y descubriendo algunos aspectos interesantes no muy conocidos. Actualmente se sigue trabajando en el análisis, tanto estático como dinámico de más probetas, y en su ensayo mecánico para llegar a obtener un criterio de fallo lo más ajustado posible a los resultados experimentales que se observen.

El Autor quisiera mostrar su agradecimiento a D. Antonio Miravete por las observaciones y ayudas recibidas a lo largo del desarrollo de este trabajo.

6.- BIBLIOGRAFÍA

1.- Ran Y. Kim. *Experimental Observations of Free-Edge Delamination*. Interlaminar response of composite materials Ed. Elsevier 1989.
2.- James M. Whitney. *Experimental Characterization of Delamination Fracture*. Interlaminar response of composite materials Ed. Elsevier 1989.
3.- P.A. Lagace, R.L. Mong, C. Kuhlmann. *Supression of delamination in a gradient stress field in graphite/epoxy laminates*. ICCM 9. Madrid 1993. Ed. Woodhead.
4.- L. Laudeville, P. Ladevèze. *A damage mechanics tool for laminate delamination*. Composite Structures 25 (1993) pp 547-555. Ed. Elsevier.
5.- N. J. Pagano. *Models for Studying Free-edge Effects*. Interlaminar response of composite materials Ed. Elsevier 1989.
6.- Ran Y. Kim, Antonio Miravete. *Ensayos de materiales compuestos*. Secretariado de Publicaciones. Universidad de Zaragoza 1992.

NUMERICAL ANALYSIS OF COMPOSITE LAMINATED PLATES USING THE BOUNDARY ELEMENT METHOD

J. Wideberg[1], F. G. Benítez[2]
Dpto. de Ingeniería Mecánica, Escuela Superior de Ingenieros
Avda. Reina Mercedes, Sevilla-41012, Tfno: 95-455 69 07, Fax: 95-46194 05

Abstract: In this work a specialization of the boundary element technique, which makes use of the three-dimensional fundamental solution for a point load acting in the interior of an infinite orthotropic multilayered space is presented. This new formulation is specially suited for the treatment of three-dimensional composite laminated material problems whose geometries contain many parallel planar surfaces -*interfaces*-.

1. INTRODUCTION

Conventional engineering materials, such as steel and other metals, are usually regarded as isotropic and homogeneous. However, not all materials are isotropic especially in todays modern technology where more and more composite materials are used to create complicated structures. Composite materials, especially fiber reinforced plates and sheets, form a very important group which may be considered as orthotropous.

There are very many different methodologies for analysing composite laminated structures, ranging from pure analytical procedures to numerical approaches. Among the numerical techniques the finite element method (FEM) is considered nowdays the most powerful alternative to deal with these problems. However due to the fact that laminates present a high ratio surface/volume, because of the many interfaces, standard elements are not suitable to be used as discretizing units and specialized *laminated elements* are endlessly created by researchers.

The boundary element method (BEM) is a powerful alternative numerical technique to finite element method in many engineering applications. In order to use this technique it is necessary to have available a suitable Green's function.

The work presented in this paper makes use of the fundamental solution of a concentrated load in an three-dimensional elastic orthotropic multilayered space composed of parallel laminae of uniform thickness each one, which was obtained by Wideberg and Benitez (1995a).

In the first part of this paper, the nature of this fundamental solution and its use into a boundary element scheme is described. In the second part, the numerical implementation of the technique, for the analysis of a three-dimensional elastostatic problem, is tackled.

2. FUNDAMENTAL SOLUTION FOR THE INFINITE LAYER AND MULTILAYERED MEDIUM

The fundamental solution of an infinite three-dimensional, linear, elastic, orthotropic,

[1] Postdoctoral research fellow / [2] Professor

homogeneous layer subjected to an arbitrary buried source is presented. The results are subsequently utilized to formulate the multilayered orthotropic medium problem by means of transfer matrices. The basic idea of the method presented here is based upon the paper by Benitez and Rosakis (1987), where the fundamental equations for an isotropic material is derived.

Suitable combinations of the balance law and constitutive equations of a homogeneous, orthotropic linear elastic body, in component form, can be presented in the form of a matrix differential equation, namely

$$\frac{\partial \mathbf{a}}{\partial z} = \mathbf{A}\mathbf{a} + \mathbf{C}, \qquad \mathbf{b} = \mathbf{B}\mathbf{a}, \tag{1}$$

where a and b define the column vectors $(\sigma_{zx}, \sigma_{zy}, \sigma_{zz}, u_x, u_y, u_z)^T$ and $(\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy})^T$ respectively; x, y, z are spatial Cartesian coordinates and the matrices **A** and **B** are given in Wideberg and Benitez (1995b). The column vector **C** is a function of the body-force components.

The matrix differential equation (1) relates the z-coordinate partial derivative of vector **a** to the vector **a** itself.

If x, y are the in-plane coordinates of the layer and z is the coordinate perpendicular to the faces, the matrix differential equation (1) can be transformed into an ordinary matrix differential equation by using the two-dimensional Fourier transform with respect to the coordinates x, y. Thus, expression (1) yields

$$\frac{d\bar{\mathbf{a}}}{dz} = \bar{\mathbf{A}}\bar{\mathbf{a}} + \bar{\mathbf{C}}, \qquad \bar{\mathbf{b}} = \bar{\mathbf{B}}\bar{\mathbf{a}}, \tag{2}$$

where $\bar{\mathbf{a}}$, $\bar{\mathbf{b}}$ and $\bar{\mathbf{C}}$ are the geometric Fourier transforms of the original vectors.

Equation (2) is an ordinary matrix differential equation which can be solved using the CayleyHamilton theorem. For an arbitrary point at a distance z from the lower surface of the layer, the solution of (2) is given by

$$\bar{\mathbf{a}}(z) = \bar{\mathbf{T}}(z)\bar{\mathbf{a}}(0) + \bar{\mathbf{R}}(z). \tag{3}$$

For the sake of brevety we omit details of the above matrix $\bar{\mathbf{T}}$ and vector $\bar{\mathbf{R}}$, which can be obtained from Wideberg and Benitez (1995a, 1995b).

In what follows a method to calculate the displacements and stresses of an orthotropic layered infinite system subjected to an inner load at an arbitrary layer is presented. It is based upon the fundamental solution for an orthotropic layer obtained by Wideberg and Benitez (1995b), presented in the preceding paragraph. Most papers reviewed use some form of simplifications (assuming the problem as 2D or using a thin layer approximation in order to simplify the solutions).In this work a rigorous Green's function solution satisfying all governing equations and boundary conditions are used; no simplifications are assumed apart from the usual hypothesis considered in small deformation linear elasticity.The model considered consists of *N* elastic homogeneous and orthotropic layers. The upper surface of the top layer and the lower surface of the bottom layer are considered to be free from tractions, and the load is assumed to be located within the k-th layer.

In a multilayer system with N layers we can express the k-th layer as:

$$\bar{\mathbf{a}}_k(z_k) = \mathbf{T}_k(z_k)\bar{\mathbf{a}}_k(0) + \bar{\mathbf{R}}_k(z_k), \tag{4}$$

where matrix **T** and vector $\bar{\mathbf{R}}$ are given in [2]. The continuity condition between layers gives the relation $\bar{\mathbf{a}}_k(0) = \bar{\mathbf{a}}_{k-1}(h_{k-1})$.

Using expression (4) recursively we obtain a relationship between the k-th layer and the bottom layer

$$\bar{\mathbf{a}}_k(z_k) = \bar{\mathbf{T}}(z_k)\bar{\mathbf{a}}_1(0) + \bar{\mathbf{R}}(z_k), \tag{5}$$

where

$$\bar{\mathbf{T}}(z_k) = \mathbf{T}_k(z_k)\mathbf{T}_{k-1}(h_{k-1})\ldots\mathbf{T}_1(h_1).$$

4. BOUNDARY INTEGRAL EQUATION FORMULATION

The boundary integral equation technique is based on the Betti's reciprocal work theorem, which provides an integral relation between two elastostatic states. If one of them corresponds to a fundamental solution, Somigliana's identity is obtained.

Let $\mathbf{X} = \{0; \mathbf{e}_1 \equiv \mathbf{e}_x, \mathbf{e}_2 \equiv \mathbf{e}_y, \mathbf{e}_3 \equiv \mathbf{e}_z\}$ and let $P \subset E_3$ be the infinite multilayered region as defined in (1). Let ∂P_1 and ∂P_2 denote the two infinite planar upper and lower surfaces of the region (see Figure 1).

Let $\bar{R}_*$ be the closure of the regular region $R_* \subset P$, and let $\prod_1$ and $\prod_2$ be the terminal cross-sections of $\bar{R}_*$. Let further $\prod_1 \subset \partial P_1$ and $\prod_2 \subset \partial P_1$ (see Figure 1). Let ∂R_* be the surface of R_*. Then the lateral boundary of R_* will be defined as $L = \partial R_* - (\prod_1 \cup \prod_2)$.

Further more, let it be the singular state identified with the fundamental solution for the point load in the multilayered space. It thus get

$$\left.\begin{array}{l} \left.\begin{array}{ll} \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}) \cdot \mathbf{n}(\mathbf{x}) = \hat{\mathbf{t}}(\mathbf{x}), & \forall \mathbf{x} \in L_t, \\ \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}) \cdot \mathbf{n}(\mathbf{x}) = \mathbf{0}, & \forall \mathbf{x} \in \prod_\alpha \quad (\alpha = 1,2), \end{array}\right\} \\ \text{and} \\ \mathbf{u}(\mathbf{x}) = \hat{\mathbf{u}}(\mathbf{x}), \quad \forall \mathbf{x} \in L_u, \end{array}\right\} \tag{6}$$

where $\partial R_* = L \cup \prod_1 \cup \prod_2$, $L = L_t \cup L_u$. We will also assume that the lateral boundary L of the region R_* is *smooth* (with unique tangent plane defined). The integral identity for the displacement at the surface of a regular region R_* whose end cross sections are traction-free is obtained from:

$$\mathbf{u}(\xi) \cdot \mathbf{C}^k(\xi) = -\int_{L-\{\xi\}} \mathbf{t}^k(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{u}(\mathbf{x})\, dA_{\mathbf{x}} + \int_{L-\{\xi\}} \mathbf{t}(\mathbf{x}) \cdot \mathbf{u}^k(\mathbf{x},\xi)\, dA_{\mathbf{x}}, \tag{7}$$

where $\mathbf{C}^k(\xi)$ is a vector whose value depends on the nature of the stress of the fundamental solution $S^k(\mathbf{x},\xi)$ and on the location of the position vector ξ, and $\mathbf{t}^k(\mathbf{x},\xi) = \sigma^k(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{n}(\mathbf{x})$. The above identity relates the displacements of the *entire surface* of the region R_* to the tractions and displacements of *only* the lateral surface L. For the special case of $L = L_t$, $\mathbf{t}(\mathbf{x}) = \mathbf{t}(\mathbf{x}), \hat{\mathbf{x}} \in L_t$ (traction boundary conditions), (7) assumes a particularly simple form since the second integral is known *a priori*.

Similarly, the displacement and stress fields for points in the interior of R_* are given by the following simple forms

$$u_k(\xi) = -\int_L \mathbf{t}^k(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{u}(\mathbf{x})\, dA_{\mathbf{x}} + \int_L \mathbf{t}(\mathbf{x}) \cdot \mathbf{u}^k(\mathbf{x},\xi)\, dA_{\mathbf{x}}, \tag{8}$$

where $\xi \in \overset{o}{R}_*$, $\mathbf{t}^k(\mathbf{x},\xi) = \boldsymbol{\sigma}^k(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{n}(\mathbf{x})$,

$$\sigma_{km}(\xi) = -\int_L \bar{\mathbf{t}}^{km}(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{u}(\mathbf{x})\, dA_{\mathbf{x}} + \int_L \mathbf{t}(\mathbf{x}) \cdot \bar{\mathbf{u}}^{km}(\mathbf{x},\xi)\, dA_{\mathbf{x}}, \tag{9}$$

where $\xi \in \overset{o}{R}_*$, $\bar{\mathbf{t}}^{km}(\mathbf{x},\xi) = \bar{\boldsymbol{\sigma}}^{km}(\mathbf{x},\xi) \cdot \mathbf{n}(\mathbf{x})$. All of the above identities involve integrals evaluated *only over the lateral surface of the region* R_*.

In the solution of a particular solid mechanics problem, the solid boundary and the boundary data are approximated in order to solve the boundary integral equations (7) numerically. The approximations involve replacing the lateral boundary (L) and the portion overwhich traction might be defined on the lower and upper surfaces ($\prod_\alpha$), by a complete set of surfaces patches, the so called boundary elements. The discretized form of equations (7) for every nodal point yields a system of linear algebraic equations. Once the boundary conditions are imposed, the system can be solved to obtain all the unknown values.

For the sake of simplicity we study the case of zero body forces and traction free terminal cross sections. Moreover the boundary elements in this investigation are taken to be flat in the process of discretization, and the boundary data is taken from the element centroid. In other words, *constant elements* are used.

Supposing that the unit concentrated load is acting at the centroid (ξ^i) of the ith element and discretizing the boundary to obtain the equation corresponding to the displacement vector at the nodal point i, the following algebraic equation is obtained:

$$[C]\{\mathbf{u}\}^i + \sum_{j=1}^{NE} [\hat{\mathbf{H}}^{ij}]\{\mathbf{u}\}^j = \sum_{j=1}^{NE} [\mathbf{G}^{ij}]\{\mathbf{t}\}^j, \tag{10}$$

where NE stands for the number of elements used, the superscript i denotes the position of the unit concentrated load (on the centroid of element i), and j indicates the element centroid at which the response is computed. Both i and j vary from 1 through NE.

The equations can then be assembled into the global system of equations according to the nodes. The resulting system can be solved by, for instance, the Gauss matrix reduction method.

6. NUMERICAL EXAMPLE: Circular hole subjected to internal pressure

The computed problem corresponds to an infinite laminated plate of uniform thickness subjected to an internal pressure acting on the inner surface of a circular through the thickness hole (see Figure 2). The pressure is applied uniformly in the radial direction. The upper and lower surfaces of the plate are traction free.

One mesh, with 10 elements, is used in all calculations (see Figure 2). The plate thickness is discritized into five layers of elements. Each layer is modelled using 32 constant elements; the traction and displacement results are therefore only computed at the element centroid. In this problem a stands for the radius of the hole chosen to be $a = 1.00h$, where h stands for the plate thickness.

As the material is strongly orthotropic, the circular hole tends towards an elliptical shape and the stresses and displacements along and perpendicular to the fibers will differ greatly. The material chosen is a unidirectional composite with the following material constants:

$$\begin{array}{llll} E_x = 1.33 \cdot 10^{11}\ \text{Pa} & \nu_{xy} = 0.33 & G_{xy} = 4.37 \cdot 10^9 Pa \\ E_y = 8.44 \cdot 10^9 Pa & \nu_{xz} = 0.33 & G_{xz} = 4.37 \cdot 10^9 Pa \\ E_z = 8.44 \cdot 10^9 Pa & \nu_{yz} = 0.45 & G_{yz} = 2.18 \cdot 10^9 Pa \end{array}$$

Calculations are made for three different lay-ups: one layer with fibers along the x-axis with thickness $1.0h$, three layers with fibers orientation /0/90/0/ degrees to the x-axis with thicknesses /0.4h/0.2h/0.4h/ and five layers with /0/90/0/90/0/ degrees and a thickness of $0.2h$ for all layers. We see how the differences between the in-plane displacements along the x and y axes decrease with an increasing number of layers.

The results of the orthotropic BEM computation show big differences in displacements when plotted parallel and perpendicular to the fiber direction. This can clearly be seen from Figures 3. Here the displacements perpendicular to the fibers are of a much greater magnitude than when they are parallell to the fibers. The in-plane displacement differences along the x and y axes diminish as the number of layers increases. This can be seen comparing Figures 3 and 4. If a computation with much larger number of layers were made, then the displacements would be almost the same in the two directions. This would also be the same as calculating one single layer with a transversal-isotropic material.

The normalized displacement u_z plotted versus the angular position (θ) on the circumference are depicted on Figure 5. In each of the two plots there are three different curves plotted, one for the vertical distance $z = 0.5h$, one for $z = 0.75h$ and the last for $z = 0.99h$. The results for the case z = 0.5h are zero due to the symmetry. Comparing the two figures it is easy to see the stiffening effect that the second has on the plate. The lay-up /0/90/0/90/0/ is much stiffer than the lay-up with only one material layer.

In all the figures $E = 10^9$ is the scaling factor for the vertical axis.

7. CONCLUSIONS

In this research we present a specialization of the boundary element technique very usefull for analysing composite laminated structures which geometries are bounded by two parallel planar surfaces.

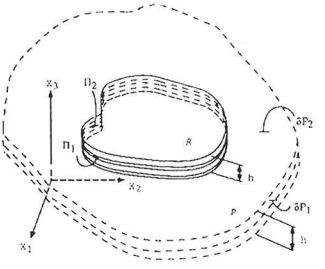
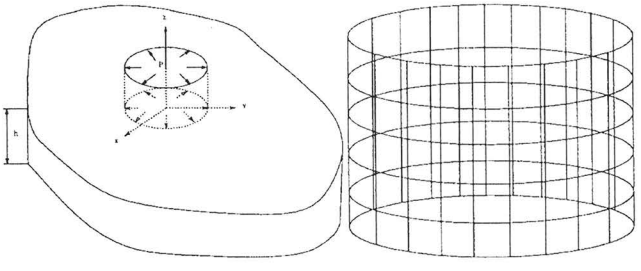


Figure 1: Schematic of the regular region $R_\alpha \subset P$.



(a) (b)

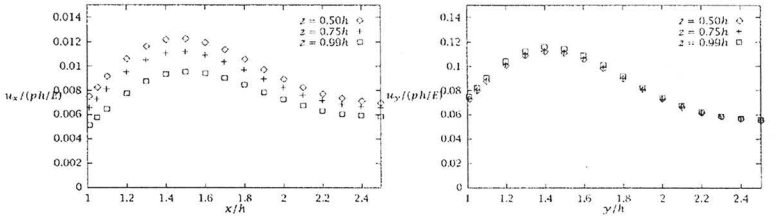
Figure 2: a) Hole in an infinite plate subjected to an internal uniform pressure. b) Boundary element mesh used in calculations. The mesh consists of 160 constant elements, all of them with equal height and width.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors are grateful for the support of Ramón Areces Foundation (IX National Contest 1995) and the Spanish Ministry of Education and Science through grants CICYT MAT91-1014 and CICYT MAT95-0569. J. Wideberg also thanks the Spanish Ministry of Education and Science for the research grant that has made this work possible.

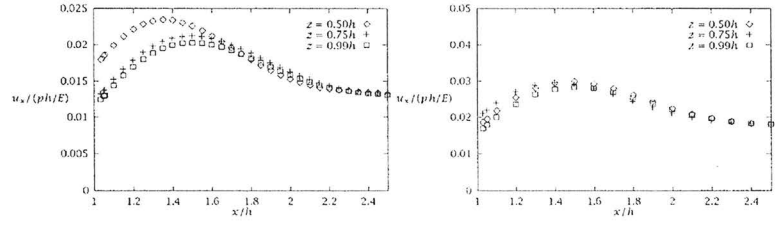
REFERENCES

1. Benítez F. G., Rosakis A. J. (1987): Three dimensional elastostatics of a layer and a layered medium. *J. Elasticity*, 18, 3-50.
2. Wideberg J., Benitez F. G. (1995a): Elastic stress and displacement distribution in an orthotropic multilayered system due to a concentrated load. *Engng. Anal. Boundary Elements*, 16, In press.
3. Wideberg J., Benítez F.G. (1995b): Elastic stress and displacement distribution in an orthotropic layer due to a concentrated load. *Engng. Anal. Boundary Elements*, submitted for publication.



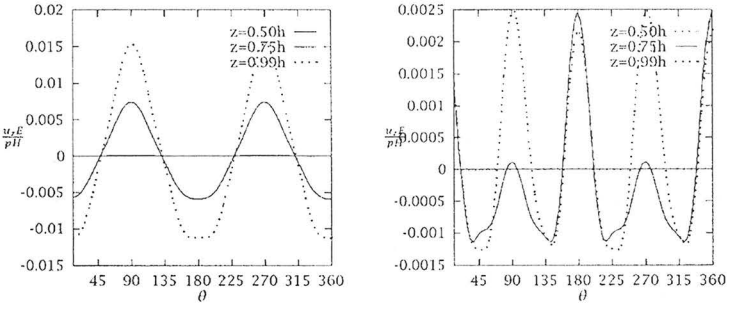
(a) (b)

Figure 3: Normalized displacement u_x and u_y versus normalized distance x and y. Results obtained at different distances from the lower surface. One layer.



(a) Three layers (b) Five Layers

Figure 4: Normalized displacement ux versus normalized distances x. Results obtained at different distances from the lower surface.



(a) (b)

Figure 5: Normalized displacement u_z versus angular position θ at the circumference. The radial distance is $0.5h$ from the cylindrical hole edge. Result obtained for **a)** one material layer with the material orientation /0/. $z = 0.5h$ **b)** five material layers with the material orientation /0/90/0/90/0/. $z = 0.5h$

VIII.- APLICACIONES EN AERONÁUTICA

DISEÑO Y ANÁLISIS DE LA ESTRUCTURA SOPORTE DE UN ELEMENTO MANIPULADOR ESPACIAL MEDIANTE DEVANADO DE FILAMENTOS.

Cabrerizo García F.[1], De la Torre Lejárraga M. A.[1], Gómez-Elvira Rodríguez F. J.[2]

[1] Dpto. de Tecnologías y Procesos de Materiales Compuestos. División de Materiales y Estructuras. Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA).
Ctra. Ajalvir km.4. 28850 Torrejón de Ardoz-Madrid. Tfno: 91-5201506. Fa: 91- 5201274.

[2] Dpto. de Estructuras y Mecanismos. División de Materiales y Estructuras. Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA). Ctra. Ajalvir km.4. 28850 Torrejón de Ardoz-Madrid. Tfno: 91-5201316. Fax: 91- 5201274.

Resumen: Mediante la tecnología de devanado de filamentos, se acomete el desarrollo en fibra de carbono de la estructura de un brazo robot. En el diseño se han definido criterios de servicios propios de sistemas espaciales, como reducción al máximo del peso estructural, alta rigidez y bajo coeficiente de expansión térmica. Se ha realizado además un estudio comparativo de lo que sería una estructura de las mismas prestaciones fabricada como un tubo devanado en carbono y un tubo de aluminio.

Abstract: Using filament winding technology a robot arm structure in carbon fiber has been developed. The design has the basic criteria of space systems, like weight reduction, high stiffness, and near zero thermal expansion coefficient. The same performances has been studied comparing also aluminium, and continous winding in carbon fiber.

1.- INTRODUCCIÓN.

La originalidad de este diseño consiste en colocar material en aquellas direcciones donde es necesario, es decir optimizar las cargas de flexión con mechas de carbono a 0° y las de cortadura con hélices a 45°, eliminando el resto de material. Queda de esta manera una estructura reticulada que orienta las cargas de manera optimizada.

2.- SISTEMAS DE COORDENADAS.

Los sistemas de coordenadas utilizados se pueden ver en la figura 1. El sistema **oxyz** tiene como origen el extremo del eje del cilindro, su eje **ox** coincide con dicho eje y los **oy** y **oz** son tales que se forma un triedro a derechas. El sistema **o'123** tiene como origen un punto de la hélice **o'**, el eje **o'1** es tangente a la hélice en **o'**, el eje **o'3** es paralelo a la normal al cilindro en **o'** y el eje **o'2** es tal que se forma un triedro a derechas.

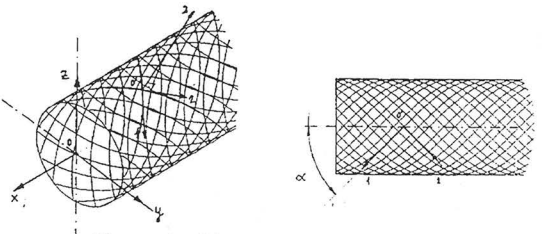


Figura 1.- Sistemas de coordenadas.

3.- DEFINICIÓN DE MATERIALES, CARGAS Y PARÁMETROS DE DISEÑO.

3.1.- Material.

El material utilizado es una mecha de cinta de carbono IM7 de Hercules® impregnada por vía húmeda, durante el devanado, con resina epoxi. Los valores utilizados en el diseño, han sido (Hercules, 1992):

σ_1(MPa)	σ_2(MPa)	τ_{12}(MPa)	E_1(GPa)	E_2(GPa)	υ_{12}	G_{12}(GPa)	$\alpha_1(10^{-6}/K)$	$\alpha_1(10^{-6}/K)$
1483	79	84	162	9.6	0.3	5.2	-0.9	27

3.2.- Cargas.

Las cargas que actúan sobre el brazo son: (Momento y Fuerza cortante referidos al encastre.

M_x (Nm)	M_y (Nm)	F_y (N)
22	142	326

3.3.- Parámetros de diseño.

Los parámetros de diseño que se intentarán optimizar, serán cuatro; rigideces a flexión y a torsión (**E** y **G**), coeficiente de expansión térmica (CTE) y peso. El peso de la estructura debe de ser inferior a 250 gramos.

4.- DISEÑO PRELIMINAR. TEORÍA DE LAMINACIÓN. MODELO 1.

Para obtener un primer dimensionado de la estructura se recurre a la clásica teoría de laminación (Tsai, 1986; ESDU, 1989). Como se sabe, esta teoría es muy sencilla pero a la vez, no tiene en cuenta efectos de tipo local.

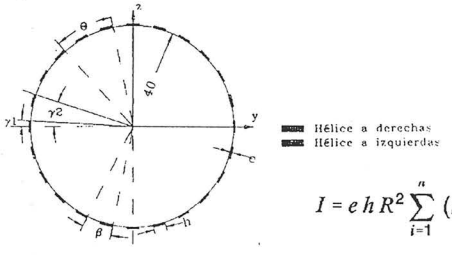


Figura 2.- Sección transversal del tubo y parámetros geométricos.

4.1.- Prediseño.

Una primera tentativa geométrica del modelo, nos lleva a un tubo formado por 12 hélices a derechas y 12 a izquierdas. La inercia de dicha sección (figura 2), será:

$$I = e\,h\,R^2 \sum_{i=1}^{n} \left(sen^2(\gamma_1 + (i-1)\theta) + sen^2(\gamma_2 + (i-1)\theta)\right) \quad (1)$$

El ángulo θ es el ángulo que forman dos hélices contíguas en el mismo sentido de giro. Mientras que los ángulos γ_1 y γ_2 son los ángulos que forman el eje horizontal con la primera hélice y que se utilizan para fijar una referencia en el cálculo del momento de inercia. Estos ángulos se tomarán **0** y β, ya que el momento de inercia es independiente de su valor y sólo sirve de referencia. El ángulo β es el formado entre dos hélices contiguas y varía con la coordenada **x** al irse entrecruzando las hélices. En este caso tomará un valor de 15°, que corresponde a la máxima separación que pueden tener dos hélices de giros contrarios.

Es necesario especificar el ángulo de devanado de las hélices. Para ello buscaremos un ángulo de devanado α que nos dé un coeficiente de expansión térmica longitudinal α_L cercano a cero. De esta manera optimizaremos la expansión térmica reduciéndola casi a cero y evitando la dilatación en sentido longitudinal. Se considera que el laminado resultante del devanado es simétrico y que la curvatura del tubo es pequeña a efectos locales.

Vamos a buscar la relación entre CTE y el ángulo de laminación (Tsai, 1986 et Niu, 1992). Haciendo uso de la teoría de laminación, y aplicando como única carga en el laminado un incremento de temperatura (ΔT), se llega para dicho laminado, y considerándolo simétrico y con secuencia genérica $[(\pm\theta)_n]_S$, a la siguiente expresión del coeficiente de expansión térmica longitudinal:

$$\alpha_L = \frac{A\,\overline{Q}_{22} - B\,\overline{Q}_{12}}{\overline{Q}_{11}\,\overline{Q}_{22} - \overline{Q}_{12}^{\,2}}$$

$$A = m^2(\overline{Q}_{11}\,\alpha_1 + \overline{Q}_{12}\,\alpha_2) + n^2(\overline{Q}_{21}\,\alpha_1 + \overline{Q}_{22}\,\alpha_2) \qquad (2)$$

$$B = m^2(\overline{Q}_{21}\,\alpha_1 + \overline{Q}_{22}\,\alpha_2) + n^2(\overline{Q}_{11}\,\alpha_1 + \overline{Q}_{12}\,\alpha_2)$$

Introduciendo los valores de todos los parámetros, se obtiene la siguiente curva (figura 3).

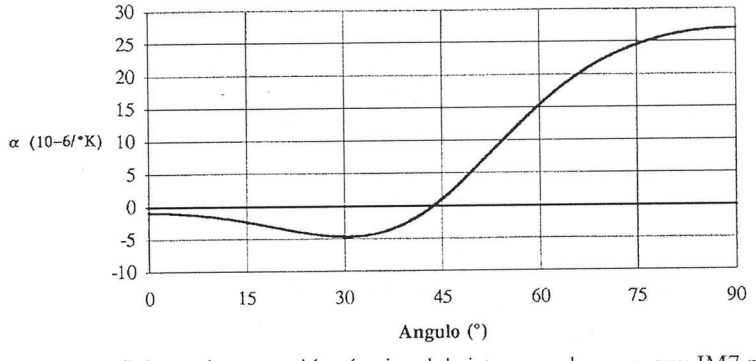


Figura 3.- Coeficiente de expansión térmica del sistema carbono-epoxy IM7 para una secuencia $[(\pm\theta)_n]_S$.

Se puede apreciar claramente que los dos valores más adecuados de laminación están en torno a 0° y 45°. Tomamos como ángulo de devanado y por lo tanto de laminación $\theta = \alpha = 45°$.

El estado de esfuerzos a que está sometido el tubo, utilizando teoría clásica de flexión y cortantes, es (Bruhn, 1965):

$$\sigma_x = \frac{M_y R}{2I}$$
$$\tau_{xy} = \frac{M_x}{2Rnhe} + \frac{F_y}{2nhe} \qquad (3)$$

Previamente realizamos el cambio de sistema de referencia de ejes lámina (mecha) a ejes laminado (o'123 al o'xyz) y posteriormente, entrando en (3), obtenemos para un ancho de mecha d=3,5 mm. un espesor mínimo devanado de e=0.055 mm. Se toma un valor de **e = 1 mm**.

4.2.- Conclusiones.

En el ensayo de flexión, se produce un modo de fallo por pandeo y por lo tanto hay que desestimar la teoría de laminación. Se recurre entonces a un análisis por elementos finitos del brazo. Además, se observa una rigidez muy baja (figura 4). Para 146.6 Nm. en el encastre, se observa un desplazamiento en el extremo de 10.78 mm. Es necesario rigidizar en flexión.

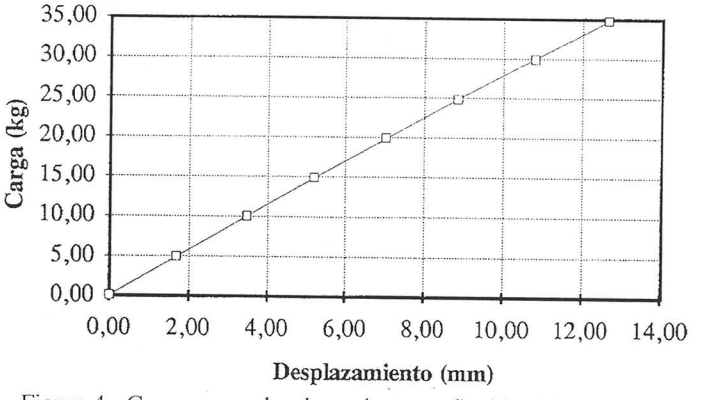


Figura 4.- Curva carga-desplazamiento en flexión del modelo 1.

En cuanto al ensayo de torsión, se puede decir que el cálculo analítico se aproxima más a la realidad y podría afirmarse que la teoría de laminación es adecuada.

5.- MODELO DE ELEMENTOS FINITOS. MODELO 2.

5.1.- Modelización optimización y diseño.

Las mejoras sobre el modelo 1 son claramente dos; mejorar la rigidez a flexión y aumentar la carga de pandeo para elevar la carga de rotura. Al funcionar la teoría de laminación para el caso de torsión, se pueden disminuir el número de hélices siempre que mantengamos el área global y, por lo tanto, se adoptarán 8 hélices. Para aumentar la rigidez, se introducen mechas a 0° en un total de 8. De esta manera se han convertido los cuadrados que formaban el entramado, en triángulos y por lo tanto se reduce el

hiperestatismo. Conseguimos con esta acción rigidizar el conjunto. Para estudiar el pandeo, se recurre a un modelo por elementos finitos en ANSYS® a través de su elemento unidireccional BEAM4 (figura 5).

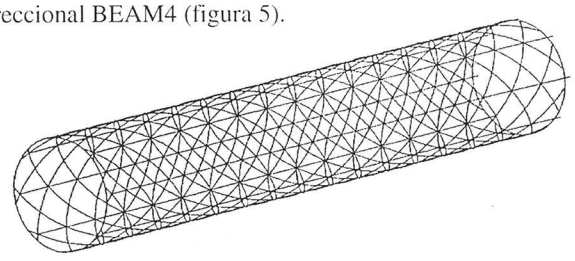


Figura 5.- Modelo de Elementos Finitos.

Variando las áreas de las mechas a 0° y resolviendo el modelo, obtenemos la variación de carga crítica de pandeo frente a áreas de dichas mechas de la figura 6.

La carga máxima de trabajo previsible en las mechas a 0° será de (Bruhn, 1965 et ESA, 1994):

$$F_{tra} = \frac{M_y}{2R} = 1775\ N \qquad (4)$$

Entrando en la figura 6 se obtiene un área de 7 mm² por lo tanto se tomará un área de 10.5 mm² (factor de seguridad de 1.5).

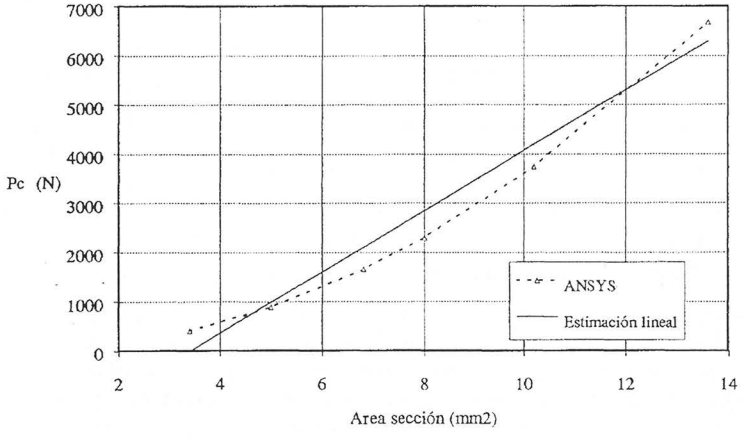


Figura 6.- Variación de la carga de pandeo con el área de las mechas.

5.2.- Conclusiones.

Remitiéndonos a los resultados de los ensayos, se aprecia un aumento considerable de la rigidez (figura 7). Para 142 Nm. en el encastre, se observa un desplazamiento en el extremo de 3.4 mm. En cuanto a la carga de rotura (92.17 kg, equivalentes a 452 Nm. de flector), nos daría una carga de rotura a pandeo de 5650 kg y por lo tanto entrando en la figura 6, unos 12.2 mm². Esto sitúa el estudio por elementos finitos más cercano al comportamiento real y con valores parecidos a los de ensayos pero ligeramente superiores.

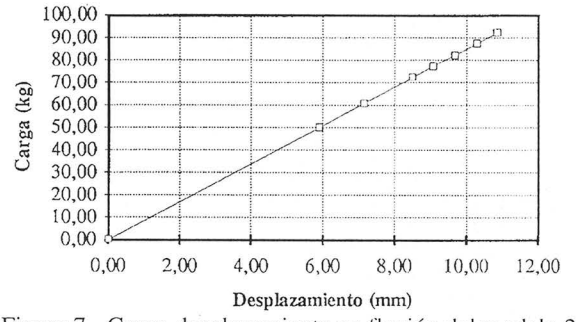


Figura 7.- Carga-desplazamiento en flexión del modelo 2.

6.- ANÁLISIS COMPARATIVO.

La primera comparación se establece entre las rigideces de los dos modelos, destacando la del segundo, que mejora incluso su comportamiento a torsión en un 8%aunque no se halla variado el área de cortadura. Esta claro que la conversión del entramado de paralelepípedos a triángulos mejora dicha rigidez. En cuanto a la rigidez a flexión, mejora hasta un 153% (tabla 1).

Se puede establecer una comparación de los principales parámetros de los dos modelos y otros realizados con distintos materiales o secuencias constructivas. En este caso con un tubo de aluminio de similares características y un tubo de fibra de carbono cerrado con secuencia de apilamiento $(0°, \pm 45°)_n$ (Tabla 1).

	CTE ($1/10^{-6}$ K)	Peso (gr.)	Flector (Nm)	GJ (Nm/rad)	R (kg/mm)
Modelo 1	≈ 0	95	287	7869	3.388
Modelo 2	≈ 0	189	452	8445	8.555
Carbono	≈ 0	189	1524	5673	9.160
Aluminio	23.4	251	686	6949	8.555

Tabla 1.- Comparación entre diversos modelos y materiales.

Como puede apreciarse, para este estado de cargas no muy elevado, no compensa el realizar el brazo mediante hélices (modelo 2), ya que con igual peso, obtenemos una estructura de, salvo en el caso de torsión, parecidas prestaciones (carbono). Sólo en casos en que el refuerzo en una dirección crítica necesite ser claramente mejorada, sería viable realizar este diseño, ya que compensaría el esfuerzo de fabricación.

7.- REFERENCIAS.

1.- Bruhn E. F. Analysis and design of flight vehicle structures. 1965.
2.- Engineering Sciences Data. ESDU.*Composites*. Capítulos 1- 7. 1989.
3.- ESA *Structural Materials Handbook*. Volumenes 1 y 2. 1994.
4.- Hercules Materials Data Sheet. 1992.
5.- Niu M. C. Y.*Composite Airframe Structures*. Ed.Conmilit press Ltd. 1992.
6.- Tsai S. W. *Composites Design*. 1986.

FABRICACIÓN MEDIANTE DEVANADO DE FILAMENTOS Y ENSAYO DE LA ESTRUCTURA SOPORTE DE UN ELEMENTO MANIPULADOR ESPACIAL.

Cabrerizo García F.[1], De la Torre Lejárraga M. A.[1], Gómez-Elvira Rodríguez F. J.[2]

[1] Dpto. de Tecnologías y Procesos de Materiales Compuestos. División de Materiales y Estructuras. Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA).
Ctra. Ajalvir km.4. 28850 Torrejón de Ardoz-Madrid. Tfno: 91-5201506. Fax: 91- 5201274.

[2] Dpto. de Estructuras y Mecanismos. División de Materiales y Estructuras. Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA).
Ctra. Ajalvir km.4. 28850 Torrejón de Ardoz-Madrid. Tfno: 91-5201316. Fax: 91- 5201274.

Resumen: En esta presentación se discuten diversos aspectos relativos a la fabricación, mediante devanado de filamentos, de prototipos de la estructura de un brazo robot de un elemento manipulador espacial, demostrador de la tecnología para la realización de exploraciones planetarias. Además, se describen y analizan los resultados de los ensayos a los que han sido sometidas las estructuras fabricadas.

Abstract: This paper discusses several aspects of the manufacturing process of a carbon fiber/epoxy llament wound robot arm structure. It is also described and analize the test results got from the structures testing.

1.- INTRODUCCIÓN.

Durante el desarrollo del proyecto se ha acometido la fabricación de prototipos de la estructura de un brazo robot, para la recogida de muestras en exploraciones planetarias, según dos modelos distintos.

En el primer modelo, correspondiente al diseño de la estructura mediante la teoría clásica de laminación, la peculiaridad relativa al proceso de fabricación por devanado de filamentos ha consistido en el no recubrimiento total del mandril, colocándose fibra impregnada según cierto número de hélices (a ±45°) predeterminado por diseño, dando lugar a una estructura reticular.

En el segundo modelo, correspondiente al diseño de la estructura mediante la teoría de elementos finitos, se ha fabricado también una estructura reticulada pero añadiendo, además, fibras en la dirección longitudinal (devanado a 0°). El posicionado de las fibras a 0° se ha realizado de modo que coincidiesen con los vértices de la retícula formada por las fibras devanadas a ±45°.

2.- MATERIALES, GEOMETRÍA Y ESPECIFICACIONES.

2.1.- Materiales.

El material utilizado ha sido una mecha de cinta de carbono IM7 de Hercules®

impregnada por vía húmeda, durante el devanado, con resina epoxi Araldite LY556 de Ciba-Geigy.

El material utilizado para los mandriles ha sido acero en la parte cilíndrica y corcho prensado en los casquetes esféricos.

2.2.- Geometría.

La geometría de la pieza que se ha pretendido construir está representada en la Figura 1. La longitud del brazo es de 500 mm., siendo su diámetro interior de 80 mm. y el espesor de 1 mm. en cualquiera de los lados de la retícula formada. En los extremos lleva insertos de aluminio que posibilitan la unión del brazo al resto de la estructura.

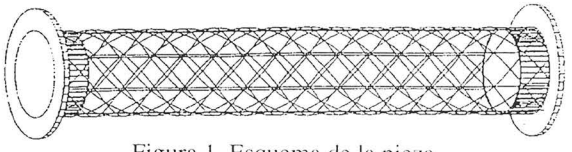


Figura 1. Esquema de la pieza.

2.3.- Especificaciones.

Para el primer modelo la estructura reticular ha consistido en 12 hélices devanadas a ±45°, siendo el espesor por capa de 125μ y el espesor total de 1mm.

Para el segundo modelo se han devanado 8 hélices a ±45 ° y 8 capas longitudinales, siendo el espesor por capa de 125μ, el espesor de las capas a ±45° de 1 mm y el espesor de las capas longitudinales de 1 mm.

3.- VARIABLES FIJAS DEL PROCESO.

Para el proceso de devanado de los dos modelos se han fijado las variables de proceso que pueden ser controladas independientemente en los mismos valores, tratando así de eliminar su influencia en las propiedades finales de la estructura devanada y posibilitar así la comparación de resultados.

Las variables de proceso que han sido mantenidas en un valor constante durante el devanado de ambos modelos son: tensión de la fibra a la salida del baño de impregnación, velocidad de devanado, sistema de guiado, temperatura del baño de impregnación, sistema de compactación de la fibra trás la impregnación, sistema de compactación de la estructura devanada durante el curado de la misma, ciclo de curado y proceso de desmoldeo.

4.- DESCRIPCIÓN DEL PROCESO.

Para la fabricación de los prototipos correspondientes a los dos modelos se ha seguido básicamente el mismo proceso. A continuación se describen los pasos fundamentales del proceso de fabricación seguido, describiendo en cada uno de ellos las peculiaridades de fabricación de cada modelo.

4.1.- Diseño y fabricación del mandril.

El mandril empleado, representado en la Figura 2, consta, en ambos modelos, de:

– una parte cilíndrica, de longitud 700 mm, sobredimensionada en 100 mm. en cada extremo respecto a la longitud de la pieza a fabricar, y diámetro 80 mm. La misión de este sobredimensionado es, por una parte permitir el devanado exterior a 90° para facilitar el desmoldeo de la pieza acabada y, por otro lado garantizar que en la pieza cortada a dimensiones finales no hay desalineamiento de fibra por la influencia del giro en los extremos.

– dos casquetes semiesféricos en los extremos para posibilitar el retorno de la fibra en los extremos.

Para la fabricación del segundo modelo, se incluyeron alfileres en los extremos para el guiado de las fibras longitudinales (figura 2).

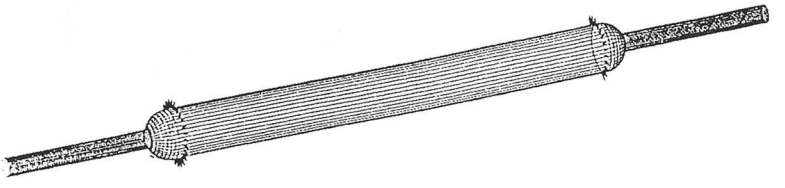


Figura 2.- Esquema del mandril.

4.2.- Aplicación de agente desmoldeante.

El proceso de aplicación de desmoldeante así como el tipo de desmoldeante empleado ha sido el mismo en ambos casos.

-Desmoldeante: TYGACOTE SP441

-Proceso de aplicación: Pulverizado de cinco capas, dejando transcurrir 10 minutos entre aplicación de capas.

4.3.- Capa de fibra de vidrio.

Modelo l. Enrrollamiento de una capa de tejido de vidrio en forma de preimpregnado.

Modelo 2. Devanado circunferencial de dos franjas de fibra de vidrio en los extremos del mandril.

En ambos casos la misión de dicha capa ha sido el permitir el posterior pegado de los insertos de aluminio en los extremos, así como hacer de aislante entre el aluminio y el carbono con el fin de evitar corrosión galvánica.

4.4.- Devanado con fibra de carbono.

Para el devanado de ambos prototipos fué empleada una máquina de control numérico de seis ejes de libertad. Los ejes empleados fueron:

-Giro del mandril (X)

-Desplazamiento del cabezal en dirección paralela al eje de giro (Y)

-Desplazamiento del cabezal en dirección perpendicular al eje de giro (Z)

-Giro del cabezal (U).

4.4.1.- Devanado del prototipo correspondiente al modelo 1.

El modelo l consta de doce hélices a ±45°. Para obtener el espesor total requerido se han realizado ocho capas, teniendo en cuenta, para la programación de la máquina, la variación en diámetro entre capas sucesivas. Con el fin de obtener hélices perfectamen-

te superpuestas en las sucesivas capas ha sido necesario considerar la variación del ángulo de devanado al aumentar el diámetro.

4.4.2.- Devanado del prototipo correspondiente al modelo 2.

El modelo 2 consta de ocho bandas de fibra en dirección longitudinal, de 3.4 mm. de ancho y 1 mm. de espesor total, y de ocho hélices a ±45°, de 3.6 mm de ancho y 1 mm de espesor total. En primer lugar ha sido realizado el devanado de las capas a 0°, siendo necesario el uso de alfileres en los extremos para evitar el deslizamiento de las fibras durante el retorno del cabezal. La programación de estas capas fue realizada en modo semiautomático (programación no lineal consistente en el movimiento del cabezal de tal forma que la fibra quede posicionada sobre el mandril según la trayectoria requerida). Para el devanado helicoidal se han seguido las mismas pautas que para el modelo 1. Finalmente, al igual que en devanado del modelo 1, se han devanado capas a 90° en un extremo del mandril para facilitar el proceso de desmoldeo. El mayor problema encontrado ha sido el hacer coincidir las capas a 0° con los vértices de la reticula formada por las capas a ±45°. Debido a la baja tensión de las capas a 0°, al devanar encima las de 45°, las capas a 0° sufrieron un leve desplazamiento en el sentido contrario al giro del mandril Las posibles soluciones planteadas para el devanado de posteriores prototipos podrían ser el mecanizado del mandril, realizando un cajeado longitudinal donde alojar las capas a 0° ó el diseño de un sistema de tensionado de las capas a 0°.

4.5.- Aplicación de cinta termorretráctil.

Tras el devanado, en ambos casos se procedió al enrrollamiento de dos capas de cinta termorretráctil para proporcionar presión de compactación durante el curado.

4.6.- Proceso de curado.

El curado de las piezas ha sido realizado mediante lámparas de infrarrojo El proceso de curado ha consistido en la gelificación a 80°C durante 4 horas, seguido de un postcurado de 4 horas a 140°C. Para éstas condiciones de gelificación se ha determinado la curva de viscosidad (Figura 3).

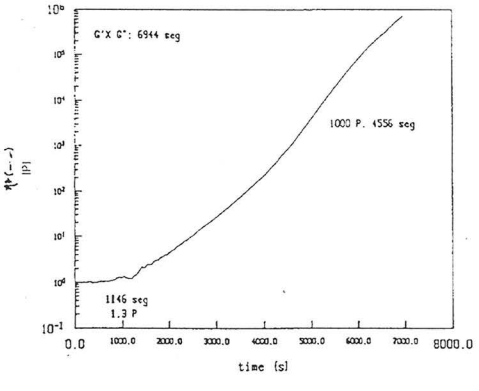


Figura3.- Curva de viscosidad a T= 80°C.

4.7.- Procesos de desmoldeo y acabado.

Para proceder al desmoldeo de las piezas ha sido empleado un sistema hidraúlico de tracción, siendo fijada la pieza mediante un útil que hace de tope mecánico con las capas devanadas a 90°.

Tras el desmoldeo se ha procedido al corte de la estructura a dimensiones finales (500 mm. de longitud). Finalmente han sido pegados los insertos metálicos.

5.- ENSAYO.

5.1.-Ensayo de flexión y torsión sobre el prototipo 1.

El ensayo se realiza mediante aplicación de carga manual y un conjunto de 3 palpadores que permiten obtener los valores de desplazamiento en el extremo y ángulo girado por torsión (figura 4).

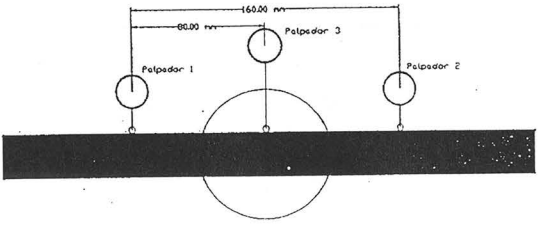


Figura 4.- Esquema del sistema de ensayo

En el ensayo de flexión, se produce un modo de fallo por pandeo y por lo tanto hay que utilizar otro sistema de análisis distinto de la teoría de laminación. Se recurrirá a un análisis por elementos finitos del brazo. Además, se observa una rigidez muy baja (figura 5). Para 146.6 Nm. en el encastre, se observa un desplazarniento en el extremo de 10.78 mm. Es necesario rigidizar en flexión.

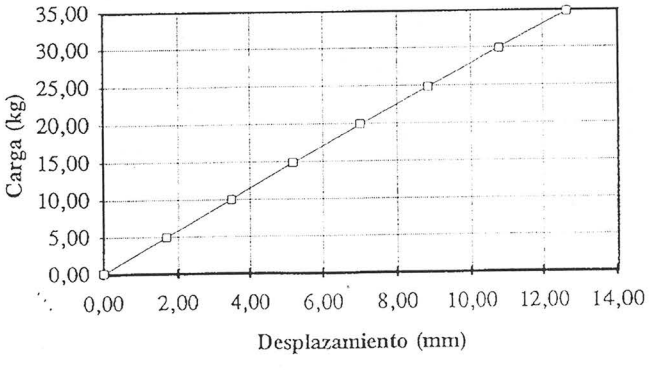


Figura 5.- Curva carga-desplazamiento en flexión del modelo 1.

5.2.- Ensayo a flexión y torsión del prototipo 2.

El ensayo se realiza de modo análogo al empleado para el modelo 1. Remitiéndonos a los resultados de los ensayos, se aprecia un aumento considerable de la rigidez (figura 6). Para 142 Nm. en el encastre, se observa un desplazamiento en el extremo de 3.4 mm.

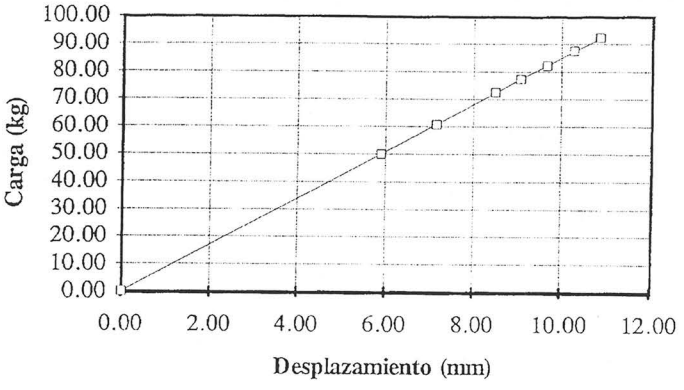


Figura 6.- Curva carga-desplazamiento del modelo 2.

6.- ANÁLISIS COMPARATIVO.

La primera comparación se establece entre las rigideces de los dos modelos, destacando la del segundo que mejora incluso su comportamiento a torsión en un 8% aunque no se halla variado el área de cortadura. Esta claro que la conversión del entramado de paralelepípedos a triángulos mejora dicha rigidez. En cuanto a la rigidez a flexión, esta mejora hasta un 153% (tabla 1).

	Rigidez a torsión GJ (Nm/rad)	Rigidez a flexión R (kg/mm)
Modelo 1	7869	3.388
Modelo 2	8445	8.555

Tabla 1.- Comparación entre rigideces de modelos 1 y 2.

7.- REFERENCIAS.

1.- Cabrerizo F. Diseño y análisis de la estructura soporte de un elemento manipulador espacial. 1995.

EFECTOS DE LA POROSIDAD EN LOS MATERIALES COMPUESTOS AVANZADOS

Güemes J.A.
Dpto Materiales y Producción Aerospacial. ETSI Aeronáuticos. UPM
28040 MADRID. Fax 91-3366334. E-mail aguemes@dmpa.upm.es

Resumen: Se realizan ensayos de compresión y cortadura interlaminar sobre probetas de carbono/epoxi fabricadas con distintos niveles de porosidad; la porosidad se midió indirectamente como el exceso de atenuación ultrasónica.

Las propiedades mecánicas caen monotónicamente al aumentar el nivel de porosidad, y su efecto es aditivo a la disminución de propiedades debido a condiciones de calor húmedo. Por su frecuente aparición y significativa influencia en las propiedades, la porosidad continúa siendo uno de los aspectos principales a resolver en la fabricación de materiales compuestos.

Abstract: Compressive and interlaminar strength of graphite/epoxy laminates are measured on laminates manufactured with different levels of porosity, quantified by ultrasonic attenuation. Mechanical properties fall monotonically, this effect to be added to the properties drop under hot wet conditions. Due to its frequency of occurrence and criticality, porosity remains as a major threat in advanced composites manufacturing.

1.- INTRODUCCIÓN

La porosidad es uno de los problemas más frecuentes en la producción de materiales compuestos avanzados[1], que obliga a costosas reparaciones en elementos estructurales recién fabricados, y en ocasiones al rechazo de los mismos.

Sus causas son múltiples, tales como atrapamiento de aire y volátiles, incluyendo humedad, falta de presión de compactación durante el ciclo de curado ó un "debulking" incorrectamente ejecutado, alteraciones químicas del prepreg, etc; los actuales procedimientos de calidad no pueden asegurar la no ocurrencia de porosidad. Se hace necesario por tanto la inspección mediante ultrasonidos de toda la superficie de la pieza, considerándose pieza defectuosa si la atenuación en algunas zonas excede en más de 18 dB a la atenuación que corresponde a esa misma zona para una pieza sana. Este exceso de atenuación de 18 dB corresponde aproximadamente a un volumen de poros del 2% al menos para el material y configuración que hemos ensayado[2].

Aunque existen diversos procedimientos para medir porosidad (observación micrográfica, determinación de densidades y contenido de fibra, etc), todos ellos son

muy laboriosos, con un error intrínseco en su determinación y desde luego no pueden clasificarse como no destructivos. Por ello, la referencia a una magnitud indirecta, como es la atenuación ultrasónica, es más frecuente en la práctica industrial.

Como en todos los procedimientos de calidad, establecer el valor umbral de señal que se considera defecto significativo es un proceso iterativo; el objeto del presente trabajo es evaluar la pérdida de propiedades mecánicas debido a porosidad, y su efecto combinado con condiciones de calor húmedo.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1.- Preparación de probetas

Se realizaron mediante encintado automático varios laminados de carbono/epoxy AS4/8552, en configuración cuasiisotropa, de 24 láminas, con 4 mm de espesor nominal total. Los laminados se curaron en una prensa de platos calientes, siguiendo para la temperatura el ciclo nominal definido por el fabricante, dentro de un útil estanco, para evitar sangrado de resina, y en el que el espesor era controlado mediante galgas, entre 3.9 hasta 4.3 mm. Se realizaron un total de 20 placas, de dimensiones 180x270 mm; se mecanizaron mediante chorro de agua probetas para cortadura interlaminar (6.5x25 mm) y compresión (80x15mm) según norma CASA. A las probetas de compresión se les dará posteriormente forma de hueso, ya que por el espesor del laminado se producía fallo en tacones con la probeta recta.

2.2.- Inspección ultrasónica

Se realizó inspección manual en transmisión simple, con un equipo digital Krautkramer USD10, con dos palpadores KSK, a 5 MHz, situados en un útil que asegura su alineación.

Es habitual referir los valores de atenuación al exceso que se produce respecto de un laminado sano de idéntica configuración, midiendo la atenuación como la presión acústica (en dB) necesaria para que el pulso transmitido alcance el 80% de pantalla.

La figura 1 muestra la correlación existente entre el exceso de atenuación y el incremento relativo de espesor, referido al espesor nominal de lámina dado por el fabricante del prepreg; conviene señalar que, aunque poco frecuente, no siempre ocurre que desviaciones en el espesor vayan siempre acompañadas de mayor atenuación, lo que sugiere alteraciones en el volumen de fibra por desplazamiento de la resina durante el curado.

2.3.- Ensayos de compresión y cortadura interlaminar

Se realizaron en una máquina MTS-810; el ensayo de compresión se ajusta a la norma ASTM-D-695, excepto en lo que a geometría de probeta se refiere.

La figura 2 representa la pérdida relativa de resistencia con el exceso de atenuación referida a la resistencia de la probeta sana ensayada a temperatura ambiente. En todos los casos la resistencia a compresión se refiere al espesor nominal de laminado, de acuerdo con la práctica habitual de cómo se emplean estos datos en diseño.

El valor medio de resistencia de probeta sana (atenuación inferior a 6 dB) es 640 MGPa. En un primer conjunto de probetas mecanizadas con fresa abrasiva este valor era un 20% inferior, lo que refleja la importancia del mecanizado.

La figura 3 representa los mismos resultados en probetas ensayadas a 70°C, previamente acondicionadas a 70°C y 85% HR.

El efecto combinado de humedad y temperatura provoca una pérdida del 18%, que se suma a la pérdida provocada por la porosidad.

Las figuras 4 y 5 muestran similares resultados para los ensayos de cortadura interlaminar; tanto el efecto de porosidad como el higrotérmico muestran caídas más acusadas en el ensayo ILSS que en compresión, llegando a perder hasta el 50% de su resistencia original.

3.- CONCLUSIONES

La resistencia a compresión y cortadura interlaminar de laminados carbono/epoxy se ve significativamente afectada por la porosidad. Su efecto es aditivo a la pérdida de propiedades debida a condiciones de calor húmedo.

Es igualmente significativo la dispersión en los resultados, a pesar de las precauciones empleadas en el mecanizado de probetas. Esta dispersión es la que se acepta normalmente en los ensayos de calificación de material (valores mínimos como el 90% del valor medio), y ponen de manifiesto la necesidad de efectuar un alto número de ensayos para tener resultados comparables[3,4].

La porosidad es un defecto dificilmente reparable, no obstante, en algunas situaciones, las gráficas anteriores serán útiles para estimar el número de laminas a suplementar para recuperar la resistencia original del laminado.

4.- REFERENCIAS

1.- *Composite Design Handbook for Space Structure Applications.* ESA PSS-03-1101 1986.

2.- Suárez J.C. Molleda F. and Güemes A. *Void content carbon fibre/epoxy resin composites and its effects on compressive properties.* pp 589-597 ICCM/9 Vol VI 1993.

3.- Muller de Almeida S.F. and Santos Nogueira Z. *Effect of void content on the strength of composite laminates. Composites Structures.* **28**, pp 139-148, 1994.

4.- Oliver P., Cottu J.P. and Ferret B. *Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properies of carbon/epoxy laminates. Composites.* **26**, pp 509-515, 1995.

5.- Gurdal Z., Tomasino A.P. and Biggers S.B. *Effects of processing induced defects on laminate response: interlaminar tensile strength. SAMPE Journal*, **27**, no 4, 1991.

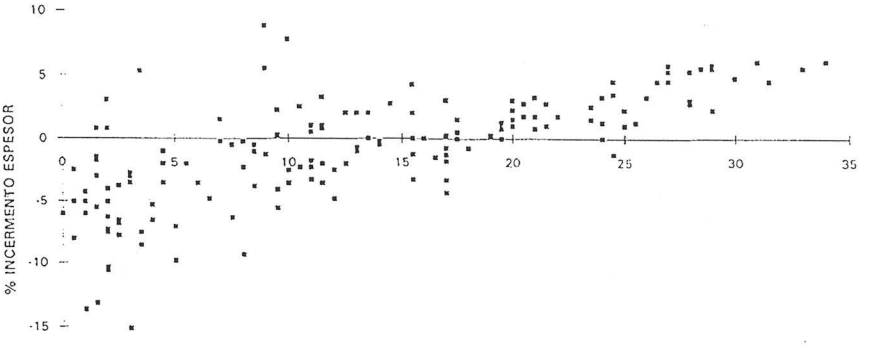


Fig.1- Atenuación. Vs. Variación de espesor. (% relativo a nominal).

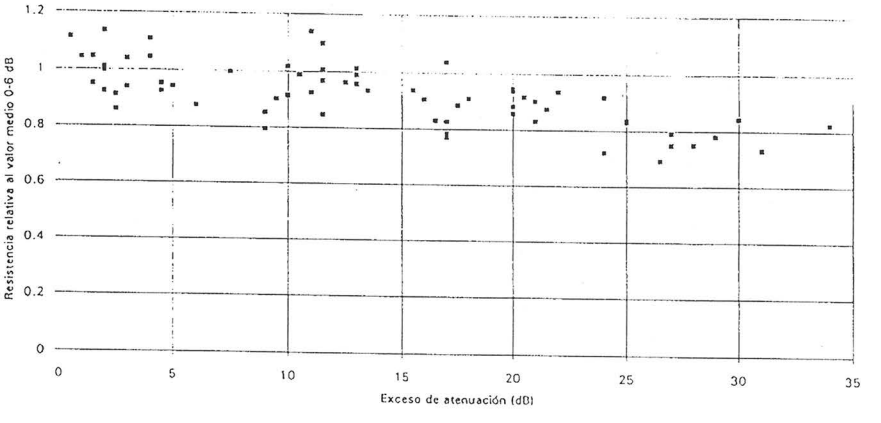


Fig. 2.- Resistencia a compresión. VS. Atenuación. Temperatura ambiente, sin acondicionamiento).

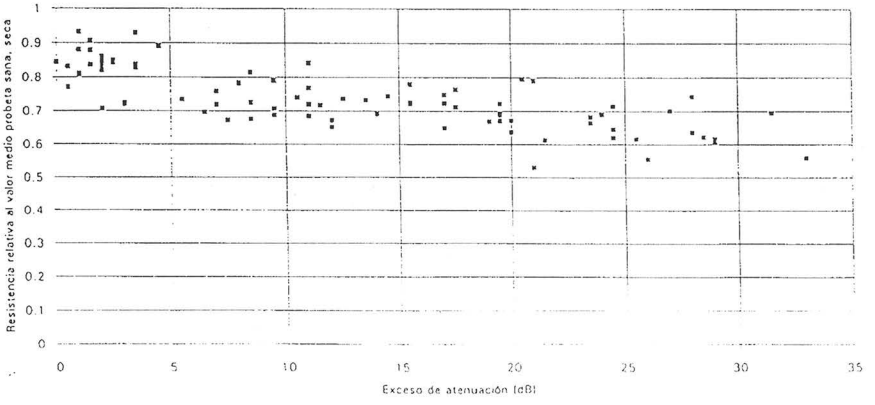


Fig. 3.- Resistencia a compresión. VS. Atenuación. 70 °C, húmedo.

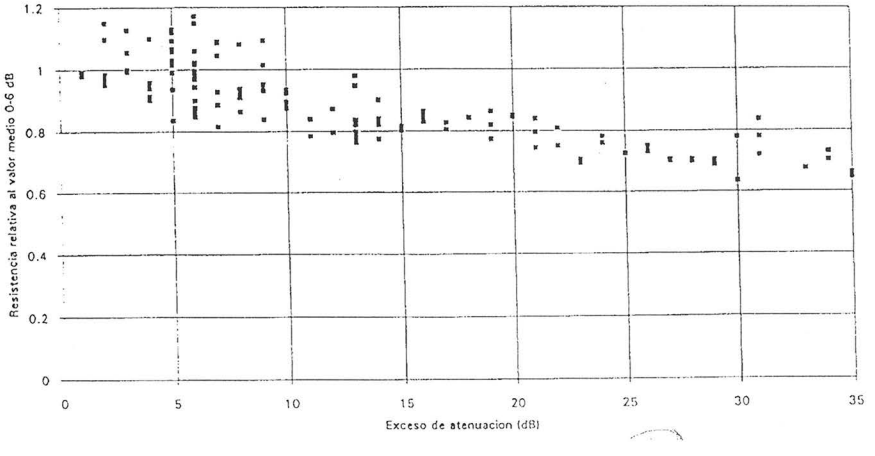


Fig. 4.- ILSS. VS. Atenuación, condición T. amb., seca.

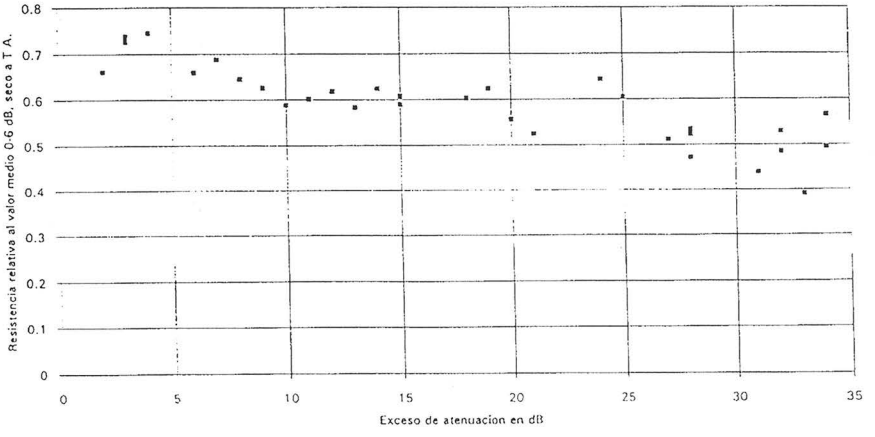


Fig. 5.- ILSS. VS. Aternuación, condición 70 °C, húmedo.

PRESENTE Y FUTURO DE LOS COMPOSITES EN LA INDUSTRIA AERONÁUTICA. LA EMPRESA FRENTE A LA TECNOLOGÍA

Muñoz Esquer P.L.
Sub. Ingeniería CASA, Prof. Asociado UPM.
Avda. John Lennon s/n 28906 GETAFE (MADRID). Teléfono 6242727 Fax 6242029

Resumen: Se da una visión de la aplicación de los materiales compuestos en aviones civiles y militares hasta el momento y su futuro inmediato. Se llega a la conclusión de que la tecnología está preparada para realizar estructuras primarias en aviones de transporte tanto subsónicos como supersónicos, exponiendose los temas y barreras que en la actualidad presenta esta tecnología, así como sus posibles soluciones para su aplicación inmediata.

Summary: An overview on the application of composite materials in both civil and military aircraft up to this date and in the inmediate future is provided. Concluding that the technology to make primary structures for transport aircraft, both subsonic and supersonic is ready, stating the subjects and barriers this technology currently rises, as well as their possible solutions for inmediate application thereof.

1. EL PASADO Y EL PRESENTE: DE LOS MATERIALES COMPUESTOS.

El avance de la tecnología de los materiales compuestos es crítica para el desarrollo de la industria aeroespacial de finales de la década de los 90 y de principios del siglo XXI. Esta tecnología, hasta llegar a su estado actual, ha sido a través de cuatro generaciones de desarrollo tecnológico (Ref. 1).

La primera generación, se inicia a principios de siglo con la aparición de las fibras de vidrio (1.937-Owens illinois & Corning Glass, W.), las resinas termoestables, fenólicas (1.927) y el poliester (1.940), denominando a esta tecnología, plásticos reforzados, utilizando algunas veces también resinas termoplásticas. En esta etapa, los distintos métodos de fabricación tenían en común una resina líquida que se aplicaba al material de refuerzo de forma artesanal. La aplicación más sobresaliente fue en la fabricación de radomes, a base de fibras de vidrio con resina de poliester, mediante procedimientos de baja presión.

La segunda generación 1.960-1.975, se inicia con la utilización de fibras de alta resistencia y alto modulo, boro y carbono, que combinadas principalmente con matrices fenólicas y epoxidicas son aplicadas en la fabricación de estructuras secundarias para aviones militares y civiles, y primarias para aviones militares.

En esta etapa, la fibra bien en forma de tejido bidireccional o unidireccional se recibe del suministrador del material, impregnada en resinas termoestables en un porcentaje ya determinado, y con un curado parcial, dando nombre a material preimpregnado o " prepreg".

Gracias a los programas de investigación a gran escala, para la Industria Militar y Aeroespacial, llevados a cabo por los Gobiernos, en particular en Estados Unidos, crearon el suficiente conocimiento tanto en los procesos de fabricación como en el comportamiento en servicio de estos materiales, de forma que elementos como trampas, timones, carenas, freno aerodinámico, etc. de prácticamente todos los aviones militares, comerciales y de negocio estuviesen diseñados y fabricados en materiales compuestos avanzados.

En las Tablas I y II se indican algunos de los aviones militares representativos de esta época, por la tecnología empleada en fabricar alguna parte de su estructura. El avión C-101 "AVIOJET" diseñado y fabricado por CASA, introduce las trampas del tren principal de aterrizaje en estructura sandwich de fibra de carbono con resina epoxy, sustituyendo a las iniciales realizadas en fibra de vidrio en resina epoxy con altos núcleos de nido de abeja. Este avión que realizó su primer vuelo en 1.977, llevaba incorporada la tecnología del composite y del encolado estructural en carenas, superficies móviles del ala, trampa y estabilizadores.

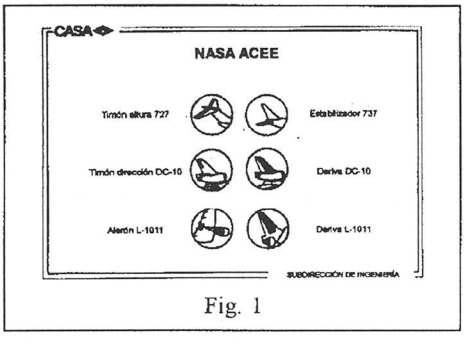


Fig. 1

En la aviación comercial, durante el período 1.970-1972, entraron en servicio los cuatro tipos de aviones denominados " Wide-body", tres americanos B-747, DC10, L- 1011 y el europeo A-3 00, que no trajeron consigo grandes aplicaciones de materiales compuestos. En esta década se inicia la subida del petróleo (1973) de forma ascendente año a año. Ante esta situación el gobierno americano creó el programa ACEE (Aircraft Energy Efficienty) a través de la NASA y con la participación de las compañías Mcdonnell Douglas (DC10), Lockheed (L-1011) y Boeing (B-727 y B-737). Este programa consistía en el diseño, fabricación y montaje de distintos elementos de los aviones citados con el fin de estudiar de una forma real el comportamiento en servicio (Ref.2, 3) Fig. 1.

Este programa desde su inicio en 1.973 hasta el año 1.991 ha probado un total de 350 componentes, de los cuales 139 en el año 1.991 aún permanecían en vuelo. En 1.979 se fusionó a los programas NASA/Langley Research Center y U.S. Army, proporcionando una información primordial para la aplicación y el comportamiento de estos materiales. (Ref.1)

La tercera generación, podríamos iniciarla con la aparición de los aviones militares F16, F-1 8 y AV-8B Tabla II, y los comerciales de las compañías Mcdonnell Douglas y Boeing americanas y la empresa Europea Airbus. Mientras las companías Americanas, ponían sus peros a la aplicación de estos materiales para estructuras primarias, aunque extendían cada vez más su aplicación en estructura secundaria (B-737, B-757, B-767, MD-11), la Industria Europea, comandada por Airbus Industrie, introducía estos materiales, tanto en estructura secundaria como primaria (A-310, A-320) Tabla III. En el A-

310-300, la empresa Alemana DASA, fabrica el empenaje vertical por el procedimiento de cocurado en fibra de carbono/epoxy de 120°C de curado. La empresa española CASA desarrolla, diseña y certifica los timones horizontales y trampas del tren delantero de éste mismo avión en estructuras sandwich de núcleo de Nomex y fibra de carbono de 180°C de curado. El avión A310-300 fue el primer avión comercial que llevó el empenaje vertical y timones de dirección y profundidad en materiales compuestos, junto con los elementos ya introducidos en los aviones de la época: freno aerodinámico, spoilers, trampas, flaps, etc.

El modelo A-320 ha sido el primer avión comercial que usa estos materiales en el estabilizador horizontal y vertical, así como la concepción del avión, mediante CAD y realizado en un 80% en CAM. Ambos componentes fueron desarrollados y fabricados por CASA y DASA respectivamente. Este avión presenta un hito histórico dentro de la aeronáutica pues por primera vez en la historia un avión comercial lleva una superficie primaria sustentadora, así como sus herrajes de unión entre ella y fuselaje en fibra de carbono. CASA tardó tres años en desarrollar este proceso de fabricación, que aunque similar al de DASA, presentaba la gran diferencia de utilizar matrices de curado a 180°C frente a los de 120°C del estabilizador vertical. Ambos procedimientos son cocurados.

Esta etapa que puede considerarse que abarca desde el final de la década de los 70 hasta cerca de los finales de los 80, está bien caracterizada por el uso masivo de los "Prepreg" en forma de tejido de fibras de carbono y aramidas, con diferentes texturas y unidireccionales de fibra de carbono, en matrices epoxídicas modificadas, con unas buenas propiedades a compresión y cortadura y más tenaces que las usadas en etapas anteriores. Se utilizan también matrices de resinas poliméricas con una temperatura más alta de servicio a base de poliimidas y bismaleimidas. Los procesos, aunque se sigan utilizando el método de contacto manual, ya se utilizan máquinas con microprocesadores y controles automáticos capaces de operar con 2 a 6 ejes simultáneamente de movimiento.

En esta década la industria militar, tanto la Americana como la Europea, aplican estos materiales para la fabricación de estructuras tan importantes como el ala (AV-8B, EAP, RAFALE, A-6...) siendo el porcentaje de utilización de estos materiales ya muy considerable. Tabla II

La cuarta generación, podríamos iniciarla en los últimos años de la década de los 80, esperando que termine con el siglo y se de con ella los últimos criterios industriales y de diseño que consoliden esta tecnología, para su aplicación en el diseño y fabricación de alas para aviones comerciales. Hasta el momento, Septiembre 1995, la etapa recorrida se ha caracterizado por las enormes reducciones en los presupuestos de defensa y la caída en picado del negocio de la aviación comercial, teniendo como resultado la congelación de pedidos de aviones militares y civiles en número sin precedentes. En la actualidad parece que empieza a producirse un despegue de la aviación comercial, mientras que la militar sigue en un compás de espera con cierta tendencia a su arreglo, sin que lleguemos por ello a la alegría de los años 80.

En el momento actual la tecnología de estructura del ala se encuentra bien desarrollada para aviones militares en varios países. Así cabe resaltar, el EFA-2000 cuyas alas en fibra de carbono/epoxy han sido desarrolladas por España (CASA), Gran Bretaña (BAe) y Italia (Alenia) por un procedimiento de "copegado", mediante la utilización de machos elastoméricos inflables; F-18 EIF (Mcdonnell Douglas), RAFALE (Dassault Aviation), B2 (Northrop), GRIPEN (Saab), A-6 (Grumman), etc. Tabla II.

En la industria aeronáutica del transporte militar y comercial, Tabla III los modelos representativos de los años pasados de esta generación, son entre otros: C- 1 7A

"GLOBEMASTER III" fabricado por Mcdonnell Douglas con 8.1% en peso de composite; en la actualidad se están realizando estudios financiados por el gobierno americano dentro del programa "Large Composite Structure Commercial /Military Integration" perteneciente al programa general de la NASA, A.C.T. IV, para pasar estructuras primarias sustentadoras en construcción convencional a composite; los modelos comerciales A-330 y A-340 de Airbus, B-777 de Boeing y MD-1 1 de McDonnell Douglas en la aviación comercial. Fig. 2 (Ref. 4)

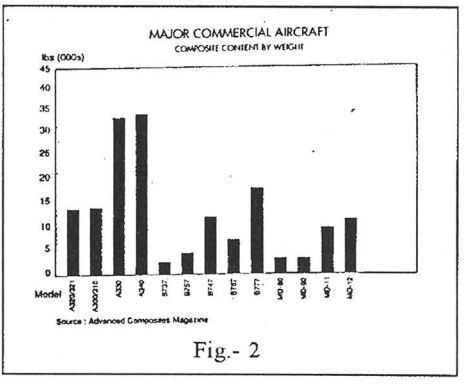


Fig.- 2

Ambos modelos de Airbus, así como el de Boeing presentan toda la cola del avión (Empenaje verticales y estabilizadores horizontales) en materiales compuestos a base de fibra de carbono en resina epoxy. La diferencia principal entre las derivas de los modelos Europeos y Americanos referente al proceso de fabricación son: El estabilizador vertical del B-777 (Boeing) está realizado por el procedimiento de coencolado con resinas y adhesivos de 180°C de polimerización, mientras que el A330 y A-340 (DASA) es por cocurado con resinas de 120°C de polimerización. El estabilizador horizontal del B-777 (Boeing) está realizado igual que el vertical, mientras que el del A-330 y A-340 (CASA) es por cocurado con resinas de 180°C de polimerización, con la dificultad añadida de ser un depósito de combustible. Tanto Boeing como CASA utilizan grandes máquinas de encintado capaces de hacer elementos en una sola pieza.

Estos elementos han demostrado el.preciso control de tolerancia de conjuntos complejos de gran tamaño, curadas en autoclave de una sola pieza, así como un ahorro considerable de peso, una buena superficie exterior con un número de elementos de fijación reducido en gran medida y la posibilidad de estructuras adaptables aerolásticamente.

2.- EL FUTURO DE LOS MATERIALES COMPUESTOS.

Como hemos visto los programas de los aviones militares tienen una gran influencia en el desarrollo de la tecnología, y en su posterior aplicación a la industria de la aviación comercial. Así por ejemplo el programa "MANTECH" para la utilización de máquinas automáticas de encintar en los programas militares B-2 y F-117A, ha puesto a Boeing en disposición de utilizar este proceso de producción en el B-777.

Los programas Americanos para los próximos veinte años, están algunos aprobados y otros cancelados, con la posibilidad de volver a renacer, retrasar ó cancelar por el Congreso de los Estados Unidos al inicio de cada año fiscal. En todos ellos se indica un aumento considerable de la aplicación de los materiales compuestos. En Europa, se espera el "adelante", para la serie del EFA-2000 y se encuentra en fase de prediseño el avión militar "FLA", para el transporte táctico, repostaje en vuelo y patrulla marítima. En este programa CASA puede participar hasta con un 18.2%.

En aviones comerciales cabe destacar: el programa americano "HSCT" (High Speed Civil Transport) dentro del programa gubernamental de desarrollo ACT IV, liderado por

la NASA y con la participación de las más prestigiosas compañías y universidades Americanas. El A3XXX, futuro programa de desarrollo de un avión de 500 pasajeros del consorcio Airbus. Los estudios para los nuevos aviones regionales, (CASA 3000, ATR 82, etc...) indican el uso de estos materiales en la construcción de estructuras primarias.

Es interesante destacar el programa iniciado en 1.988 por la NASA, con la denominación de A.C.T. (Advanced Composites Technology), preparado en base a las conclusiones obtenidas del comité iniciado en 1.984 entre centros de investigación gubernamentales, compañías fabricantes de materia prima y aviones, fuerzas armadas y companías Aéreas Comerciales, con el fin de estudiar la viabilidad y la estrategia a seguir, en la aplicación de los composites de matriz orgánica para estructuras de avión. El programa que en la actualidad está en la fase IV incluye, desarrollo de nuevos materiales, métodos de ensayo, métodos analíticos para predecir las respuestas de las estructuras en servicio, métodos de fabricación, separación y control etc. Los informes que se van reportando a lo largo de las investigaciones apuntan hacia una mayor utilización de estructuras en composites, tanto en aviones de transporte subsónico y de alta velocidad, civiles y militares, dependiendo principalmente de lo que se tarda en establecer procesos con un bajo contenido de mano de obra. (National Research Council 1.992). Airbus predice que para los próximos 20 años existe un mercado de 15.000 aviones comerciales a reacción ("jetliners"). En la actualidad ya están con orden de compra 1.350 y con orden de "leasing" 250. Airbus supone que el crecimiento en el mundo por año será del 5.1%. Boeing y McDonnell Douglas estiman el negocio en 15.462 y 13.272 unidades respectivamente.

En general se puede indicar que el futuro de estos materiales es muy prometedor, sobre todo si se consigue automatizar el proceso productivo, un mayor conocimiento del funcionamiento estructural de estos materiales y una bajada de precios como materia prima.

3.- LA EMPRESA ANTE LA TECNOLOGÍA

Aún demostrando las excelencias de estos materiales tales como: su alta resistencia a la fatiga y corrosión, el coeficiente de dilatación térmica casi cero, capacidad de adaptar las propiedades a las exigencias del diseño, su baja densidad y el potencial de poder reducir el número de piezas para un conjunto frente al mismo realizado en metal... etc han llevado a muchas aplicaciones aeroespaciales, que no serían posibles en materiales metálicos, aunque es necesario resolver una serie de puntos:

a) Reducción de los costes de material.
b) Diseños innovativos para una fabricación efectiva en calidad y coste (Diseño/coste).
c) Automatización que proporcione una repetitividad en la fabricación de las estructuras, eliminando la artesanía, y un coste inferior al de la estructura equivalente en aluminio.
d) Disponer de base de datos del comportamiento del material, y su ciclo de vida.
e) Mantenimiento en servicio a bajo coste.

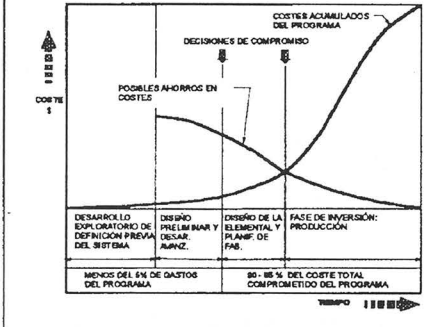
Las empresas se enfrentan ante la necesidad de cambiar la mentalidad, desde la mesa del diseñador del elemento hasta la del operario de producción que va a hacer sólida y real la idea que se plasmó en el plano.

La primera acción general, es una asociación de los recursos gubernamentales, industriales tanto de fabricantes de materia prima, como de medios productivos y de

aviones, centro de investigación y académicos, hacia planes de desarrollo en el campo de los materiales, diseño y procesos productivos que tengan como fin el fabricar estructuras cuyo diseño/coste sea inferior al de estructuras equivalentes en aluminio. Ejemplos: El programa A.C.T (Americano), BRITE-EURAN (Europeo) etc.

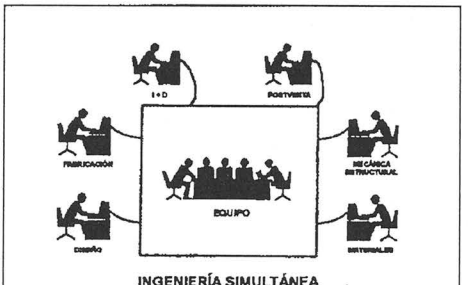
Existen programas a nivel nacional en los países de la Comunidad Europea, así por ejemplo Francia desarrolla un cajón central similar al que necesitaría el proyecto del ATR 82 (Aerospacial), Alemania desarrolla y ensaya a escala real el cajón central del ala de un avión medio ideal (DASA), etc.... En España, en 1993 se inicia el programa de I+D para el sector Aeronáutico y dentro de él, cabe destacar el "Plan Tecnológico horizontal en el Area de Grandes superficies sustentadoras". Este, liderado por CASA con la participación de cuatro sectores empresariales e institucionales: empresas auxiliares del sector aeronáutico, empresas fabricantes y diseñadoras de maquinaria y bienes de equipo, servicio de ingeniería y universidades y centro e institutos de investigación, tiene su fin en 1.998, con el ensayo final de un elemento sustentador de grandes dimensiones.

El diseño preliminar es la fase identificada como el período durante el cual los cambios de diseño, son menos costosos para el producto y son más beneficiosas para el programa Fig. 3. Es admitido (Ref. 5) que la fase de diseño representa sólo el 5% de los costes totales del proyecto, pero su influencia en el coste final del producto es del 70% (calidad y de la facilidad de fabricación). Para conseguir diseños efectivos al coste, es necesario que la empresa plantee una filosofía de trabajo, basada en la ingeniería concurrente o simultánea. Fig. 4. Es decir, el diseñador debe aceptar la premisa de que decisiones tomadas sin el asesoramiento de Producción y postventa, equivale en un 100% el ser una decisión ineficaz. Con el concepto de ingeniería concurrente o simultánea se acorta el tiempo del diseño del producto mediante la planificación simultánea del producto y del proceso de producción. La asociación de distintos departamentos Fig. 4 (equipo multidisciplinar) hacen que el producto deje de ser exclusivo de un único departamento para serlo de la Empresa. Boeing Co, crea los denominados DBTs (Design/Build Teams) para el desarrollo y fabricación del modelo B-777. Esta forma de trabajar trajo consigo una reducción del 50% de los errores de diseño y de las modificaciones y de un 24% en los problemas de industrialización y pro-



(ICAM- Manufacturing cost design guide BRYAN. R.NOTON. AI A-81-0855)

Fig.- 3



INGENIERÍA SIMULTÁNEA (EQUIPO MULTIDISCIPLINAR)

Fig.- 4

cesos respecto al modelo B-767. CASA, aunque no con esta filosofía tan multidisciplinar, creó en 1.984 para el desarrollo del A-320 una filosofía muy parecida en el área de los materiales compuestos, que siguió para el A-330 y A-340, consolidándose ya como multidisciplinar en los preestudios del avión CASA-3000. En la actualidad, durante el proceso de diseño y fabricación de los componentes del "Satic" esta filosofía ha dado como resultado una disminución del plazo de ejecución entre un 20 a un 30% en las tareas de diseño de utillaje y programación de control numérico.

Para conseguir las 4 dimensiones (competitividad, precio, calidad e independencia y flexibilidad) es necesario encontrar los mejores procesos y tecnologías de Pro-

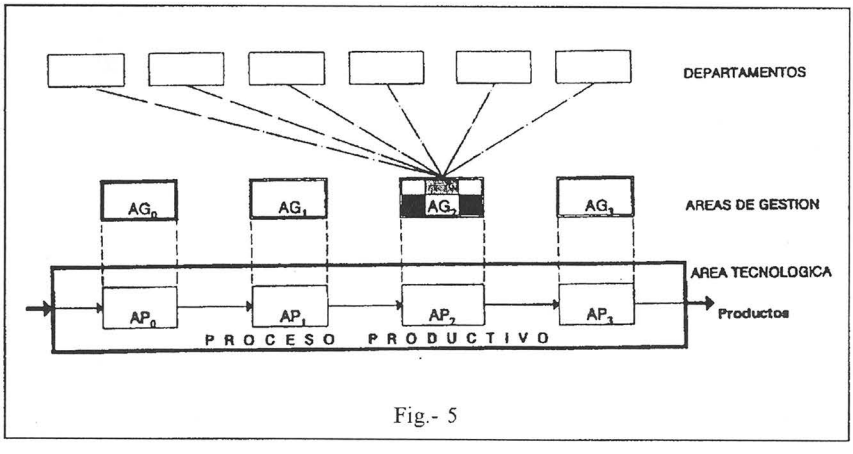


Fig.- 5

ducción. Para ello y tomando como protagonista el producto, como resultado de una serie de procesos industriales y de gestión, CASA, ha introducido en esta tecnología en especial, dos zonas conceptuales: Células de Tecnología y Areas de Gestión, dirigidos, uno a los procesos tecnológicos y el otro a la gestión de proceso. Con ambos conceptos aplicados a la Tecnología de los materiales compuestos, se consigue la no desviación y el cuidado del producto a lo largo de su vida, sin que se produzcan desviaciones negativas del producto que nació de la concurrencia entre diseño y producción. Fig. 5 (Ref. 6).

Las áreas de gestión no son unos nuevos departamentos, sino equipos multidepartamentales de producción (fabricación, control calidad, ingeniería de producción, planificación, etc..) que se integran al lado del producto sobre la célula o células tecnológicas soportando de forma directa y demandando cada miembro del área en cada momento el apoyo que necesite de su departamento funcional. Esta forma de organización, y mediante la acción de una mejora continua, llevada a cabo mediante: Programas de Participación (PP) y control de calidad total (TQC), es la forma de llegar a la fábrica por excelencia.

Otro camino importante a recorrer es el desarrollo de máquinas que estén en el mismo orden de productividad que las utilizadas en la tecnología metálica. Al igual que en esta tecnología las máquinas deben de ser tales que aún desarrolladas para tareas especificas, tengan un campo de flexibilidad en el tamaño y forma, de tal manera que no quede obsoleta de un proyecto a otro. Esta idea ha sido la empleada por CASA en el

plan tecnológico, desarrollando junto con las empresas españolas de maquinaria, máquinas especiales para un proceso tecnológico avanzado en el área de fabricación, transporte e inspección (centro composites Illescas). Boeing Co en la factoría de Frederickson contiene máquinas de encintar (CTLMs: Contour Tape Lamination Machines), útiles-máquinas de apoyo al moldeo manual de costillas (HAL Hand Assist Lamination), células de fabricación de largueros, máquinas de recantear (AWj: Abrasive Waterjet), etc... Estos tipos de factorías, son las primeras en una forma nueva de entender el proceso de fabricación de los materiales compuestos, teniendo dos fines fundamentales: La repetitividad en calidad y la disminución de las horas de fabricación del producto.

Otro espacio a cubrir es dar un producto de bajo coste de servicio y eliminar el recelo de empleo de estos materiales por parte de los operadores. Por ello CASA dentro del Plan Tecnológico y como Partner de Airbus, tiene y participa en unos programas que tienen por fin: standarizar y simplificar las reparaciones, preparar manuales de reparación e inspección en servicio, así como los cursos necesarios de formación dentro de esta tecnología. A nivel internacional, The Commercial Aircraft Composite Repair Committee (CACRC), está liderando los esfuerzos para encontrar una estandarización en los procesos de reparación y en los materiales para ello, sea cual fuese el elemento a reparar de composites, así como su fabricante originario.

TABLA I

COMPONENTES DE AVIONES EN B/EP EN INVESTIGACIÓN, DESARROLLO Y ENSAYOS

AVIÓN	COMPAÑÍA	PRIMER VUELO	ELEMENTOS( ) AHORRO FRENTE A ESTRUCTURA CONVENCIONAL
F-111A	GENERAL DYNAMIC	1967	ESTABILIZADOR HORIZONTAL (26%) (1969) (B+GR/EP) PANELES FUS. ANTERIOR (1971)
F-4 PHANTOM	MCDONNELL DOUGLAS	1955	TIMÓN DIRECCIÓN (35%) (1968)
F-14 TOMCAT	GRUMMAN AIRCRAFT	1970	(B+GR/EP) CARENA SUP. ALA (25%) (1975)
A-7D CORSAIR II	VOUGHT CO.	1965	(B+GR/EP) CAJÓN DE TORSIÓN ALA EXTERIOR (11%) (1974)
C-130 HÉRCULES	LOCKHEED COMPANY	1955	CAJÓN CENTRAL DEL ALA (23%) (1973)
F-5 FREEDOM FIGHTER	NORTHROP	1962	TRAMPA AMORTIGUADOR TREN DE ATERRIZAJE (29%) (1968) (B+GR/EP) PANEL FUSELAJE POSTERIOR (15%) (1973)
A-4 SHYHAWK	MCDONNELL DOUGLAS	1956	FLAP DEL BORDE DE SALIDA DEL ALA (22%) (1968)
C-SA GALAXY	LOCKEED COMPANY	1968	SLAT DEL BORDE DE ATAQUE (21%) (1970)
F-15 EAGLE	MCDONNELL DOUGLAS	1972	(B+GR/EP) CAJÓN DE TORSIÓN DEL ALA (17%) (1975)
B-1	ROCHWELL	1974	(B+GR/EP) SLAT DEL BORDE DE ATAQUE (1975) (B+GR/EP) ESTABILIZADOR HORIZONTAL (19%) (1977) ESTABILIZADOR VERTICAL

TABLA II

PORCENTAJE DE COMPOSITES EN AVIONES DE COMBATE

AVIÓN	COMPAÑÍA	PRIMER VUELO	% COMPOSITES INTRODUCIDO EN LA ULTIMA VERSION
F-1 MIRAGE	DASSAULT AVIATION	1969	0,2%
F-14 TOMCAT	GRUMMAN AIRCRAFT	1970	0,2%
F-15 EAGLE	MCDONNELL DOUGLAS	1972	1,6%
F-16 FLIGHTING FALCON	GENERAL DYNAMIC	1976	2,5%
F/A 18 HORNET	MCDONNELL NORTHROP	1978	10%
MIRAGE 2000	DASSAULT AVIATION	1978	7%
AV-8B HARRIER II	MCDONNELL	1978	26%
F-22	LOCKEED/GD/BOEING	1990	32%
X-31A	ROCKWELL MBB	1990	18%
EFA	ALENIA/BAC/ DASA/CASA	1994	30%
RAFALE	DASSAULT AVIATION	1986	25%
V-22 OSPREY	BELL/ BOEING	1989	42%
F/A-18 E/F HORNET	MCDONNELL/ NORTHROP	1995	22%
JAS 39 GRIPEN	SAAB	1988	30%

TABLA III

PORCENTAJE DE COMPOSITES EN AVIONES COMERCIALES

AVIÓN	COMPAÑÍA	AÑO PRIMER VUELO	% COMPOSITES
B-747-200	BOEING	1970	1,00
B-757	BOEING	1982	3,00
B-767	BOEING	1981	3,00
B-777	BOEING	1993	10,00
A-300-600	AIRBUS	1974	4,00
A-310	AIRBUS	1982	8,00
A-320	AIRBUS	1987	15,00
A-330/340	AIRBUS	1991	13,00
MD-11	McDONNELL	1990	2,00

Referencias:

Ref. 1 P.L. Muñoz Esquer "Los Materiales Compuestos en la industria Militar" Jornadas Técnicas sobre Materiales Estructurales Avanzados para la defensa. Escuela Politécnica Superior del Ejército. Madrid 13-16 Feb. 1995.

Ref. 2 P.L. Muñoz Esquer "Los Materiales Compuestos" Definición, características, propiedades, métodos de producción y su evolución en la Industria Aeronáutica. Curso de introducción a la Mecánica de los Materiales Compuestos E.T.S.I.I. Madrid Mayo 1987.

Ref. 3 George P. Peterson "Why Composite Materials" Second Pacific Rim Forum on Composite Materials. Hawaii. July 22-23. 1991.

Ref. 4 Mike Taverna "Quich fix in sight for composite repair?" Interavia Aeroespace World. Sept. 1993.

Ref. 5 Sommerlate T "Raising Rechnology Development Productivity". Proceeding of the conference. Nice (France) 1992.

Ref. 6 CASA Equipo de Proyecto "Fundamento de las areas de Gestión. Documento interno FD. Getafe 1995

TECNOLOGÍA DE FABRICACIÓN PARA COMPOSITES EN LA CONSTRUCCIÓN DE ESTRUCTURAS PRIMARIAS DE AVIÓN: CENTRO DE COMPOSITES ILLESCAS (CASA)

Muñoz Esquer P.L.
Subd. Ingeniería CASA, Prof. Asociado UPM
Avda. John Lennon s/n. 28906 GETAFE (MADRID). Teléfono 6242717 Fax 6242029

Resumen: Se realiza una descripción simplificada de los procesos a aplicar en la fabricación de estructuras primarias, junto con una breve descripción del Centro de Composites de Illescas (CASA-GETAFE).

Summary: The following is a simplified description of the processes to be applied in the manufacturing of primary structures, together with a brief description of the Illescas (CASA-GETAFE) Composites Center.

1.- INTRODUCCIÓN

La aplicación de los materiales compuestos tanto para estructuras civiles como militares, es tal, que hoy día nadie cuestiona que para los nuevos modelos que salgan al mercado civil, sus elementos de estructura secundaria y superficies de mando (flaps, alerones, timones....) se fabriquen en materiales compuestos. Las estructuras primarias del ala y fuselaje están en producción en aviones militares, mientras que en los civiles, los estabilizadores verticales y horizontales ya han entrado a formar parte de esta tecnología. En estructuras de ala, para aviones comerciales, tanto en el ámbito regional como de largo alcance (subsónico y supersónico), todos los preestudios nos llevan a la aplicación de los materiales compuestos.

Para que esta aplicación sea eficaz, las compañías deben desarrollar, líneas de producción mecanizadas o automatizadas que den repetitividad a los procesos y reduzcan los costes. Como vemos, todo va encaminado a fabricar estructuras de coste inferior al de estructuras equivalentes de aluminio. Ref. 1.

Basándonos en las ref. 2,3,4,5,6, se representan en la Fig. 1 los precios dólares por libra de aviones típicos con la totalidad de sistemas, estructura, aviónica y propulsión, para aviones comerciales y estos mismos sistemas, junto con las armas para aviones militares. Es interesante resaltar que es una medida relativa, pues los precios están condicionados a una serie de factores como: cadencia de producción, condiciones políticas y económicas, etc., que hacen que estos precios puedan sufrir grandes variaciones. En esta relación de precios hay una economía de escala, es decir, los aviones más grandes y pesados presentan un precio menor por peso.

Los fabricantes de aviones indican que la competitividad en la fabricación de estructuras para aviones comerciales, está en no superar la barrera de los 300 $/lb Ref. 2. Fig. 2. Las estructuras en materiales compuestos para poder ser competitivas, no les queda más remedio que avanzar significativamente en la aplicación de procesos adecuados a cada tipo de elementos con su consiguiente mecanización o automatización.

2.- PROCESOS

Los materiales compuestos presentan la ventaja de poder realizar un conjunto o pieza con diferentes procesos, dependiendo su elección de la facilidad y seguridad con que se depositen y mantengan la orientación de las fibras y la relación fibra/resina que se obtenga. Estos procesos requieren en unos casos una maquinaria especifica (centrifugado, bobinado, etc...), mientras que en otros permiten adoptar maquinaria de procesos metálicos convenientemente modificadas a esta tecnología (recanteadoras, taladradoras, etc.).

En la actualidad, los materiales compuestos de matrices polímeras a nivel de producción, están acotadas a matrices termoestables, ya que en lo que concierne a materiales compuestos de matrices termoplásticas, se encuentran en fase de desarrollo o en la construcción de prototipos.

Los procesos tales como: moldeo por contacto con todas sus acepciones y formas de curar y aplicar presión, moldeo con resinas introducidas a presión (RTM), pultrusión y las distintas variedades y formas de enrollamiento de filamentos, forman el conjunto de procesos aplicables para la fabricación de estructuras. En la Fig. 3 se representan los dos estados en los que el material va a encontrarse durante el proceso.

El proceso de curado o polimerización, es la valla de separación de dos filosofías distintas de fabricación, características del estado del material. Así, la filosofía de fabricación del primer grupo (material no curado) es totalmente distinta a las convencionales, siendo necesario en las operaciones de este grupo, los mayores esfuerzos de desarrollo y automatización. El segundo grupo (material curado) su filosofía es prácticamente la misma que la de los materiales metálicos convencionales, salvo en los parámetros y variables que diferencian a un material compuesto de uno metálico. Ref. 7.

En la Fig. 4 se presenta en porcentaje, el peso de las distintas operaciones en un proceso de contacto manual con prepreg y curado en autoclave para un conjunto de tipo medio. En la Fig. 5 el efecto del proceso en el coste de fabricación. Para que los materiales compuestos puedan competir con la automatización de la factoría metálica se deben desarrollar máquinas que den elevada productividad a las operaciones de peso (Fig. 4 y 5) ó cambios de procesos que sin disminuir la calidad consigan una mejor productividad.

La técnica de contacto, es la más utilizada en la fabricación de estructuras primarias a base de apilados de capas, orientadas en distintas direcciones, de cinta, tejido ó híbridos de ambas. La maquinaria y equipos desarrollados o en fase de desarrollo para realizar las operaciones de los distintos procesos de fabricación, se describen seguidamente:

La operación de corte de preimpregnado que se realizaba a mano, de forma lenta y

laboriosa, (aproximadamente 230 a 280 cm/min. dependiendo del material), mediante la utilización de máquinas de control numérico, se cortan varias capas a la vez y a altas velocidades (600 a 2000 cm/min.). Sus telas se programan directamente en el control como la trayectoria de la herramienta de corte, bien mediante la digitalización de patrones o bien recurriendo a un sistema CAD/CAM.

La operación de apilamiento de capas de tejido bidireccional, en la actualidad se sigue realizando a mano a pesar de los enormes esfuerzos que vienen realizándose desde la década de los 70, con el fin de desarrollar máquinas capaces de recoger cada tela cortada y posicionarla de forma secuencial sobre los moldes con las orientaciones adecuadas. Los sistemas de apilados conocidos y que han quedado todos ellos en prototipos, se basan en manipuladores especiales colocados en robots o soportes tipo pórtico que recogen y depositan las telas por succión y máquinas lineales que apilan las telas recurriendo a cintas y rodillos de traslación (AIMS Broad-Goods de Grumman; Automated Broad-Goods Lay-up de Northrop, IPS-Lamination Statión de Vought y Pelicano de CASA). En la actualidad, el tejido bidireccional ha disminuido su uso en la construcción de estructuras primarias.

Para el posicionamiento de capas, sustituyendo a plantillas y mylar, se utilizan sistemas de proyección por Laser, que guían al personal durante la operación de moldeo (Lay-up). Los cambios de diseño pueden realizarse rápidamente, por transmisión electrónica desde Ingeniería a Fabricación.

El moldeo de cintas, se realiza mediante máquinas de encintado automático. Las cintas unidireccionales son automáticamente moldeadas con la orientación deseada compactadas a una presión de 40 psi. y cortadas a los ángulos apropiados. Estas máquinas llevan un software de simulación que permite visualizar en terminales gráficos las trayectorias seguidas por las cintas, obtener datos de "aperturas" y "solapes" y optimizar los resultados. Las ventajas que presentan son: ahorro de hasta un 86% sobre el manual (la eficiencia de estas máquinas es de hasta 26 lb/h. dependiendo del diseño y anchura de cinta. En moldeo manual se considera 1.5 lb/h.), un máximo de un 10% de perdida de material, repetitividad y seguridad en ángulos, aperturas y solapes entre cintas, eliminando puntos de verificación, presión de compactación uniforme, eliminando las compactaciones y "debulking" del moldeo manual, alta velocidad de proceso, etc.

La compactación y conformado de moldeo de piezas y laminados respectivamente se realizan en máquinas denominadas en la literatura inglesa "Mechanized Compacting" y "Hot-forming Machining".

Los desplazamientos y traslado de útiles y piezas se realizan en vehículo guiado automáticamente y movidos por colchón de aire. (AGV's).

Para la fabricación de grandes estructuras de formas complejas (conductos, sección de fuselaje, etc..) ,la empresa Hércules desarrolló el proceso denominado "Fiber Placement" ó "Tow Placement". En este proceso no es necesario una tensión de la fibra durante el proceso de enrollamiento, como necesita el F.W., con la posibilidad de poder encintar superficies cóncavas.El enrollamiento por filamentos (F.W.) aunque proceso muy utilizado en la construcción de estructuras de presión, no tiene una gran aplicación en las estructuras aeronáuticas.

Para la fabricación de tipo perfil, tales como largueros, larguerillos, rigidizadores, etc., se desarrollaron durante la década de los ochenta máquinas que trabajaban con una combinación de encintado y conformado. Un ejemplo es la máquina "CNC Channel Laminator" desarrollada por Cincinnati y utilizada por Boeing en el B-777. También

para la fabricación de este tipo de estructuras de gran longitud, cuando son de sección constante, se fabrican por pultrusión.

El proceso RTM "Resin Transfer Molding", está siendo puesto a punto por prácticamente todas las compañías del sector, debido principalmente a su flexibilidad en el diseño y su economía.

Una vez polimerizados los conjuntos, se procede a las operaciones que trabajan con el material en estado sólido, siendo realizadas con máquinas similares a las empleadas en la industria del metal, convenientemente transformadas y adoptadas al nuevo material. Para las operaciones de mecanizado se utilizan máquinas de corte de C.N. de tipo pórtico o de columna o Robots.

Las inspecciones mediante ensayos no destructivos, son primordiales en esta tecnología. La inspección ultrasónica es aplicada al cien por cien en todos los conjuntos estructurales, siendo apoyada por otras técnicas: rayos X, termografía, emisión acústica, etc.

3.- INTEGRACIÓN DE PROCESOS. CENTROS DE COMPOSITES

La realización de los distintos procesos, mediante máquinas de C.N., robots, equipos industrializados, etc...., permite integrar todas ellas en áreas determinadas, creando células que pueden ser controladas y gestionadas mediante sistemas informáticos.

Distintos fabricantes de aviones en la década de los ochenta invirtieron en centros de composites; cabe destacar entre otros los programas: "CPS" Computer Controller Composites System (Bell Helicopter); "ILC" Integrated Lamination Center (Grumman Aerospace Corp) "IPS" Integrated Procces System (Vought Co.) etc. La compañía LTV-Aircraft Product terminó a finales de 1.989 el centro "FCC" Flexible Composite Center con una inversión de 150 M$ y una superficie de 59.156 m^2. En Noviembre de 1.991, fue inaugurado el centro de composites de Frederikson, con una superficie de 40.134 m^2 y un gasto aproximado de 150 M$. Este "Composite Manufacturing Center" (CMC) de Boeing, está produciendo los estabilizadores verticales y horizontales del B-777, estando preparada para producir más adelante los conjuntos del HSCT. El total de terreno de que dispone para las posibles ampliaciones es de 2.023.000 m^2.

4.- CASA - CENTRO COMPOSITE ILLESCAS. (CCI)

El 24 de Enero de 1.990 se inauguró la primera fase del centro de composites de CASA-Getafe con una nave de 4.725 m^2, situada en el término municipal Illescas, sobre una superficie de 50.000 m^2. El diseño del proyecto se inició a mediados de 1.988, concebido en cuatro fases, distribuidas en el tiempo en función de las necesidades de los programas. La Fase I, destinada a la fabricación de revestimientos del A-330/340 y el desarrollo de los prototipos EFA. La Fase III, instalaciones específicas de inspección y acabado de elementos sustentadores, fue finalizada en Mayo de 1.992, pasando el centro a ocupar una superficie de 11.610 m^2. La Fase IV, construida para el desarrollo del plan tecnológico, está preparada para la fabricación de grandes superficies sustentadoras. Esta empezará a funcionar en Enero de 1.996, pasando el centro a 19.308 m^2. La última fase, está destinada a la fabrica-

ción en serie del programa EFA, quedando este centro con una superficie total de 27.800 m^2.

4.1 Distribución en planta

La distribución en planta se encuentra orientada por producto y proceso, dando lugar a células de fabricación, teniendo como objetivos la integración circulación mínima, seguridad y flexibilidad. El flujo de trabajo, presenta una distribución de tipo en U.

El C.C.I. presenta naves climatizadas con sobrepresión, almacenes frigoríficos para materia prima y para productos semielaborados controlados por ordenador, almacenes especiales de útiles, elementos de transportes a base de colchón de aire, grúas de gran tonelaje, etc...

En la actualidad tiene dos autoclaves construidos según especificación CASA, fabricados y diseñados por TEICE, empresa nacional (AI=4.5 x 13 m; AII=6.4 x 20 m); pudiendo llegar a 400° C y 250 psi de presión.

4.2 Laminación:

Se utilizan en la actualidad dos máquinas curvas de encintar (12.8 x 5.2 m) y una plana (10 x 2.7 m) modelos Cincinnati-Milacron. La empresa española Torres, está construyendo una máquina según especificación CASA acogida al Plan Tecnológico, (17 x 5.0 m).

Para cortar los "panex" (laminados de espesor variable de hasta 25 mm de espesor) se utilizan máquinas de Control Numérico con herramienta de corte de frecuencia ultrasónica.

Para volteos de laminados y transporte se utiliza ITV' s (instalaciones de transferencia y volteo), fabricada por la empresa Torres según especificación CASA. Se disponen de máquinas de transferencia complementaria, máquinas de fabricar largueros de almas corrugadas, máquinas de compactar y conformar en caliente (CONVAC) etc, es decir, toda una serie de máquinas-útiles que la ingeniería de CASA con la colaboración de la industria nacional ha desarrollado.

La técnica de RTM se está desarrollando con la Universidad Politécnica de Madrid (ETSIA).

4.3 Recanteo/Inspección

Se dispone de una instalación SARA VIII de la firma Española TECAL (14,6 x 3,8 x 3,9 m). Para finales del año 1.995, se dispondrá de un equipo SARA X, con multiboquillas (de 8 a 16 con un campo de trabajo de 18 x 4.5 x 4.5 m), así como un equipo semiautomático con multiboquillas A-SCAN, desarrollados bajo especificación CASA.

El recanteo se realiza actualmente en Getafe mediante una máquina de 5 ejes de Control Numérico. Se está estudiando, el lanzamiento de una máquina de 3,6 x 20 m. de Control Numérico con la posibilidad de corte por chorro de agua o en seco con herramienta diamantada.

Estas instalaciones, están incluidas entre las más avanzadas de Europa y del mundo en su género. Con ellas CASA, está preparada para el reto, tanto en el campo tecnológico como, en el de los costes de producción.

REFERENCIAS

Ref. 1 P.L.Muñoz Esquer "Presente y futuro de los Composites en la Industria Aeronáutica. La Empresa frente a la tecnología. AEMAC. Sevilla 1995.
Ref. 2 George Peterson. "Why Composite Materials" Second Pacific Rim Forum on Composite Materials. Hawii, July 1.991.
Ref. 3 Ashley S. "Advanced Composites take flight". Mechanical Engineering 1991.
Ref. 4 Resetar, S.A., Roger, J.C., Hess R.W. "Advanced Airframe Structural Materials. A Primer and Cost Estimating Methodology" 1991.
Ref. 5 Lambert M. "The Starship saga and the Wichita three" Interavia 1989.
Ref. 6 Constance J. "The all -composite aircraft" Machining Design 1992.
Ref. 7 P.L. Muñoz Esquer, C. Cerezo, P. Nogueroles "Automation of Processing of Composites Materials. And Example, the Airbus 330/340" ICCM-9. Madrid 1993.

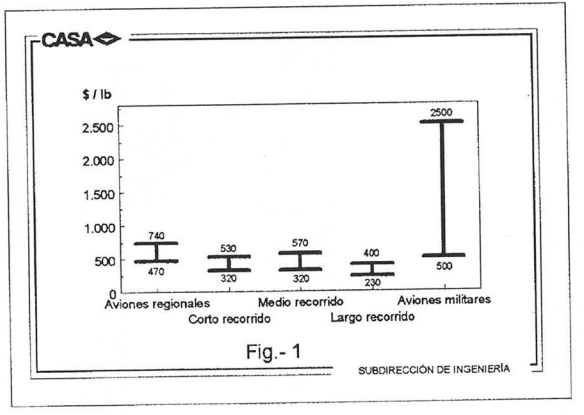


Fig.- 1

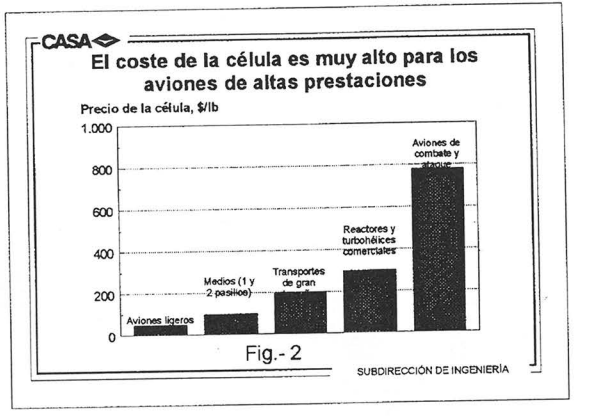


Fig.- 2

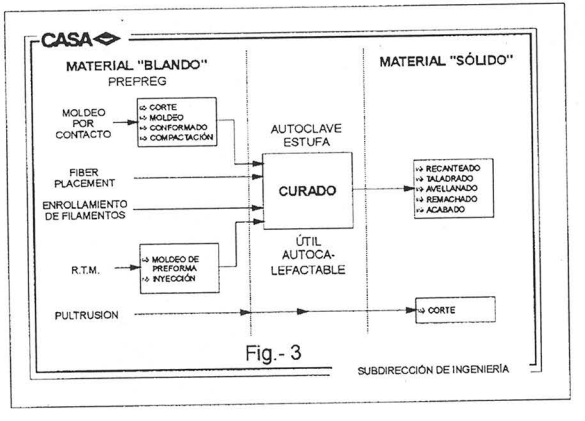


Fig.- 3

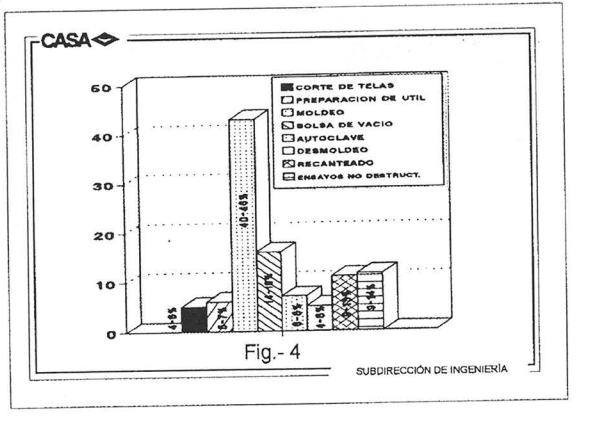


Fig.- 4

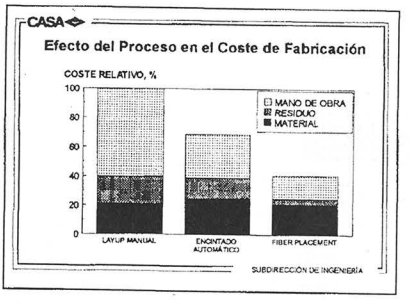
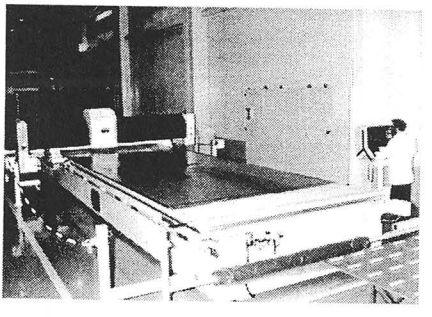


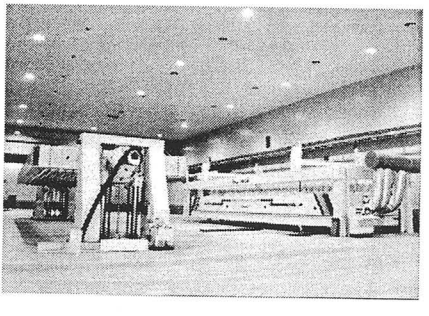
Fig.- 5.

CENTRO DE COMPOSITES ILLESCAS

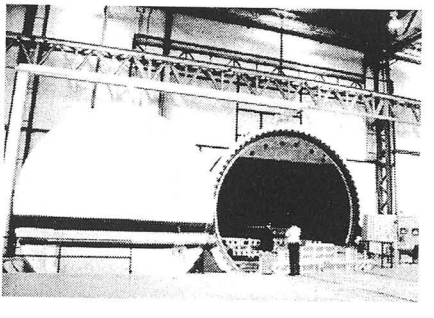
Encintado Automático



Corte Automático



Sistema de transferencia y Hot Forming



Autoclave

IX.- APLICACIONES EN CONSTRUCCIÓN

TECNOLOGÍAS COMPARTIDAS ENTRE NÁUTICA Y ARQUITECTURA TEXTIL: PROYECTO Y EJECUCIÓN DE ESTRUCTURA TEXTIL EN "QUINTA DA RIBEIRA " (PORTUGAL)

Campos Calvo-Sotelo, Pablo - Arquitecto
TENT ARQUITECTURA TEXTIL S.L. Cuesta del Sagrado Corazón, 28016 Madrid
Tel: 345.93.88 Fax: 345.93.87

Resumen: En los procesos de diseño, elaboración y ejecución de proyectos arquitectónico-textiles, resulta de máximo provecho la transferencia de tecnologías aplicables importadas del campo de la construcción textil naútica de élite. En el recientemente finalizado proyecto desmontable en "Quinta da Ribeira" (Portugal), hemos empleado dichas técnicas en varios ámbitos: diseño, confección textil, herrajes, mecanismos móviles y montaje.

Entendemos que en la evolución de estas singulares piezas de Arquitectura e Ingeniería puede jugar un importante papel todo el bagaje que podemos extraer de la investigación de vanguardia que se desarrolla en los ámbitos de la vela de altas prestaciones.

Abstract: In the process of design, elaboration and building of tensile structures, technology transfer from elite sail-making is extremely profitable. In the recently finished removable project in "Quinta da Ribeira" (Portugal), we have used those techniques in several fields: design, fabric assembly, nautical hardware and erection.
We understand that in the evolution of these particular Architecture and Engineering pieces, a very important role can be play by all the baggage obtained from the investigation developed in high performance sail-making.

1. TECNOLOGÍAS TRANSFERIBLES

1.1. Concepción formal

Al hablar de diseño arquitectónico, tanto textil como general, nos debemos remitir al papel en blanco, sobre el que el se esboza el primer trazo del diseñador. Este gesto inicial, embrión del proceso artístico, no puede tener idéntico parangón en la vela. Allí, la concepción formal va de la mano de la experimentación directa en la navegación y la búsqueda del aerodinamismo.

El arquitecto, entonces, es artista; el velero, artesano. La Arquitectura Textil, Arte con *"Voluntad de Arte"*; la vela, artesanía de la técnica, con resultado estético.

Las herramientas de diseño son variadas: una burbuja de jabón, por ejemplo, nos ayuda a entender cómo esta membrana tiende a disponerse empleando la mínima área necesaria entre sus apoyos. Ello se debe a que la tensión en cualquiera de los puntos de la superficie es la misma. Otra moderna herramienta, el programa de ordenador, simula

esta película casi inconsistente, en la búsqueda de una forma equitensional que emplee la mínima extensión entre sus sujecciones. Esta es la configuración más estable cuando no se produce sometimiento a carga alguna. Además, consigue alcanzar una optimización económica de cara al empleo de materiales costosos. La Arquitectura Textil en los años 70 apuntaba como objetivos estas "estructuras mínimas".

Las velas no persiguen la misma optimización del cálculo estructural. Su propósito es hacer avanzar al barco lo más rápido posible. Por consiguiente, la configuración tridimensional debe proporcionar para el velamen el tránsito menos traumático y más deslizante posible del viento sobre él.

1.2. Respuesta activa frente a la acción del viento

Hoy, empleamos programas de ordenador para calcular el flujo e intensidad del aire en su movimiento y, en consonancia con lo descrito anteriormente, definir la forma más idónea para el velamen. Con ello, las velas pueden transmitir una gran cantidad de información a las estructuras textiles, en varios ámbitos de aplicación. Una buena vela varía su forma idóneamente para evitar una sobrepresión no deseable provocada por el viento.

Las estructuras textiles tradicionales, no.

Al suceder de este modo, estos grandes esfuerzos eólicos se transmiten con toda su energía no controlada. En el intento de mejorar las prestaciones de cara a esta exposición perjudicial, debemos diseñar elementos arquitectónicos textiles móviles - como móviles son las velas- de modo que puedan seleccionarse, frente a las diversas agresiones externas, diferentes posiciones del elemento, que consigan aligerar la presión soportada. De esta manera, no sólo se evita el posible colapso del conjunto, sino que obtenemos proyectos más ligeros, fruto de un trazado más ajustado y coherente.

En alguno de estos casos, empleamos las estructuras sableadas autoportantes como excelentes valedoras de las virtudes descritas.

1.3. Análisis de cargas. Modelos y patrones

El tejido, en Arquitectura, pasa a reemplazar a la burbuja de jabón. En el ordenador, se comienzan a aplicar cargas sobre la superficie. En lo que hace referencia a la acción del viento, las presiones por él generadas son habitualmente medibles en los túneles analíticos.

El programa obtiene así diagramas de tensiones y deformaciones en los distintos puntos de la superficie de la tela. El diseñador logra evaluar de este modo si la estructura alcanza la resistencia mínima necesaria o no. El proceso analítico, en naútica, compara todos los parámetros externos que intervienen en la creación de formas de una vela, como el desplazamiento, estabilidad, geometría del aparejo y dureza del casco de un barco, contando además con las elasticidades y estiramientos de los diversos tejidos. El velamen acabado se fotografía navegando, desde varios ángulos. Las imágenes se miden y digitalizan, para que las curvas puedan ser comparadas con los parámetros especificados Esto hace posible estimar la "*bolsa*" de la vela, el ángulo de incidencia, la posición dei "*draft*" y el "*twist*" (el cambio ascendente del ángulo de incidencia que la vela debe tener, a distintas alturas, para adaptarse al ángulo de incidencia relativa del viento).

Las formas más aerodinámicas son las más difíciles de materializar en tejido. Los diseñadores aeronaúticos ya descubrieron esto en los años 20 y sustituyeron la tela por el metal.

Se hace precisa una previa reflexión: una forma compleja y volumétricamente rica nunca puede extrarse de una superficie plana. Una forma compleja nace del ensamblaje entre paños dotados con ciertas curvaturas, originándose lo que en el argot naútico se

denomina "*bolsa*". El programa de ordenador, como antes las maquetas, nos ayuda en la correcta ideación de las curvaturas asignables a cada fragmento del conjunto -paño- para que, una vez solapados y cosidos los unos a los otros, se llegue al resultado tridimensional deseado, con un mínimo empleo de superficie textil.

En nuestro trabajo de extrapolación de resultados obtenidos para la navegación al mundo arquitectónico, debemos significar que el trasvase resulta más sencillo en este sentido de lo que hubiera sido en el inverso. El diseñador de velas elige un modelo. Por acompañar lo dicho con algún razonamiento muy gráfico, el diseño de velas -en aplicaciones de tecnología avanzada- busca y necesita como meta recomendable la victoria en pruebas deportivas. Sólo de esta manera se avala fehacientemente la calidad e idoneidad de los resultados relativos a materiales, conformación y puesta en práctica.

La competitividad referida a elementos arquitectónicos tiene otras acepciones, siendo sus principales objetivos aquéllos que comparte con las máximas vitruvianas: funcionalidad, resistencia y estética.

1.4. Materiales: tejidos, herrajes y mecanismos.

Las agresiones climatológicas (viento, sol, lluvia, temperaturas,...) deben ser soportadas por los elementos textiles, naúticos y arquitectónicos.

Para los segundos, el poliéster es el tejido más comúnmente empleado, protegiéndose sus costuras de la radiación ultravioleta y del agua. La incorporación de la fibra de vidrio ayuda a soportar cómodamente los rayos ultravioleta, pero no así el agua, razón por la cual las uniones deben sellarse con una capa de PTFE (teflon). Requiere todo ello, no obstante, mucho cuidado en la ejecución para evitar daños en el recubrimiento.El sistema es costoso, debido al elevado precio de las estructuras de Teflon.

En cuanto a acabados se refiere, hemos utilizado en no pocas ocasiones el cuero para el refuerzo y protección de puños y terminales. Se necesita un gran nivel de calidad en la ejecución manual de este excelente material trasvasado de la naútica (especialmente en velas de aparejo cangrejo para buques-escuela), y ahora empleado en estructuras arquitectónicas.

Los tejidos han de ser lo suficientemente fuertes para soportar los múltiples estiramientos a los que se van a ver sometidos.

En la navegación, recordemos la gran cantidad de agentes influyentes externos que pueden variar (dirección e intensidad del viento, tipo de oleaje, humedad, sol, decisiones tácticas de regata,...). Todos ellos provocan un comportamiento del velamen en continuo proceso de modificación. En no pocas ocasiones, y condicionados por la necesidad de obtener un máximo rendimiento de la forma y el tejido para cada momento, se cambian unas velas por otras, en función de su trazado, ligereza o conveniencia coyuntural. Baste recordar que, simplemente en cada cambio de amura, la vela invierte su plano de trabajo.

La resistencia al agua de mar supone un desafío considerable. Quizá menos trascendencia tenga la durabilidad a largo plazo o la protección frente a radiación ultravioleta. Las velas más sofisticadas están hechas a base de elementos laminados. Aquellas fibras de mayor aguante, como el "kevlar" y el "twaron" se obtienen mediante laminaciones del poliéster. Tienen gran dureza, son semitransparentes y muy ligeras. Los diseñadores pueden llegar a construir estructuras transparentes. El proceso de laminación por medio del cual se fabrica el tejido puede igualmente emplearse con materiales resistentes a la radiación ultravioleta. Membranas tipo FEP, como el "tedlar" o el "hostaflon"; o tipo PTFE, como el "teflon", pueden ser laminadas en fibra de vidrio, "spectra" o PTFE. Los resultados visuales son verdaderamente impactantes.

El futuro debe sustentarse en el ininterrumpido proceso de investigación sobre tecnología punta aplicable en este campo. Proyectos como el de Copa América, Vuelta al Mundo y Mundiales IOR avalan nuestra posición vanguardista, cuyos avances podrían transferirse progresivamente a la Arquitectura textil.

Los herrajes y mecanismos naúticos combinan una altísima resistencia estructural y a la degradación, un diseño selectivo y estético y una importante componente de ligereza. Existe una amplia gama de modelos, que se ajustan progresivamente a esfuerzos y condicionantes espaciales, por lo que puede optimizarse su comportamiento.

En general, la calidad mínima en cuanto a material componente que poseen es la del acero inoxidable y el aluminio. A ellas se suman recientemente las fibras de carbono, el "kevlar", "spectra", titanio y otros. La Arquitectura Textil debe compartir cada vez más estas directrices de altas resistencias, durabilidad y ligereza.

Mención especial debe hacerse a los elementos lineales (cables), ahora sustituyéndose por cabos: "poliéster", "kevlar" (aramida) y "spectra" (polietileno de alto módulo). Este último, por reflejar alguna característica significativa, es, peso por peso, diez veces más resistente que el acero. La flexibilidad y ligereza que poseen añaden una facilidad muy estimable para su transporte y manejo en montajes.

Los mecanismos empleados a bordo de un barco están sometidos a esfuerzos extremos, y adaptados a formas de cubierta y jarcia muy variadas. En consecuencia, la exportación para su adaptación a la Arquitectura Textil abre necesariamente una amplia gama de posibilidades proyectuales y soluciones concretas en detalles constructivos.

2. ESTRUCTURA TEXTIL EN "QUINTA DA RIBEIRA" (Portugal)

2.1 El proyecto. Características generales. Programa

-Localización: en las afueras de Marco de Canaveses, a unos 40 km. al Oeste de Oporto.

-Emplazamiento: finca rústica, prácticamente en la orilla del río Támega.

-Ubicación de la estructura textil: en el jardín exterior, dispuesto en bancales, de la villa ("Quinta"), en proceso de rehabilitación para un uso hostelero

-Programa de necesidades: cobertura de una superficie aproximada de 400 m^2, destinada a la celebración de banquetes

-Intenciones: disponer la posibilidad de descubrir parcialmente la carpa, con el doble objetivo de adaptarse a la climatología, por un lado, y de producir un efecto espectacular en el público, por otro.

2.2. Integración del proyecto en el entorno físico y arquitectónico.

Inicialmente, se propusieron al cliente tres diseños que procuraban acoplarse lo más idóneamente posible a las condiciones preexistentes: soleamiento, régimen de vientos, climatología general y contexto arquitectónico.

Entorno físico y arquitectónico al que debía adaptarse la estructura:

Inmediato:

-Muros perimetrales ejecutados en piedra

-Escalera exterior de acceso desde la vivienda.

-Pequeña edificación de servicio anexa en el jardín

Próximo:

-Presencia del edificio principal a la hora de decidir la forma definitiva de la carpa, con objeto de complementarse el uno al otro volumétricamente. La estructura textil no debía rivalizar con aquél.

2.3. Aspectos funcionales básicos.

-Proteger de la acción del sol y la lluvia a la superficie que resultará cubierta por la estructura textil.

-Se propone, atendiendo a las necesidades del cliente, un diseño de estructura textil parcialmente desmontable, sin requerir para ello la participación de especialista alguno.

-Solución estructural a base de arcos, de modo que el área a cubrir resulte diáfana, sin presencia de soporte interior alguno.

-Prever la posibilidad de disponer paredes textiles laterales desmontables con facilidad, para crear a voluntad el efecto "sombrilla" (proteger del calor exterior) o el "invernadero" (caso opuesto).

2.4. Solución proyectual. Características del diseño.

De la toma de datos sobre la documentación gráfica enviada por el cliente, además de la observación "in situ", estimamos las siguientes características para la estructura textil:

-Sup. UTIL: 13,25 x 24,5 =324, 6 m^2

-Sup. CUBIERTA POR TEJIDO: 15,75 x 26,5 = 418 m^2

-Altura libre paredes laterales: 210 - 230 cm.

Respecto del cálculo estructural relativo a los esfuerzos y tensiones generadas por la acción del viento, los resultados de la información estadística solicitada reflejaban que la intensidad máxima no había sobrepasado, en las últimas décadas, los 50 - 60 km/h. Dado que esta velocidad se nos antojaba sorprendentemente baja, y no pudiendo contrastarla definitivamente, tomamos como cifra de cálculo un mínimo de v = 100 km/h. Las direcciones más desfavorables eran las procedentes del SW, es decir, de la zona inferior del entorno hacia la carpa.

La estructura textil se planteó como una pieza rectangular en planta, si bien ligeramente asimétrica respecto de sus dos ejes ortogonales.

Se prevé un sistema opcional de cierre lateral a base de paredes laterales desmontables (faldones). El tejido principal llegará, una vez desplegado, hasta una altura aproximada de 2,20 m del suelo. Esa franja puede quedar cubierta por los faldones laterales, que se podrán correr o descorrer con suma facilidad por cualquier operario no especializado. Al margen de su cometido funcional (permitir o no la circulación de aire dentro de la carpa), su disposición formal pretende ser coherente con el diseño global de la estructura textil, en cuanto a imagen tecnológica (aspecto algo semejante a los "flaps" del ala de un avión)

La planta queda liberada mediante la disposición de dos arcos metálicos paralelos, apoyados en la parte superior del muro de cierre, por un lado, y en el suelo principal, por otro. En este último extremo, los arcos se desdoblan en dos soportes, con objeto de dotar de mayor estabilidad a los elementos metálicos respecto a esfuerzos laterales. A la vez, sirven como salidas frontales de la carpa al exterior, cuando las paredes laterales (faldones) estén desplegadas.

El conjunto consta, pues, de tres elementos textiles independientes. El mayor de ellos es el central, con una dimensión aproximada de 160 m^2, al que se dota de un sistema mecánico para abrirlo o cerrarlo.

2.5 Sistema de apertura. Herrajes y mecanismos naúticos

a) Carros de escota: Sobre ambos arcos metálicos se disponen unos carriles de aluminio anodizado de alta resistencia (20 micras), habitualmente empleados en carros de es-

cota de velas mayores. Se han de curvar con total precisión, ajustándolos al mismo radio que los primeros.

A lo largo de ellos se desplazan carros de plástico y acero inoxidable que sujetan el tejido, con mínima fricción generada durante el proceso de entrada en tensión de la membrana y traslado del carro.

El diseño de los carros, incorporando rodillos de oruga, propicia que la carga se distribuya sobre los rodillos superiores, de modo más homogéneo que en aquéllos que incorporan los tradicionales rodamientos de bolas. También se consigue que la fricción lateral sea despreciable. El ángulo de oblicuidad de cargas puede alcanzar los 45°.

Los carros adoptados en este proyecto presentan las siguientes propiedades:

-Carga de trabajo: 600 kg
-Carga de rotura: 2.500 kg
-Separación: 85 cm

b) Winches. En el extremo de cada arco se ubica 1 winch para el tensado longitudinal (desplegado) del tejido central.

Características de los mismos:

-Automordientes: permiten ser cazados con una sola mano
-Doble velocidad
-Par 44:1
-Tambor de aluminio anodizado
-Estructura de acero inoxidable

c) Cabos. El empleo de winches impide la utilización de cables de acero.

En su lugar, se usó un cabo de 11 mm ø, combinando "kevlar" y "spectra".

Características técnicas:

-El recubrimiento exterior consta de un hilado filiforme de poliéster, que posibilita un buen manejo, durabilidad y excelente "amarre" (necesario para ser mordido por un winch).
-11 mm ø,
-Carga de rotura: 5.448 kg
-Peso (l00 metros): 7,9 kg

2.6 Acabados textiles y montaje

a) Acabados textiles:

-Puños: diseñados según ángulo del vértice del tejido, en placas de acero inoxidable
-Fijación de cabos a puños: mediante costura manual "in situ"
-Puños radiales, que distribuyen homogéneamente las tensiones críticas
-Cortado de paños: mediante máquina láser
-Soldadura térmica
-Ollaos naúticos en acero inoxidable AISI 316, con alto contenido en molybdeno, de resistencia 1.125 kg y prensado a l0 Ton.

b) Montaje:

Los profesionales habituales que colaboraron en los ajustes finales y elevación de la cubierta son tripulantes de barcos de alta competición (Copa América, Vuelta al Mundo, Mundiales IOR).

Sus sobresalientes cualidades se rentabilizan para las siguientes funciones:
-Trabajo en alturas elevadas (habituados a hacerlo en mástiles en movimiento) -Capacidad de realización de acabados textiles, manualmente, "in situ" -Estudio y ejecución de aparejo de "maniobra" (recorridos de cabos, winches,...)

LA FIBRA DE VIDRIO AR EN LA CONSTRUCCIÓN

Comino Almenara P.I.
VETROTEX ESPAÑA S.A. - Jefe de Productos Cem-FIL
Carretera Nacional II, km.34'5 - Alcalá de Henares - (Madrid)
Tfno.- (91) 885 57 00/74 - Fax.- (91) 885 58 10/15

Resumen: En este artículo se detallan cuales son las bases históricas de las Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes Cem-FIL así como las caractelisticas de la correcta fabricación del elemento compuesto que ellas generan GRC.

Abstract: The present document detail the history of the Cem-FIL Alkali-Resistant Glass Fibre as well as correct characteristics and manufacture of the composite GRC.

1.- LA FIBRA DE VIDRIO "AR".

Las Fibras de Vidrio AR (alcali-resistentes) presentan altas prestaciones para el refuerzo de morteros de cemento, hormigones y en general piezas que se puedan ver sometidas al ataque de elementos químicos de tipo alcalino, ya sea en soluciones alcalinas o en medios alcalinos y agresivos como son aquellos en los que trabajan los morteros de cemento Portland y los hormigones de diferentes tipos. Las Fibras de Vidrio AR son también empleadas para la realización de diferentes piezas de gran resistencia al ataque químico en general. (Ejemplo: piezas separadoras de baterías de automóviles y otras.)

El Hormigón presenta muy buenas características ante la compresión, como les ocurre a las piedras naturales, pero ofrece muy escasa resistencia a la tracción, por lo que resulta inadecuado para piezas que hayan de trabajar a flexión o tracción. Esta característica ha conducido a numerosas investigaciones y desarrollos para mejorar las resistencias ante estos sometimientos, intentando lograr dentro del mundo de los Materiales Compuestos la solución a esta carencia. El desarrollo más conocido es el refuerzo del Hormigón con barras de acero en las zonas de tracción, dando un Material Compuesto llamado Hormigón Armado. (Los iniciadores del Hormigón Armado como material de construcción fueron los franceses Monier y Coignet alrededor de 1850). El Hormigón Armado frente a otros materiales de construcción tiene el inconveniente de conducir a mayores dimensiones y pesos, así como a una menor rapidez de construcción y puesta en obra, lo que de forma directa conduce a un encarecimiento de las piezas por la utilización de numerosa mano de obra y manipulación de las mismas. Ante esta desventaja numerosos trabajos e investigaciones se pusieron en marcha y fruto de ellas fueron los intentos de aligeramiento y reducción de espesores mediante la adición de Fibras de Refuerzo.

Los primeros grandes desarrollos se lograron con la utilización de fibras de amianto. El material resultante, llamado Fibrocemento, presentaba grandes ventajas de coste y trabajabilidad pero con el paso del tiempo se demostró el carácter cancerígeno de las fibras de amianto debido al pequeño diámetro de las mismas lo cual permitía su inhalación. Actualmente este producto encuentra prohibida su utilización en numerosos países y en otros, camino de la prohibición total, se encuentra restringida su manipulación y contacto directo.

Dada esta limitación y en búsqueda de un refuerzo que permitiera la consecución de un Material Compuesto robusto y con excelentes prestaciones, se han desarrollado numerosas experiencias con otras fibras de refuerzo tales como las de origen orgánico (aramidas, nylon, rayon, polipropileno,...), inorgánico (vidrio, boro, carbono,...) y metálicas (hierro, fundición dúctil, acero, Ni, Ti, Al,...). De entre todas ellas la mejor relación coste-propiedades mecánicas la representan las Fibras de Vidrio presentando una gran facilidad de trabajo y manejabilidad conjugada con un carácter inocuo y seguro, otorgando a los Materiales Compuestos por ellas grandes resistencias mecánicas. Los primeros ensayos y experiencias para el refuerzo de los cementos y sus morteros se realizaron con Fibras de Vidrio tipo "E" (usadas normalmente para el refuerzo de plásticos y poliésteres) dada la alta resistencia inherente de las mismas. Sin embargo, dichas tentativas fracasaron debido a que este tipo de Fibra de Vidrio, al ser incorporada al mortero, estaba sujeto al ataque químico de los cristales alcalinos (álcalis) producidos en el proceso de hidratación del cemento, sin poderse remediar este problema.

Fue en 1967 cuando el Dr. A. J. Majundar del Building Research Establishment (BRE) del Reino Unido, empezó a investigar los vidrios que contenían Circonio, logrando convertir en fibra alguno de ellos y demostrando la resistencia que presentaban estas fibras ante el ataque alcalino en un medio agresivo como el que suponía el refuerzo de los cementos Portland. El refuerzo duradero para los cementos estaba pues logrado y la patente de esta investigación fue solicitada por el National Research Development Corporation (NRDC).

Para la producción a escala comercial, el NRDC y BRE contactaron con la empresa inglesa Pilkington Brothers (PCL) quien con su Compañía subsidiaria Fibreglass Limited desarrolló la explotación comercial del producto al que llamaron Fibras Cem-FIL. En 1989 la Actividad de la Fibra de Vidrio Alcali-Resistente Cem-FIL fue adquirida por el Grupo Saint Gobain por medio de su filial en España Cristalería Española S.A. y explotada por la Empresa Vetrotex España S.A. que forma parte de este gran Grupo. Vetrotex España S.A. en su fábrica situada en Alcalá de Henares es la única productora mundial de esta Fibra de Vidrio que se exporta a todos los países, cerrando con este producto una gran gama de Fibras de Vidrio que la convierten en líder indiscutible del mercado mundial en este Sector.

2.-MATERIALES COMPUESTOS POR FIBRAS DE VIDRIO AR - GRC

En este apartado vamos a fijamos en los materiales compuestos generados por las Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes AR. Estos elementos compuestos se conocen ampliamente en el mercado mundial con el nombre de GRC. Veamos lo que estas siglas significan y la historia así como propiedades y principales aplicaciones de este tipo de fibras y elementos compuestos que se generan a partir de ellas.

El GRC (nombre comercial con el que se conocen a los Hormigones compuestos

por morteros de cemento reforzados con Fibras de Vidrio Alcali Resistentes), siglas que identifican el producto por su denominación inglesa "Glass Fibre Reinforced Cement", es el resultado de numerosas investigaciones y aplicaciones de difrentes 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, resistentes a los álcalis liberados con la hidratación del cemento.

3.- MATERIALES CONSTITUYENTES DEL GRC Y ADITIVOS.

La matriz del GRC es un mortero de Cemento Portland y arena silícica, amasado con una proporción controlada de agua y aditivos. La Fibra de Vidrio Cem-FIL entra en proporciones determinadas por la aplicación y la resistencia a otorgar a las piezas de GRC. Veamos uno a uno los componentes más usuales del GRC:

*Cemento. Como cemento se emplean los Portland de alta resistencia, tipo gris (I-45A) o blanco (IIB-45A) en las aplicaciones de Paneles Arquitectónicos para fachadas e interiores. Otros Cementos Portland pueden ser utilizados cuando las aplicaciones concretas lo requieran.

*Arena: Como segundo elemento del mortero está la arena, cuya principal misión será la de reducir la retracción. La arena será de gran riqueza en sílice (silícica) y ha de estar lavada y seca para su aplicación. La composicion química recomendada es:

Sílice	>	96%
Humedad	<	2%
Sales solubles	<	1%
Pérdida al fuego	<	0.5%

La granulometría de la arena oscilará entre 0 y 1 milímetros, recomendándose que los elementos finos sean como máximo del 10%, los que pasen el tamiz de 150 µ.

*Agua. En general los controles y especificaciones del agua son idénticos a los empleados en los hormigones convencionales. Un índice útil de carácter general sobre la aptitud de un agua, en la técnica del hormigón y por tanto del GRC, es su potabilidad. Las excepciones se reducen, casi exclusivamente, a las aguas de alta montaña, cuya gran pureza les confiere carácter agresivo. Las aguas depuradas con cloro pueden emplearse perfectamente.

No conviene emplear aguas cuyo PH sea inferior a cinco, ni las que contengan aceites, grasas o hidratos de carbono.

**Fibras de Vidrio Alcali-Resistentes Cem-FIL.* Como elemento principal en la fabricación del GRC, se utiliza la Fibra de Vidrio Alcali-Resistente Cem-FIL, resistente a los álcalis y mediante las cuales el GRC logra las características que se van a detallar en este estudio. En el Vidrio Alcali-Resistente el componente principal que otorga a la fibra su poder de Alcali-Resistencia es el Circonio (Zr) y entra en una proporción entre el 15 y 17% en forma de Oxido de Circonio ZrO_2.

**ADITIVOS DEL GRC*

Denominaremos Aditivos a aquellos productos que se incorporan al GRC en estado fresco con el objeto de mejorar algunas de sus características. (facilitar su puesta en obra, regular el proceso de fraguado y endurecimiento, etc)

-*Platificante*: Este es el aditivo normalmente más utilizado para la fabricación de un GRC. Su adición va a tener una doble misión:

1°.- Aumentar la docilidad y trabajabilidad del GRC.

2°.- Reducir al máximo el agua de amasado del mortero en beneficio de la resistencia final del GRC.

-*Pigmentos*. Los pigmentos pueden ser utilizados en el GRC bajo las mismas precauciones, controles y normas que en el hormigón convencional.

-*Retardadores de fraguado*: Los retardadores del fraguado no son recomendados para su uso en el GRC.

Se recomienda el uso de Retardadores de Fraguado Superficiales tan sólo en la capa externa o cara vista de la pieza en GRC. Esta cara externa está realizada con un mortero sencillo de acabado en grava u otros elementos decorativos para la superficie exterior de panel. Con el objetivo de visualizar y/o resaltar las gravas o elementos de dicha cara se procede a un lavado una vez fraguado el GRC. Los retardadores de fraguado utilizados para esta cara externa, y con la finalidad expuesta, se aplican en el molde (tipo imprimación) en cada uno de los usos del mismo y estarán en contacto con los primeros milímetros de panel (en espesor).

Estos productos retardadores del fraguado son llamados también Decapantes y actúan con más o menos profundidad (en espesor de panel) según sea el ataque del retardador más o menos intenso. La elección del decapante dependerá del tamaño de la china o grava puesta en el mortero de la superficie de acabado o superficie vista. Normalmente esta cara vista está constituida por un mortero sencillo con diferentes granulometrías y gravas de diferentes tamaños, pigmentada o no y que en la mayoría de los casos no va reforzada con Fibras de Vidrio, siendo la capa resistente GRC la realizada justamente después de esta capa de acabado y en la que si se introduce la Fibra de Vidrio AR Cem-FIL.

-*Aceleradores del fraguado*: Los aceleradores de fraguado no están recomendados en la práctica del GRC.

-*Impermeabilizantes*: El GRC es impermeable frente al agua y otros líquidos, resistiendo el desgaste que los mismos pudieran producir al contacto con el GRC.

El GRC posee un bajo grado de permeabilidad frente al vapor de agua. Este grado de permeabilidad se minimiza y se puede llegar a eliminar utilizando impermeabilizantes. También con el uso de polímeros o con puzolanas como el metacaolín esta permeabilidad se minimiza. Los impermeabilizantes usados podrán ser:

* De masa ó hidrófugos, que son incorporados en la masa del mortero del GRC. Estos impermeabilizantes pueden aumentar, por regla general, la retracción en el fraguado. No se recomienda el uso en el GRC de plastificantes con efecto aireante.

* De superficie, que son incorporados en el GRC endurecido y sólo actúan sobre un muy pequeño espesor del mismo y sobre la cara exterior.

-*Polímeros*: El uso de polímeros acrílicos en el GRC es una actividad estudiada desde hace ya años con resultados muy satisfactorios. Es la empresa holandesa Forton la que desarrolló un polímero expresamente destinado a la adición al GRC. El producto acrílico denominado comercialmente igual que la empresa FORTON ha tenido grandes aplicaciones y contrastados resultados de:

-Mejora de resistencias iniciales y al envejecimiento del GRC.

-Facilita el fraguado permitiendo reducir considerablemente el tiempo y los cuidados en el curado del GRC.

-Minimiza las retracciones en el fraguado del GRC.

Al Elemento Compuesto GRC aditivado con polímero se le suele denominar PGRC. Las proporciones en las que se dosifica el polímero serán expuestas en el apartado correspondiente de este estudio.

El GRC, en general, se ve beneficiado con la incorporación de este polímero en su composición. Hemos de tener en cuenta a la hora del diseño de los paneles o elementos en PGRC los niveles de resistencia que este elemento adquiere, la facilidad en el cuidado del curado pero también hemos de tener en cuenta que al ser elementos acrílicos los que se incorporan al GRC con este polímero, el carácter de incombustibilidad que tiene el GRC lo pierde al convertirse en PGRC, pues trente a altas temperaturas los productos de la descomposición del polímero son combustibles. Será pues necesario verificar cual es el nivel de resistencia al fuego frente a las normativas de cada país atendiendo a la dosificación con la que entra el polímero en el GRC.

-*Metacaolín*: El metacaolín es un caolín calcinado producido por la activación térmica de caolín en aire a una temperatura de 750-800 °C (fórmula $2SiO_2 \cdot Al_2O_3$). El metacaolín reduce la formación de cristales alcalinos durante el proceso de hidratación del cemento. Reduce la alcalinidad bajando el PH normal para morteros de Cemento Portland hasta el 12'5, lo que representa una mejora considerable de las propiedades a largo plazo. Las principales características que el Metacaolín Cem-Star otorga al GRC que con él se realiza son:

* Mayor resistencia a largo plazo, junto con desallollo rápido de resistencias.
* Excelente dureza.
* Reducido movimiento reversible con la humedad.
* Excelente comportamiento ante toda clase de test de envejecimiento natural y acelerado.

4.- PROPORCIONES DE LOS MATERIALES CONSTITUYENTES.

En este apartado intentaremos poner las tablas de dosificación estándar, sabiendo en todo momento que éstas 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:

RelaciónArena/Cemento → 1:1
Relación Agua/Cemento → entre 0.30 y 0.35
Superplastificante o fluidificante → Aprox. 1% del peso del cemento.

La cantidad de fibra de vidrio dependerá:

1.- *Del proceso de fabricación del GRC.*

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% del peso total de la mezcla realizada para la fabricación del GRC. Por otra parte, 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.- *De la aplicación.*

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.- *De la resistencia a otorgar al GRC.*

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 parámeos 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. En estas tablas trataremos de dar formulaciones con y sin polímero y/o metacaolín para aplicaciones por Proyección y por Premezcla:

	Proyección (Manual o Automática)			
ELEMENTO	GRC *	PGRC **	GRMC ***	PGRMC ****
Cemento Portland (Blanco o Gris)	100	100	100	100
Arena	100	100	100	100
Cem-Star - Metacaolín	--	--	25	25
Agua	35	28	43	36
Polímero	--	10	--	12.5
Superplastificante	1.2	1	2.5	2
Fibras Cem-FIL	12.5	12.8	14.3	14.5

* Formulación para un GRC normal.

** Formulación para un GRC aditivado con polímero y sin metacaolín.

*** Formulación para un GRC aditivado con metacaolín y sin polímero.

**** Formulación para un GRC aditivado con polímero y metacaolín.

Tabla 1.- Tabla de proporciones en Kg.

	PREMEZCLA (Colado-Vibrado o proyección)			
ELEMENTO	GRC *	PGRC **	GRMC ***	PGRMC ****
Cemento Portland (Blanco o Gris)	100	100	100	100
Arena	100	100	100	100
Cem-Star - Metacaolín	–	--	25	25
Agua	35	25.7	41	29
Polímero	–	9.8	--	12.2
Superplastificante	1	1	2.5	2.5
Fibras Cem-FIL	8.6	8.65	9.75	9.75

* Formulación para un GRC normal.
** Formulación para un GRC aditivado con polímero y sin metacaolín.
*** Formulación para un GRC aditivado con metacaolín y sin polímero.
**** Formulación para un GRC aditivado con polímero y metacaolín.

Tabla 2.- Tabla de proporciones en Kg.

Las dosificaciones más comunes en un GRC para proyección aditivado con polímero son: relación arena/cemento 1:1; Fibras de vidrio AR Cem-FIL 5% del peso total de la masa del GRC (≈ 3.8% en volumen) y contenido de polímero entre 3 y 8% en peso del total de la masa del GRC (entre el 5 y el 15% en volumen).

5.- EL CURADO DEL GRC.

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.

Para garantizar unas buenas condiciones de curado del GRC es necesario tener una temperatura superior a los 15 °C y una tasa de humedad del 95%. La solución aportada por numerosos fabricantes de GRC para este tipo de curado ha sido la de crear una zona cubierta equipada con un sistema de pulverizadoles de agua, para de esta forma garantizar el curado y la hidratación que el GRC requiere en los primeros días de vida.

El tiempo recomendado de cura para un GRC estándar (sin adición de polímero y/o metacaolín) bajo las condiciones mencionadas es de 7 días.

En resumen para un GRC sin aditivos especiales (polímero y/o metacaolín) las condiciones de curado son las siguientes:

* Temperatura → > 15 °C
* Humedad → ≥ 95 % HR.
* Tiempo → 7 días.

Estas condiciones de curado pueden verse modificadas con la adición de un polímero acrílico, reduciendo considerablemente los requisitos y tiempo de curado.

Para el GRC convencional, la utilización de polímeros simplifica los requisitos de curado. La adición conjunta de polímero y metacaolín (GRC Cem-FIL Star) es menos sensible al curado y no es necesario llevar a cabo el curado húmedo normal de siete días que se recomienda en el GRC estándar. Según las condiciones ambientales locales, sobre todo de temperatura y humedad, puede cubrirse simplemente el producto después del desmoldeo con una envoltura de plástico y protegerlo de temperaturas extremas. En zonas secas y áridas se recomienda mantener el producto acabado en condiciones de humedad (98% de Humedad Relativa) durante al menos 2 días. Un curado deficiente producirá un límite elástico (LOP) más bajo.

La elección definitiva del tipo y control del curado dependerá en gran medida de los resultados del Control de Calidad del propio fabricante.

6.- RESISTENCIAS Y CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE UN GRC

En este apartado atenderemos a las Propiedades Mecánicas y a las Propiedades Físicas y Químicas del GRC.

6.1.- Propiedades Mecánicas del GRC.

En este punto veremos los niveles de resistencias adquilidos por un GRC a los 28 días. Todos los valores corresponden a placas de 10 mm de espesor (1 cm) que es el espesor normal para las placas de GRC o los paneles llamados "Cascara" para paneles arquitectónicos.

	Unidades	PROYECCION Manual / Automática	PREMEZCLA Colado-Vibrado o proyección
Fibra Cem-FIL (% en peso)	%	5	3
Flexión			
Modulo de rotura	MPa	20 - 30	10 - 14
Limite elástico	MPa	7 - 11	5 - 8
Tracción			
Modulo de rotura	MPa	8 - 11	4 - 7
Limite 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 3.- Resistencias mecánicas a los 28 días.

Tanto la resistencia como la durabilidad del GRC puede verse mejorada 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.

6.2.- Propiedades Físicas y Químicas del GRC.

	Unidades	
Densidad del Material	T/m^3	1'7 - 2'3
Pesos aproximados		
Lamina simple 8 mm de espesor	kg/m2	16
Lamina simple 12 mm de espesor	kg/m2	24
Panel Sandwich (*)	kg/m2	44
Retracción irreversible	%	0.05
Retracción final	%	0.2
Coeficiente de Dilatación Térmica	mm °C	10 - 20 x 10^{-6} / °C
Coefte. de Conductividad Térmica	W/m °C	0.5 - 1
Resistencia química		Buena
Resistencia a los sulfatos		Se usan cementos especiales
Ambiente marino		No afecta propiedad. mecánicas
Hielo-Deshielo (BS4264 - DIN274)		Ningún cambio
Permeabilidad al vapor de agua		
BS 3177 para 10 mm de GRC	Perms. métricos	< 1.3
Luz ultravioleta		No lo degrada
Acústica - Reducción de dB		
Lamina de GRC de 10 mm espesor	dB	30
Lamina de GRC de 20 mm espesor	dB	35
Sandwich de 10 cm (núcleo P.Exp)	dB	47
Aislamiento Térmico		
Lamina simple 8 mm de espesor	W/m °C	5.3
Lamina simple 12 mm de espesor	W/m °C	5.2
Panel Sandwich (*)	W/m °C	0.4

(*) 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.

Tabla 4.- Propiedades físico químicas del GRC.

REALIZACIONES EN GRC EN LA CONSTRUCCIÓN

Comino Almenara P.I.
VETROTEX ESPAÑA S.A. - Jefe de Productos Cem-FIL
Carretera Nacional II, km. 34'5 - Alcalá de Henares - (Madrid)
Tfno.- (91) 885 57 00/74 - Fax.- (91) 885 58 10/15

Resumen: En este artículo se detallan cuales son las características de un GRC, sus procesos de fabricación y montaje así como las ventajas y propiedades más importantes.

Abstract: The present document details the characteristics, manufacture process and frame-up as well as the most important advantages and properties of the GRC.

1.- VENTAJAS COMPETITIVAS DEL GRC

La mayor de las ventajas que presenta el GRC es su reducido peso (del orden de entre 1/3 y 1/10 del peso de elementos equivalentes en Hormigón Convencional) guardando las mismas o superiores prestaciones.

Esta ventaja del peso nos va repercutir sobre diferentes factores de diseño e instalación de las piezas o estructuras que soporten el GRC y de las mismas instalaciones (puesta en obra) de las piezas realizadas en este material.

Veamos una pequeña lista de factores que pueden verse modificados frente a la utilización del GRC teniendo siempre en cuenta que estas modificaciones repercutirán de forma directa en beneficio sobre el coste de materiales, estructuras y servicios de instalación. Los principales factores que pueden verse modificados son:

* Transporte de las piezas a obra. Por su caracterísica de ligereza se pueden transportar del orden de 3 a 5 veces más piezas de GRC que de hormigón convencional, lo cual abarata una partida importante como es la del transporte de los elementos prefabricados a obra.

* Estructura y Cimentaciones del Edificio que sustentan las piezas del GRC. Se ha de tener en cuenta el ligero peso que presentan las piezas de GRC a la hora del diseño de la estructura y sus cimentaciones, lográndose grandes ahorros de material. El poco peso lo hace ideal para su uso en edificios de gran altura.

* Maquinaria de instalación y puesta en obra. Ya que las piezas de GRC son muy poco pesadas, las maquinarias necesarias para su instalación en obra son mucho más ligeras (de menos capacidad)

* Cuadrillas de montaje. Debido a la ligereza y características del GRC el montaje se simplifica, reduciéndose el número total de montadores necesarios.

* Anclajes y herrajes de unión a los entramados de la estructura son mucho más ligeros, lo cual repercute sobre el ahorro de materiales.

* El montaje es mucho más rápido. Debido al poco peso de las piezas de GRC las grúas emplean menos tiempo de montaje y por tanto de construcción. El reducir el tiempo de construcción, permitirá anticipar la entrada en el edificio de otros oficios y un ahorro en los costes de financiación.

Todos estos factores de ahorro tenidos en cuenta en conjunto suponen una grandísima ventaja competitiva del GRC y lo convierte en el líder frente a otros materiales alternativos.

2.- ASPECTOS CONSTRUCTIVOS.

Utilizando una lámina simple de GRC de 10 mm, como panel homogéneo, se precisará un trasdosado interior en obra para mejorar el aislamiento térmico.

De uso frecuente son los paneles sandwich que se componen por dos capas exteriores de GRC con un núcleo de poliestireno expandido (o capa de hormigón aligerado). Este panel presenta muy buenas características de aislamiento tanto térmico como acústico.

La falta de rigidez en las placas o láminas ("cáscaras") de GRC debida a los pequeños espesores utilizados pueden ser ampliamente solucionadas con el empleo de:

-Rigidizadores en GRC o lo que es lo mismo nervaduras perimetrales e interiores de GRC, normalmente de unos 20 mm de espesor.

-Estructuras metálicas de apoyo a la lámina o panel cáscara de GRC que unida por uniones específicos y de carácter flexible al GRC son capaces de absorber y transmitir a la estructura principal del edificio los esfuerzos que actúan sohre el panel de GRC.

3.- UNIONES A ELEMENTOS ESTRUCTURALES. (ANCLAJES)

Como elementos de unión entre los paneles o piezas de GRC y la estructura se pueden utilizar la mayor parte de las fijaciones empleadas en el amianto-cemento. el GRP, el hormigón, el acero o la piedra. En todos los casos la fijación ha de diseñarse de forma que la fuerza transmitida a través de la fijación sea transmitida a la mayor área posible de GRC. Para ello las fijaciones deberán ser embebidas en un volumen grande de GRC o se deberán utilizar arandelas o pletinas de tamaño mayor para distribuir la carga.

Las fijaciones serán diseñadas de manera que los paneles, dentro de lo posible, estén completamente apoyados. Los paneles irán fijados de la parte superior e inferior, y nunca colgados de la parte superior con el fin de evitar posibles desgarramientos. Cuando sea posible, el centro de gravedad del panel de GRC deberá estar directamente sobre la vertical del punto de apoyo para que los momentos de vuelco sean mínimos.

Para las fijaciones se recomienda emplear los siguientes materiales: bronce, acero inoxidable y aceros cromado y cadmiado.

En el sistema de fijación se deberá considerar la absorción de las tolerancias, que se consigue mediante la preparación de ranuras en los casquillos de fijación lo suficiente-

mente grandes como para realizar las operaciones de ajuste. Se deberá tener en cuenta en las tolerancias, los alargamientos térmicos, los de retracción y el estructural.

Para los paneles en GRC las fijaciones se diseñan para facilitar estos movimientos, de esta forma se evita la concentración de tensiones.

4.- UNIONES ENTRE PANELES.

Existen múltiples técnicas de juntas de sellado entre paneles de GRC. Estas normalmente son idénticas a las empleadas con la piedra natural, el hormigón prefabricado o los paneles de poliester reforzados con fibras de vidrio.

En la actualidad la técnica más empleada por los fabricantes y montadores de piezas de GRC es la de "Rellenado" entre paneles o en la junta. En esta técnica la anchura nominal debe ser decidida a partir de la anchura mínima permitida por el mastic, compatible con los alargamientos de los paneles o elementos de GRC y con las tolerancias de fabricación y obra.

5.- PROCESOS DE FABRICACIÓN DEL GRC

Dentro de este apartado intentaremos presentar los diferentes procesos actuales de fabricación de un GRC.

5.1.- 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). Dentro de este proceso de fabricación del GRC incluiremos los siguientes apartados:

1.- Proyección simultánea manual.
2.- Proyección simultánea automática.
3.- Proyección simultánea robotizada.

Los tres procedimientos de proyección tienen en común el concepto de realización del GRC mediante proyección simultánea, diferenciándose en el proceso.

5.2.- Procesos de premezcla.

En el proceso de premezcla el refuerzo de la fibra de vidrio se realiza 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, son de perfecta incorporación y se pueden mezclar hasta un % elevado dentro de un mortero de cemento/arena sin que se produzcan apelotonamientos.

Se usan normalmente agentes fluidificantes y plastificantes que facilitan la adición de las fibras, el amasado y el llenado de los moldes, mientras que se mantienen las relaciones agua/cemento al mínimo.

El proceso de mezclado consta de dos etapas en las que primero se mezclan los componentes del mortero y posteriormente se adicionan las fibras.

Para el transporte de la masa o premezcla realizada en el amasador se han de utilizar las Bombas Peristálticas. Este tipo de bomba no dañará a la fibra por abrasión o cizalladura durante el empuje y transporte al lugar de aplicación.

La premezcla realizada en la amasadora se vierte en el molde, el cual ha de estar perfectamente nivelado. La compactación y eliminación del aire ocluido en la masa, adquirido durante el proceso de amasado, se obtiene mediante el vibrado. La frecuencia de vibración oscila entre las 6000 y las 12000 rpm. El vibrado nos va a facilitar y garantizar una buena adopción de las formas del molde por parte del GRC, logrando llegar hasta todos los rincones, curvas y chaflanes que presente el molde.

Por lo general las resistencias obtenidas con los procesos de premezcla son inferiores a las obtenidas por el proceso de Proyección Simultánea. Por otra parte el proceso de colado-vibrado es de extremada simplicidad y de muy fácil trabajabilidad y puesta en obra por lo que se convierte en la aplicación más rápida y sencilla de realización de todas las de fabricación de piezas en GRC. Dentro de este proceso de fabricación del GRC destacamos:

1.- Proceso de Colado-Vibrado.

Es el proceso más difundido de aplicación de premezcla. Sus partes son las expuestas anteriormente: Realización de la premezcla, colado en un molde, vibrado, fraguado, desmoldeo y curado. Este proceso se emplea para la fabricación de gran número de piezas tanto ornamentales como arquitectónicas. Dentro de este proceso debemos destacar dos variantes:

-Colado-Vibrado en Molde abierto.
-Colado-Vibrado en Molde y contramolde.

2.- Proyección de premezcla.

Esta aplicación ha tenido gran aceptación en los últimos años pues el nivel de resistencias que las piezas de GRC adquieren con él está entre las grandes resistencias del GRC procedente de Proyección Simultánea y el GRC procedente del Colado-Vibrado.

La gran facilidad de realización de este tipo de proyección junto con la escasa pérdida de materiales durante el proceso (desechos) ha convertido esta forma de realización de GRC en la de más amplia difusión y desarrollo de los últimos años.

Las piezas fabricadas mediante este sistema son piezas por lo general de carácter arquitectónico y decorativo pues los acabados y control de superficies son de muy buena calidad.

6.- CUALIDADES DEL GRC.

Las fibras de vidrio tienen propiedades excelentes las cuales hacen que sean el refuerzo ideal para los materiales compuestos. Cem-FIL es la fibra idónea por su alto rendimiento y sus altas prestaciones en los composites (materiales compuestos) de cemento.

Las principales cualidades que las fibras Cem-FIL confieren al GRC son:

* **Total perdurabilidad**, ya que la fibra utilizada (Cem-FIL) es inmune a la acción de los álcalis del cemento.

* **Alta resistencia a la tracción y flexión**, como consecuencia de las propiedades de la fibra.
* **Gran resistencia al impacto**, debido a la absorción de energía por los haces de fibra.
* **Impermeabilidad**, aun en pequeños espesores.
* **Resistencia a los agentes atmosféricos.**
* **El GRC no se corroe ni se corrompe.**
* **Incombustibilidad**, derivada de las características de sus componentes.
* **Aptitud de reproducción de detalles de superficie**. (Ideal para imitar piedra o pizarra)
* **Ligero**, lo que reduce los costos de transporte, puesta en obra e instalación.
* **Aptitud a ser moldeado en formas complejas**. (Especialmente útil para la renovación y restauración de inmuebles).
* **Gran resistencia contra la propagación de fisuras**.
* **Reduce la carga en los edificios**, lo que conduce a una reducción de los costes de estructura y cimentación.
* **Reduce los cuidados de mantenimiento.**
* **Excelente resistencia frente al vandalismo.**
* **Enorme catálogo de texturas y acabados de superficie realizables.**
* **Ilimitadas posibilidades de diseños arquitectónicos**.

7.- PRINCIPALES APLICACIONES DEL GRC.

Todas las características anteriormente citadas hacen del GRC un material ampliamente utilizado en todo el mundo. Sus aplicaciones presentan un campo muy extenso en la Arquitectura e Ingeniería. Intentaremos poner en este apartado las aplicaciones más usuales del GRC:

1.- En la Industria de la Construcción:

Paneles de fachada y cerramientos en general.
Elementos de fachada de todo tipo.
Encofrados permanentes ó reutilizables.
Sistemas modulares de viviendas.
Casetas de transformadores y de vigilancia.
Cajetines eléctricos, para enlaces telefónicos y para contadores.
Renovación y restauración de fachadas y complementos arquitectónicos.
Elementos para cubiertas.
Decoración de interiores: cielos rasos, falsos techos, columnas,...
Piscinas.
Vallas y barreras.
Celosías.
Impostas para puentes.
Pavimentos.
Revestimiento de túneles (con paneles o sin ellos) y alcantarillas.

2.- En la protección contra el fuego:
Puertas y pantallas antifuego.
Conductos antifuego.

3.- En el aislamiento térmico:
Paneles para aislamiento térmico de edificios.
Cámaras frigoríficas.

4.- En el control del ruido:
Barreras antirruido en autopistas, carreteras y ferrocarril.
Protección de máquinas ruidosas.

5.- En la Industria marítima:
Pontones. Canales y boyas.
Tanques para piscifactorías.

6.- En la Agricultura:
Comederos para animales.
Elementos de drenajes.
Suelos de granjas.
Bebederos.

7.- En el diseño:
Mobiliario urbano de todas clases.
Escudos y adornos.
Moldes.
Elementos decorativos.
Imitaciones a rocas en parques artificiales.

LOS MATERIALES COMPOSITES Y SU APLICACIÓN EN LA EJECUCIÓN DE OBRAS ARQUITECTÓNICAS.

Laffarga Osteret J., Olivares Santiago M.
Profesores Titulares del Dpto. de Construcciones Arquitectónicas I. E.T.S de Arquitectura
Avda. Reina Mercedes s/n 41012 Sevilla. Tfno. 95-4556594. Fax 95-4556591

Resumen: Esta ponencia trata un cierto aspecto de los composites, como posibles materiales de construcción, para el proyecto y ejecución de obras arquitectónicas. Tras proponer una definición específica, se revisa su situación actual dentro del mercado de la construcción en España, así como sus posibles aplicaciones futuras. Se trata también de algunas cuestiones relacionadas con la enseñanza de estos temas.

Abstract: This paper deals mainly with the composites, regarded as materials of construction, for architectonic designs and works, in terms of a specific definition, reviewing its present importance in the Spanish building market, and its applicatibity. This paper also deals with educacional cuestions about composites.

1.- INTRODUCCIÓN

Entre los que hemos dado en denominar Nuevos Materiales aparecen fundamentalmente los "Composites", que preferimos llamar Compuestos, materiales de concepción y fabricación reciente, que se denominan así por componerse de más de un material, y siempre de una matriz, que engloba uno o varios materiales particulados y mayormente de morfología fibrosa.

La verdad es que así definidos, los Compuestos aparecen tan pronto como el hombre no se limita, en sus construcciones, a utilizar los materiales tal como los encuentra en la Naturaleza. Compuestos o Composites son efectivamente los adobes, bloques de barro o betún, armados con fibras -pajas- de cereales utilizados hace milenios en las más antiguas civilizaciones, incluso se usaron para la construcción de la Torre de Babel, que tanto ha complicado el entendimiento humano.

Aunque con cierta falta de rigor, en Construcción Arquitectónica, cuando se habla de Nuevos Materiales Composites o Compuestos se suele pensar que se tratan de materiales diseñados a base de una matriz de resina sintética, que se arma con fibras. Por ello, se ha pensado que podría interesar la elaboración y discusión de ponencias, como la que se presenta, en las que al tiempo que incluyen algunos aspectos de la problemática de estos "Composites" en sus aplicaciones en edificación, se apuntan soluciones factibles hoy para las necesidades que se crean.

En realidad, se limita la definición de Composites para materiales con una histo-

ria de apenas unas decenas de años, en los que al menos su matriz tiene un origen sintético y más concretamente estructura polímera artificial. Y a estos Composites o Compuestos vamos a referirnos en esta ponencia. No se descubre aquí nada si se afirma que el desarrollo de los composites actuales radica en la aplicación de estos nuevos materiales en la Industria Aeroespacial, donde hay que conjugar características de ligereza y resistencia mecánica en sus materiales, entre otras. Este condicionamiento real vale para cualquier tipo de aplicación industrial y desde luego muy especialmente en Construcción Arquitectónica. Sin embargo, hay que reconocer que apenas se pueden citar aplicaciones reales de composites en los proyectos arquitectónicos, lo que sin duda se debe a una cuestión muy desagradable, como es el altísimo precio de los mejores composites.

2.- LOS MATERIALES COMPUESTOS EN LA CONSTRUCCIÓN ARQUITECTÓNICA.

De acuerdo con sus aplicaciones, dentro de las obras, pueden considerarse los compuestos bajo dos aspectos:

—Según se preparen, fragüen y endurezcan bajo el control del director de la obra.

—Según se empleen y controlen en factorías para fabricar elementos constructivos de lo más diverso.

Pese al desarrollo industrial de los Composites en muchos paises, su utilización como materiales en la Construcción Arquitectónica española apenas puede decirse que se haya iniciado. Esta escasa aplicación de los Compuestos puede deberse a su alto coste, junto a las pocas disponibilidades de ellos en el Mercado de la Construcción, pero también a un efectivo desconocimiento de muchos arquitectos sobre las características reales de estos modernos materiales. Razones, todas ellas, que justifican sobradamente, a nuestro juicio, la redacción de esta ponencia. Los materiales compuestos de mayor aplicación en Construcción Arquitectónica son los denominados Hormigones Polímeros, HP, que realmente son morteros finos, ya que el tamaño máximo de sus áridos suele ser inferior a los 2 mm. Junto a estos HP se usan las resinas reforzadas con fibras, y mayormente con fibras de vidrio, materiales compuestos conocidos como GRF y PRF, lo que no impide que algún HP pueda ser también un PRF o un GRF.

En Construcción Arquitectónica, los HP, PRF y GRF tienen aplicaciones parecidas. Se usan estos materiales en la ejecución de reparaciones, restauraciones, como elementos de protección y revestimiento y también en las factorías de elementos constructivos prefabricados.

Hay que reconocer que en España, dentro de su Mercado de la Construcción, sólo se admiten ciertos tipos de plásticos y de manera no muy generalizada, y muy especialmente por las dudas sobre su durabilidad temporal, en relación con otros materiales tradicionales, que vienen a sustituir. Esta actitud dubitativa, en la sustitución de materiales tradicionales, por otros "nuevos" por libre decisión del arquitecto, hay que reconocer que suele originarse por la observación de una falta de calidad en los materiales unas veces, y otras, en el insuficiente o defectuoso conocimiento que sobre los materiales plásticos y mucho más sobre los nuevos materiales composites, o compuestos, tienen los titulados de cierta edad, pero también los más jovenes.

Y no hay que ocultar el escaso uso que se hace, en nuestras construcciones y edificaciones, de los Composites, donde, si acaso pueden aparecer como morteros polímeros,

en ciertos trabajos de reparación, o de manera más tradicional en determinados prefabricados, para cubiertas, por ejemplo.

Nos parece, con poco temor a equivocarnos, que la falta de uso actual de los Composites y especialmente de los fabricados a base de resinas sintéticas armadas con fibras se debe a la falta de información sobre los mismos, lo que es achacable a fabricantes y distribuidores comerciales y a la propia falta de formación sobre el tema, responsabilidad ésta de las Escuelas Técnicas y de otras entidades profesionales y educativas.

Por el interés propio, es de esperar un mayor esfuerzo en fabricantes y distribuidores de los composites para llevar una adecuada y eficaz información de sus productos a los arquitectos. Por la propia responsabilidad, hay que confiar en el crecimiento de la enseñanza de temas sobre materiales composites en los programas educativos de los nuevos planes de la carrera de arquitecto, pero también en el fomento y desarrollo de reuniones técnicas, tanto con altas asistencias, como en ámbitos más restringidos, con lo que se contribuirá así y paralelamente al mejor conocimiento de estos nuevos materiales y a su mayor producción, uso y consumo en nuestro país.

En relación con nuestra propia responsabilidad de enseñantes en una Escuela Superior de Arquitectura se puede informar que desde hace algunos años se han introducido algunas lecciones que tratan de los Nuevos Materiales y de los Composites fibrosos, aunque naturalmente con diferente profundidad, tanto en el tercer curso de la carrera, en el Plan de estudio vigente, en la asignatura de Materiales de Construcción, como en el sexto curso de la misma, en la asignatura de Industrialización y Prefabricación, así como se ha iniciado y mantiene una línea de investigación, por los profesores que suscriben esta ponencia, sobre las posibilidades de aplicación de materiales compuestos, incluyendo los que podrían producirse como consecuencia de un adecuado reciclado de los residuos de plásticos de las basuras domésticas.

Asímismo, no puede olvidarse que, fuera de la propia Universidad y más o menos relacionadas con ésta y con la Industria, existen algunas Asociaciones y Entidades Investigadoras que consideran como tema de interés el uso de los composites dentro del campo de la Construcción Arquitectónica.

3.- LOS CRITERIOS BÁSICOS PARA EVALUAR A LOS COMPOSITES DENTRO DE LOS MATERIALES DE CONSTRUCCIÓN.

La mayoría de las obras arquitectónicas, por no decir todas, pretenden permanecer y sin alteraciones, durante muchos años, tal como las concibió su arquitecto, tanto en su aspecto formal artístico, como en su concepción funcional, cuestiones ambas que sólo se aseguran con elementos constructivos de materiales estables y durables. Como quiera que en Arquitectura y hasta hace poco más de un par de siglos, se hizo Arte, y Arte excelso, con poco más de cinco o seis materiales diferentes, hay que entender, aunque también combatir, la resistencia de ciertos arquitectos a introducir nuevos materiales en sus proyectos.

Por ello, en el análisis y evaluación de un Composite, para ser considerado como material arquitectónico, deben contar junto a sus características físicas y mecánicas, su durabilidad, su inalterabilidad, o en todo caso su alterabilidad previsible en su formalidad, colorido y acabado superficial, y frente a medios cambiantes.

Además, hay otros criterios constructivos, que influyen en la aceptación o rechazo de un material de construcción concreto, como es la posibilidad de su conformado y especialmente de su preparación y conformado en la propia obra.

3.1- Identificación y Control de Composites en Construcción.

En principio, hay que establecer los correspondientes ensayos de identificación del composite. En esta identificación deberá fijarse la naturaleza tanto de la matriz como de las fibras, así como la proporción y morfología de estas últimas.

Debería exigirse en el fabricante de elementos hechos con materiales composites las especificaciones de su composición y forma de comprobación de lo que se asegura. Para los composites como tales habrá que especificar valores y formas de ensayo para determinar, por ejemplo:

Densidad. Tracción. Compresión. Flexión.
Cizalleo. Porcentaje de fibras. Dureza superficial.

Todos los ensayos se harán dentro de un determinado intervalo de temperaturas, que habrá de establecerse en función del trabajo proyectado para el elemento que se construye con el composite.

Junto a los ensayos de laboratorios, hay que plantearse ya el desarrollo de ensayos no destructivos, realizables en obra, que permitan con fiabilidad la evaluación de elementos mayores, luego de montados, sin necesidad de inutilizarlos con la extracción de muestras. Entre estos ensayos caben los de dureza superficial e incluso medidas de efectos de punzonamientos con temperaturas altas y muy especialmente la aplicación de métodos de ensayos basados en la propagación de ultrasonidos.

4.- CONCLUSIONES.

Como conclusiones de esta ponencia pueden aparecer la necesidad de especificaciones propuestas por los fabricantes de composites, así como el planteamiento de líneas de investigación sobre aplicaciones arquitectónicas de los composites.

No importa que las primeras especificaciones, a propuesta de los fabricantes de composites, se basen en resultados de aplicaciones de sus materiales fuera de España, si dichas especificaciones quedan claras y es posible su comprobación en laboratorios españoles. Un buen sistema podría descansar en la publicación de resultados alcanzados dentro del territorio español y bajo el control de entidades independientes, (como podrían ser Facultades y Escuelas Técnicas Superiores de la Universidad Española), en colaboración con los propios fabricantes, distribuidores y aplicadores, que pretenden iniciar y ampliar el consumo de sus productos composites.

LOS COMPOSITES EN LA RESOLUCIÓN DE PROBLEMAS ACÚSTICOS Y ESTRUCTURALES

Manso, J.
FIBERTECNIC, c/ Romero Girón, 4, 28036 Madrid. Tfno 91-4709050; Fax 91-4573871

Resumen: Hasta ahora y de acuerdo con la bibliografía consultada por nosotros, sabemos que los composites no se aplicaron para resolver un problema serio de atenueación acústica. Los materiales compuestos debidamente diseñados pueden lograr esta atenuación acústica a pesar de su baja densidad. Esto fue necesario en la zona deportiva de nivel mundial " El Puerto Deportivo de Marbella" situado en la Costa Mediterránea. Hay un espacio grande de 6000 m^2 en este puerto deportivo. Los bares, locales de ocio, cafeterías, etc... situados dentro de esta zona, causaron un ruido insoportable para la gente que vivían alrededor del Puerto Marítimo. Para evitar tal problema, se ha estudiado un diseño específico que consiste en una cubierta grande para resolver los problemas estructurales y acústicos. Para la construcción de la cubierta, se ha elegido el perfil tipo "ala de avión" construido del material compuesto así como todos los elementos estructurales. El resultado es un trabajo espectacular y único de este tipo.

Abstract: Until now and according to the technical bibliography, consulted by us, we are aware that the composites have no solved before a serious problem: "the acoustic attenuation". The Composites designed properly got his acoustic attenuation, regardless of its low density. It is necessary in a sporting zone of worldwide level, as it is "The Marbella's Sporting Port" located in the coast of Mediterranean. There is a big space, 6.000 m^2, in this sporting Port. Bars, entertainment places, coffee houses, etc., inside this zone, were causing an insupportable noise for the people who are living around of this seaside avenue. It has been studied an specilied design, consisting of a "big screen" in order to solve the structural and acoustic problems. It has been chosen a profile of "plane-winged" type, manufactured in Composites as well as all the elements of structural supports. The result has been an spectacular and unique work of this type. We hope to get and interesting developmen and application of the Composites.

1.- INTRODUCCIÓN

El mundo actual, en su desarrollo, lleva parejo muchas veces el problema de ruidos y emisiones acústicas molestas. Es el caso de multitud de núcleos urbanos situados en litorales y costas.

Marbella y en particular su Puerto Deportivo, con múltiples locales de ocio, hacían imposible el descanso nocturno a los residentes situados en el contiguo Paseo Marítimo. En nuestro caso concreto muchos residentes eran jubilados, tanto nacionales como extranjeros. La situación creada por el ruido, estaba originando un grave conflicto.

Los composites, en una audaz e innovadora aplicación, acuden a solucionar este grave problema. Queda así abierto un interesante campo de aplicación.

2.- ANTECEDENTES

Transcurre la acción a principios de 1994. El Ayuntamiento de Marbella nos llama y explica su preocupación. Marbella, con su excelente clima y servicios, es foco de atracción de numerosos turistas ávidos de descanso y gozo.

El Puerto Deportivo de Marbella, es una concentración de gente bulliciosa que disfruta hasta altas horas de la madrugada, de los Pub, cafeterías, cervecerías, etc. implantados en los 6.000 m^2 de su superficie.

Este enorme espacio, está situado entre los pantanales de atraque y el Paseo Marítimo, a una profundidad de -3'60 m respecto a éste. Su suelo por tanto se sitúa a nivel del mar.

Este gran espacio conforma 4 grandes patios a borde del paseo marítimo y 3 más pequeños, en la línea contigua a las embarcaciones. El tema es complejo y se decide actuar en equipo. Cada disciplina, contará con su especialista. El equipo lo constituirán:

- Harden S.A.: Promotor e Integrador de Tecnología.

- Margarida Auditores Acústicos S.A.L.: En todo lo referente al diseño y resolución de los problemas acústicos.

- Fibertecnic, S.A.: En la elaboración y fabricación de las diversas piezas en Composites.

- Ayuntamiento de Marbella: En el soporte y logística necesarios:

Se acudirá a contrataciones puntuales en todos aquellos puntos donde se requiera un especialista (obra civil, cristales, iluminación, etc.).

3.- DISEÑO.

Antes que nada, había que identificar y cuantificar con la mayor precisión el problema. Para ello, se realizaron durante varios día mediciones acústicas "in situ", con el 70% aproximadamente de actividad del centro, registrando la repercusión en los edificios de viviendas en función de su proximidad, elevación y ubicación. Del análisis de los numerosos valores obtenidos, se vio la necesidad de cubrir los espacios abiertos, realmente grandes patios, para crear zonas de sombra acústica. Cada patio, por su sin-

gularidad, requería su propio tratamiento. Se crearon para ello maquetas a escala reducida, donde se estudiaban y reproducían todos y cada uno de los diferentes patios.

Era necesario, desde el punto de vista acústico, conseguir con las cubiertas y cerramientos, un aislamiento global no inferior a 35 dba. Pensando en la solución Composite, no había más que dos vías de posible elección.

a) La elaboración de un grueso panel sandwich, que crearía el efecto masa-resortemasa que contribuiría a aislar lo más posible el rango de frecuencias más molesto, centrado en frecuencias medias y bajas.

Esto originaría un gran coste, no solo por la fabricación de estos gruesos paneles especiales de cerramiento, sino por el gran peso que éstos tendrían, lo que repercutiría en la exigencia de una estructura más robusta que fuera capaz de soportarlos. Tengamos en cuenta que hay patios de 28x21 m. de superficie en planta.

b) Desarrollar una configuración tipo ala de avión. Este tipo de estructura, nada ajena a nuestro trabajo, consigue el mejor compromiso posible entre el volumen a encerrar con el mínimo peso.

No existen datos ni trabajos publicados sobre el comportamiento de los composites en el terreno acústico en estas grandes aplicaciones. Nosotros, al menos, no lo hemos localizado a pesar de intentarlo. Realizamos por tanto planchas de 2xl m. con espesores de 10,5 y 3 mm. en composite para su experimentación.

Los resultados fueron bastante positivos, comparándolos con la opción de chapa metálica de distintos espesores, la otra solución convencional.

Además de lograr el necesario aislamiento acústico global de 35 dba, punto crítico, no olvidamos el aspecto estructural. Así nació el perfil tipo ala-avión antes indicado, de hasta 1.5 m. de cuerda, constituida por:

- Pieles exteriores (extradós o intradós)
- Cerchas a modo de cuadernas de apoyo.
- Montantes o perfiles verticales para rigidización de las cerchas.
- Correas o perfiles para arriostrar las cerchas entre sí.
- Cordones o perfiles que reticulan y traban a cerchas y pieles.
- Tubos o pilares que actúan de soporte del ala.

Todo este conjunto de piezas, sería en **composite**. Sólo este material, podrá en el aspecto estructural, proporcionarnos a la vez diseño y ligereza, lo que unido a la exigencia acústica, nos proporcionaría la resolución del problema.

El aspecto final es formidable. La sensación es de estar las cubiertas suspendidas en el aire, como si flotaran, de una gran ligereza.

4.- EJECUCIÓN

Debido a la enorme superficie de las alas, toda la obra se hizo "in situ", en una nave

del mismo Puerto Deportivo, eliminándose costes de transportes y problemas de ajuste y manipulación.

Las pieles, extrados e intrados, de los cuatro grandes patios, así como las superiores de los tres pequeños, tienen 5 mm de espesor. Se componen de **"Proyectado de Fibra de Vidrio-Resina Poliéster y Tejidos Equilibrados"**. Las pieles inferiores de los tres patios pequeños, tienen la misma composición, pero en 3 mm. de espesor. Para su realización, utilizamos el suelo, convenientemente preparado, como molde. Esta solución, nos proporciona economía y simpleza máximas.

Las cerchas, cordones, montantes, diagonales y correas, son de sección en U, cada una con sus espesores y secciones. Se realizan con tejido equilibrado en una sola longitud, in situ. Para su realización fabricamos moldes en U con chapa plegada, uniéndolos para constituir una sola unidad de hasta 30 m. de longitud. Se busca, una vez más, fabricar in situ piezas con enorme rapidez y economía de medios.

Los tubos o pilares, que soportan estas grandes alas de diámetro, 200 y 300 mm. y hasta de 6 m de longitud, se realizaron por **Filament Winding**. Su fijación en el suelo, se hizo por medio de piezas metálicas perfectamente recibidas en el Composite.

La resina utilizada es **poliéster** del tipo Ml, llevando como protección exterior **gel-coat** estabilizado a la luz. La unión entre los diversos elementos que constituyen el ala se realiza por macizado, consolidación y remachado. El conjunto final, presenta una gran rigidez, absorbiendo perfectamente los movimientos causados por el viento.

Las alas van orientadas hacia el mar y tanto los flancos laterales como el fondo, son cerrados, para mejorar el aspecto acústico y para evitar condensaciones en su interior, llevando manta de vidrio aislante de 80 mm de espesor y 30 kg/m^3 de densidad en toda la superficie interior de la pieles inferiores, a modo de forro. La superposición a la piel inferior del forro aislante, contribuye a atenuar más la vibración acústica.

5.- CARACTERÍSTICAS

Se han realizado ensayos en tiempo real sobre el comportamiento acústico del Composite, frente a materiales tradicionales como son chapa de acero y placa de cartón de yeso, con resultados excelentes.

Como hemos indicado al principio, esta obra tan singular, nacía con un claro objetivo: la atenuación acústica. Esta era la exigencia fundamental.

Además, por ende, si el cerramiento proporcionaba mejorar las condiciones climáticas, tanto mejor. Eso que ganábamos.

No encontramos valores, datos ni trabajo que reflejaran la aplicación de los Composites a problemas acústicos. Partíamos de cero.

En mis años de trabajo en la Sociedad Fibras Minerales, de Cristalería Española (década de los setenta), veía cómo el aislamiento acústico estaba en consonancia con la densidad (cristales gruesos, fieltros de vidrio de alta densidad, piedra), sobre todo en las frecuencias graves. Algo así como densidad o masa para frecuencias bajas, de forma similar a como el aislamiento térmico, es a la baja densidad (similar al plumón del ave que le aisla de las temperaturas exteriores)

El compromiso de densidad es imposible obtenerlo directamente con los composites, materiales intrínsecamente ligeros. No podrá ser este el camino.

De ahí, que se explorara, vía diseño, la creación de formas en las que las ondas acústicas, quedarán "atrapadas y mareadas". Esta trampa, la ha constituido el diseño **ala-avión**, auténtica primicia en lo que se refiere a grandes cerramientos.

El Composite formado, consigue una atenuación global de 30/35 dBA, con ser esto muy importante, lo es también el conseguir una disminución de 10°C en la temperatura ambiental, es decir, si la temperatura exterior es de 38° C y 85 % de H.R., conseguimos 28°C y 85% de H.R. debajo de las cubiertas.

Esto nos lleva a que a igualdad de masa por unidad de superficie, si la comparamos con la respuesta de su homóloga, una chapa de hierro de 1 mm de espesor, observaremos que se comporta para todo el rango de frecuencias considerado, bastante mejor el **Composite** que el hierro.

Si lo comparamos con la placa de cartón-yeso de 20 mm de espesor, por lo tanto con una masa doble, ambas, **Composite y cartón-yeso**, dan un comportamiento similar.

El material **Composite** presenta una gran flexibilidad y a la vez compacidad, lo que hace que aún teniendo poca masa respecto a otros materiales, su respuesta acústica sea similar para todo el rango de frecuencias.

El efecto membrana que posibilita esta flexibilidad, hace que en el intervalo de frecuencias, comprendido entre los 125 y 500 HZ, su respuesta sea mucho mejor que materiales con la misma masa y similar con otros de masa doble. Esta ha sido la gran revelación y aportación de este sugestivo material, el COMPOSITE.

6.- RESUMEN

Creemos haber abierto una nueva vía en la aplicación de los **Composites**, como es la resolución de problemas acústicos, en grandes cerramientos estructurales. Como el problema del ruido cobra cada vez más importancia en nuestra sociedad, pensamos que los Composites, materiales ligeros y que se prestan como ningún otro al diseño, tienen ante sí, unas perspectivas de desarrollo y aplicación muy elevadas.

Se hace necesario dar a conocer estos materiales en las Escuelas Técnicas, Ingenierías y Centros de Desarrollo, para que confíen, en la validez e idoneidad de estos materiales.

Ha sido también en nuestro caso muy importante, conocer y trabajar estrechamente unidos con la Ingeniería Margarida Auditores Acústicos, auténticos especialistas en el aislamiento acústico, que tomaron desde el principio este proyecto con entusiasmo.

Ahora estamos inmersos en otro gran reto: El cerramiento de un gran espacio abierto de unos 100 x 60 m de superficie unitaria aproximadamente. con la exigencia de no tocar el suelo, es decir, techo suspendido.

Lo conseguiremos y el auditorium que nacerá marcará un hito en la resolución de estos problemas acústicos y estructurales, con una ligereza y belleza inéditos hasta ahora.

También al clásico y tradicional mundo de la construcción, deben llegar los aires renovadores de estos sugestivos materiales.

LOS MATERIALES COMPUESTOS EN LA CONSTRUCCIÓN: ESTADO DEL ARTE

Martineau Philippe
Institut des Matériaux Composites. Site Montesquieu - 33650 Martillac - France
Tel.: (33) 56649090 - Fax: (33) 56649030

Resumen: Los materiales compuestos, a base de resinas reforzadas con fibras (vidrio sobre todo) presentan ventajas para aplicaciones en el sector de la construcción pero también inconvenientes. Después de una presentación de las cualidades y de los inconvenientes veremos los grandes campos de aplicaciones en la construcción, las realizaciones y las experiencias. Acabaremos con perspectivas de desarrollo.

Abstract: Composite Materials, resin reinforced with fibers (glass fibers), show advantages for applications in building industry but also disadvantages. After a presentation of advantages and defects we shall present applications and experiences. We'll finish with perspectives of development.

1 .- INTRODUCCIÓN.

La elección de materiales que son utilizados en la industria de la construcción depende de numerosos criterios técnicos y económicos. Está también ligado a aspectos pasionales, sentimentales y de tradiciones.

Los materiales compuestos, materiales constituidos de una resina reforzada con fibras, pueden ser elegidos en numerosos casos.

Respecto a los materiales tradicionales utilizados, los compuestos presentan ventajas pero también algunos inconvenientes los cuales se pueden, a veces remediar, y que es necesario conocer bien [1,2,3,4].

2 .- LAS VENTAJAS DE LOS COMPUESTOS.

El criterio **de peso** es un factor muy importante en la industria en general y, en particular, en la industria de la construcción donde hay problemas de transporte, de manutención, de dimensiones de piezas, etc... La comparación de dos piezas del mismo volumen, una en compuesto fibra-resina y la otra en materiales tradicionales da una nota positiva a los compuestos sobre el peso. Los compuestos tienen una densidad cerca de 2, vecina de la de hormigón armado (2,2 - 2,5). Además, con los compuestos es posible hacer piezas poco voluminosas.

De manera general los materiales compuestos - fibras de vidrio-resina presentan buenas características mecánicas en tracción, flexión o en compresión que corresponden a la condiciones pedidas a los materiales en la construcción. Las propiedades mecánicas dependen del tipo de fibras y de la proporción entre fibra y matriz. Así, el ingeniero tiene materiales "a la carta". Además, estos materiales tienen una buena resistencia a la fatiga y las propagaciones de fisuras suelen producirse con mayor dificultad.

A la reducción del peso y a las altas propiedades mecánicas, se añaden **la simplificación de las formas y de las ensambladuras** y la posibilidad de realizar formas muy complejas. La facilidad de fabricación de manera reproductiva permite mejorar el "diseño arquitectónico". Los compuestos aparecen como materiales ideales para los arquitectos.

Estos materiales presentan otras ventajas:

- resistencia a la corrosión y reducción de mantenimiento
- aislador térmico, la conductividad térmica es cercana a 0,2 W/m.K para una resina armada con un 40% F.V, 45 para el acero, 1,5 para un hormigón armado
- aislador eléctrico (no para los compuestos con fibras de carbono)
- materiales translucidos en casos particulares.

3.- LOS INCONVENIENTES Y LÍMITES.

Los inconvenientes principales de estos materiales residen en el **comportamiento al fuego y la toxicidad**. Existen soluciones para **reducir la inflamabilidad** y la toxicidad de las resinas. Por ejemplo es posible utilizar resinas fenólicas que tienen una clasificación al fuego MI. Con las fibras de vidrio que son MO, es posible realizar un compuesto al máximum MI. Existen también resinas poliéster MI con clasificación F1 o F0 (sin humo) [5]. De hecho, la elección de la resina depende también de la aplicación. No se exigen los mismos requisitos para las fachadas que para el techo o el suelo [6].

Algunas veces se dice también que los compuestos no tienen una buena resistencia al calor o a U.V. Aquí también es posible tener productos que responden a estos problemas.

En realidad los inconvenientes principales son **la falta de informaciones y la falta de formación**. Los compuestos son materiales muy jóvenes. La gran mayoría de los arquitectos, de los ingenieros, de las empresas, y de manera general la población, no saben lo que son estos materiales por lo que se precisa de un trabajo de formación importante.

Los otros frenos al desarrollo son la tradición, vivimos con el hormigón, la madera o el acero malas experiencias, y también el coste. En realidad el coste no es un problema, esencial cuando se introducen las ventajas (reducción de peso, diseño, no corrosión,...).

4 .- APLICACIONES.

Hay muchas aplicaciones en todo el campo de la construcción, de la cubierta a las

fachadas, a las puertas o ventanas. También existen muchas aplicaciones en el de instalaciones de sanitarios. Se encuentran también casas realizadas todas ellas en materiales compuestos. Es importante destacar en particular las realizaciones del arquitecto canadiense Guy GERIN LAJOOIE quién tiene 26 años de experiencia en compuestos [7].

5.- EL FUTURO.

Los materiales compuestos son muy jóvenes, y mal conocidos para los profesionales de la construcción. Desde algunos años, no obstante, empiezan a aparecer dentro de los planes de estudios, que actualmente se imparten en las escuelas de ingeniería y arquitectura, disciplinas relacionadas con estos materiales.

Por otro lado, ciertos organismos desarrollan programas de formación continuada para obreros y técnicos y hacen una promoción de estos materiales. Con información y formación podemos pensar que vamos a asistir a un desarrollo muy grande de estos nuevos materiales a imagen de paises como Canadá, USA o Japón donde la progresión de los mismo es notoria. Basta decir, que en 1994, la progresión de los compuestos en la construcción fue de un 12% en USA.

6.- REFERENCIAS

1.- Martineau Ph., les matériaux composites dans le batiment. Ed. IMC, 1987.
2.- Martineau Ph., Avantages et inconvénients des matériaux composites dans le Batiment et les Travaux Publics. Journée Européenne "Composite et Batiment" Site Montesquieu, 21 Octobre 1994, Ed. IMC.
3.- Martineau Ph., Incorporation de los nuevos materiales en urbanismo, Jornadas sobre nuevos materiales en Arquitectura y Construcción, San Sebastián, 27 y 28 de Octubre de 1994, Ed. INASMET.
4.- Penalba F. y Gimeno M., Materiales poliméricos en la construcción. Jornadas sobre nuevos materiales en Arquitectura y Construcción, San Sebastián. 27 y 28 de Octubre de 1994, Ed. INASMET.
5.- Doc GTI Process - Gamme GIRALITHE.
6.- Cabrol M., Exposé réglementation sécurité incendie matériaux composites. Journée Européenne "Composite et Batiment" Site Montesquieu Bordeaux - 21 Octobre 1994, Ed. IMC.
7.- Gerin Lajoie G., Composites et batiment - 25 années d'expériences. Journée Européenne "Composite et Batiment" Site Montesquieu Bordeaux - 21 Octobre 1994, Ed. IMC.

LA FIABILIDAD DE LAS MAQUETAS EN EL DISEÑO DE ESTRUCTURAS TEXTILES

Monjo, J. y Gámez, J.R.
Dpto. de Construcción y Tecnología Arquitectónicas
Universidad Politécnica de Madrid
Avda. Juan de Herrera nº 4 28040 MADRID
Tlfno. 91-336 65 14. Fax 91-336 65 60

Resumen: El trabajo que se expone a continuación es parte de una línea de investigación desarrollada en el Departamento de Construcción y Tecnología Arquitectónicas de la Universidad Politécnica de Madrid. Con él se desea ponderar el valor de un sistema de trabajo habitual en las primeras etapas de un proyecto de arquitectura, como es la construcción de maquetas para el diseño de grandes cubiertas tensadas.
Se considera la necesidad de comparar las formas geométricas de las maquetas con las obtenidas por modelos analíticos de ordenador para conocer la fiabilidad de aquellas con respecto a las cubiertas reales.
Se describen los tipos de maquetas y modelos de ordenador que se llevan a cabo, con las variables que se consideran en cada caso, así como el sistema de comparación que se utiliza para obtener las diferencias geométricas existentes. Por último, se adelantan algunas conclusiones del trabajo.

Abstract: The work expound is part of a research line developed at the Department of Building and Architectural Technology of the U.P.M. It weighs up the value of an usual working method in the first stages of an architectural desing, as it is physical modelling, for tensile roofs.
The need to compair the geometric shapes of physical and analitical models is considered, so to know the reliability of those in relation with real roofs.
The different kinds of physical and analitical models being made are described, with the variables considered in each case, as well as the comparison method used to obtain the existing geometric differences.
Finally, some conclusions are advanced.

1.- PLANTEAMIENTO.

El diseño de cubiertas textiles no se realiza por los sistemas gráficos de representación de proyectos, puesto que la forma final es consecuencia de la materialización sobre una membrana de una disposición de fuerzas en el espacio, obtenida de unas condi-

ciones previamente determinadas, como son, la geometría del borde, la rigidez de la membrana y las tensiones en ella. Todas estas condiciones darán una forma (una disposición final de esfuerzos) a la membrana que, aunque la experiencia del autor permita intuir, es realmente difícil conocer con precisión.

Por esta razón, el procedimiento habitual para el proyecto de una cubierta textil implica el uso simultáneo de dos herramientas básicas; el ordenador y la maqueta. Sin embargo, surge la duda de si las formas manejadas en ambas herramientas son coincidentes, ya que según el procedimiento que utilicemos en cada caso (materiales, en las maquetas y programa, en el ordenador) podríamos obtener resultados diferentes.

Por ello, nos planteamos un estudio que nos permita comparar las formas obtenidas por ambos procedimientos, dentro de unos parámetros objetivos, con el fin de conocer la fiabilidad del uso conjunto de los mismos, teniendo en cuenta que el método normal comienza por la ejecución de la maqueta y prosigue con la introducción de la forma resultante en el ordenador.

2.- CONSIDERACIONES PREVIAS.

Podemos partir de la base de que en una membrana ideal, su tamaño no debería influir en la forma que con ella se obtiene al tensarla bajo unas condiciones de borde. Esto es lo que un programa de ordenador para diseño de cubiertas tensadas presupone. La forma de un modelo más grande guarda proporción directa con el modelo más pequeño, cuando ambos tienen idénticas condiciones de esfuerzo, borde y constitución de su material.

Si lo que deseamos conocer es la fiabilidad general de las maquetas en el diseño de estas grandes cubiertas, tendremos que comparar la maqueta con la cubierta real, lo que significaría construir alternativamente un modelo real y otro a escala y compararlos, lo cual parece, a primera vista, una cuestión de difícil procedimiento. Por otra parte, los sistemas de diseño y cálculo de estas cubiertas a través del ordenador, nos permiten definir su patronaje para conseguir la forma deseada. Entonces, será ésta, la forma del ordenador, la auténtica, y las desviaciones producidas en el modelo real deberán ser fruto de errores en el proceso de su construcción.

Por estas razones, además de su uso simultáneo en el diseño, nos hemos decidido a comparar las maquetas con los modelos de ordenador. Por lo tanto, entendemos que el método comparativo que desarrollamos intenta conseguir la comparación de las maquetas con los modelos reales de cubiertas textiles, a través del modelo analítico concebido en un programa de diseño de cubiertas tensadas.

Evidentemente, hay que tener en cuenta determinadas consideraciones para este procedimiento de comparación. La primera de ellas y cuestión fundamental, es el hecho de que los materiales empleados en la construcción de la maqueta son distintos en su consistencia a los empleados en la construcción de una cubierta textil, las tensiones a las que ambos modelos están sometidos son claramente diferentes y, además, las condiciones de borde varían, tanto en el modo de ejecución en ambos modelos como en los materiales de los que están compuestos. La cuestión de cables o estructuras auxiliares propias de estas cubiertas, ajenas a la propia membrana, se deja al margen ya que consideramos que no tiene interés ni influencia en el desarrollo de la investigación.

3.- PROCEDIMIENTO COMPARATIVO.

Teniendo en cuenta todo lo anterior, el procedimiento consiste, básicamente, en lo siguiente.

Se realizan distintos modelos de superficies anticlásticas con telas de gran coeficiente de elasticidad (tipo lycra), controlando su geometría y la tensión de sus puntos de anclaje. A continuación se trata de reproducir los mismos modelos en el ordenador, con la misma geometría y con distintas condiciones tensionales y de supuesta rigidez de los materiales componentes.

Una vez obtenidos dichos modelos, se comparan geométricamente, materializando las curvas básicas del modelo analítico y superponiéndolas sobre la maqueta. Con ello podemos comprobar las desviaciones relativas de las formas alcanzadas en ambos métodos, con las distintas variables mencionadas, con el objeto de obtener conclusiones sobre la fiabilidad de cada una de ellas.

4.- MAQUETAS.

Para la ejecución de las maquetas se utilizan tres tipos de tejido de lycra, de coeficientes de elasticidad sensiblemente diferentes, empleados normalmente en los estudios previos de cubiertas textiles.

Se parte de dos superficies anticlásticas tipo, el Paraboloide Hiperbólico y el Hiperboloide, y de cada una de ellas se construyen tres versiones, alto, medio y bajo, para establecer unos criterios de forma relacionando la altura del vértice con la dimensión de la base, para el caso del hiperboloide, y la diferencia de cotas entre vértices y la diagonal de la planta, en el caso del paraboloide. Con éste se trabaja partiendo de un cuadrado de 30 centímetros de longitud en su diagonal y con aquel, con un circulo de 30 centímetros de diámetro.

Las maquetas se montan en un banco de trabajo constituido por un bastidor metálico con un puente desde el que se permite descender las plantillas que sirven para establecer la comparación. Una vez montada la maqueta en el bastidor, podemos comprobar la geometría del perímetro midiendo la posición de sus vértices y las flechas de sus bordes.

Los distintos coeficientes de elasticidad de las telas dan a las mismas una "docilidad" diferente al manejarlas, que es determinante en el proceso de ejecución de las maquetas y, por tanto en los resultados formales, sobre todo en su borde. En efecto, al construir el modelo físico podemos dar una rigidez mayor al borde o dejarlo libre, es decir tal y como se obtiene después de cortar la tela. En este último caso observamos que en algunos tipos de tela, cuando están en tensión, el borde se arruga, indicando que no le llegan tensiones. Esto impide establecer cual es el límite real sobre el que medir la flecha en el borde y obliga a construirlo introduciendo un hilo que se tensará en los vértices, como las "relingas" de las membranas reales.

5.- PROGRAMA DE DISEÑO DE CUBIERTAS TEXTILES.

Los modelos de ordenador se obtienen a través del programa EASY[1]. Este programa permite el diseño formal, el análisis tensional y el patronaje de una cubierta textil.

EASY es un programa que desarrolla la forma de una cubierta tensada a través del método de *densidad de fuerzas*. Para ello el programa asocia la tela a una malla de cables y a unos nudos sobre los que se aplican fuerzas. Estos nudos están en equilibrio si sucede que la suma de esfuerzos en los cables que coinciden en el nudo se equilibra (se anula).

Para un elemento de malla centrado sobre el nudo *i* correspondiente a la figura 1,

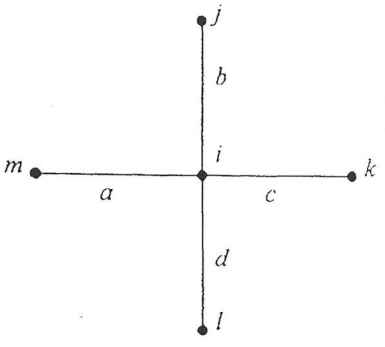


Figura 1: Elemento de malla

$$S_a\cos(a,x) + S_b\cos(b,x) + S_c\cos(c,x) + S_d\cos(d,x) = 0$$
$$S_a\cos(a,y) + S_b\cos(b,y) + S_c\cos(c,y) + S_d\cos(d,y) = 0$$
$$S_a\cos(a,z) + S_b\cos(b,z) + S_c\cos(c,z) + S_d\cos(d,z) = 0$$

Siendo $S_{a,b,c,d}$ las fuerzas en las barras y cos(a,x) la proyección de las longitudes de cada barra sobre los ejes de coordenadas. Este valor se puede sustituir por la expresión $(x_m-x_i)/a$ siendo a,b,c,d las longitudes de cada barra. La expresión queda, entonces, del siguiente modo,

$$S_a/a\,(x_m-x_i) + S_b/b\,(x_j-x_i) + S_c/c\,(x_k-x_i) + S_d/d\,(x_l-x_i) = 0$$
$$S_a/a\,(y_m-y_i) + S_b/b\,(y_j-y_i) + S_c/c\,(y_k-y_i) + S_d/d\,(y_l-y_i) = 0$$
$$S_a/a\,(z_m-z_i) + S_b/b\,(z_j-z_i) + S_c/c\,(z_k-z_i) + S_d/d\,(z_l-z_i) = 0$$

En esta ecuación, las fuerzas S dependen del ancho de la malla definida, o de la parte de membrana que le corresponde. Por ello se determina la relación S_a/a como *Densidad de Fuerzas* a la que se denomina q_a, que nos expresa la fuerza que actúa en cada barra en función de la deformación de su longitud. Ello permite obtener geométricamente el equilibrio, variando la longitud de las barras que coinciden en un nudo y colocándolo en un punto del espacio donde las longitudes de las barras (y por tanto, de sus fuerzas) se equilibran. La suma de las posiciones de equilibrio de los distintos nudos, nos da la forma anticlástica definitiva. La ecuación quedará, pues:

$$q_a(x_m-x_i) + q_b(x_j-x_i) + q_c(x_k-x_i) + q_d(x_l-x_i) = 0$$
$$q_a(y_m-y_i) + q_b(y_j-y_i) + q_c(y_k-y_i) + q_d(y_l-y_i) = 0$$
$$q_a(z_m-z_i) + q_b(z_j-z_i) + q_c(z_k-z_i) + q_d(z_l-z_i) = 0$$

Con esta base de funcionamiento, se introduce en el ordenador las geometrías de las distintas variantes formales obtenidas en las maquetas, y a cada una de ellas se les aplican distintas condiciones de tensión interna y de rigidez, para acercarnos a la heterogeneidad de la tela usada en la maqueta con distintas deformabilidades en las dos direcciones de su malla.

6.- ENSAYOS.

Los ensayos consisten, básicamente, en comparar las geometrías de ambos modelos (físico y analítico - maqueta y ordenador) lo que se lleva a cabo en base a obtener las coordenadas geométricas de las diagonales principales del modelo analítico y materializarlas en una plantilla. Esta plantilla se coloca sobre la maqueta, desde el bastidor metálico, y se lleva a cabo una comparación de las diferencias en la cota z de los puntos centrales y extremos. Con ello podemos comparar las desviaciones de forma que se producen en los distintos casos y obtener conclusiones respecto a la importancia de las diferentes variables y, por tanto, a la fiabilidad de los procedimientos.

Las variables consideradas son:

-Por parte de las maquetas:
- -Deformabilidad de la tela (3 tipos).
- -Tensión a la que se somete.
- -Curvatura de la superficie (3 tipos).
- -Tipo de borde (2 tipos).
- -Situación trama-urdimbre (2 tipos).

-Por parte del modelo analítico:
- -Tensiones de equilibrio de la malla (3 tipos).
- -Rigidez de la malla (3 tipos).

7.- CONCLUSIONES PREVIAS.

Aunque el trabajo expuesto está en proceso de elaboración, se pueden adelantar ya algunas conclusiones, en función de los resultados obtenidos hasta el momento:

a) El proceso de ejecución de la maqueta resulta determinante ya que influye notablemente en la forma obtenida. Por ejemplo, la orientación del tejido puede deformar la tela en distintas direcciones dependiendo de esta orientación y ello influye en la comparación con el modelo simulado de ordenador.

b) La "docilidad" de la tela influye en la facilidad de ejecución de la maqueta y en lo anteriormente expuesto, por lo que importa el tipo de tela que se escoge para ejecutar la maqueta.

c) La tensión que se introduce en la tela y la uniformidad de la misma, afectan definitivamente a la forma obtenida en la maqueta y, a su vez, a la comparabilidad con la forma obtenida por el ordenador.

d) La curvatura de la superficie puede condicionar la comparabilidad, ya que cuanto menor es la misma, las diferencias geométricas parecen aumentar.

8.- REFERENCIAS.

1. EASY, de TECHNET GmbH, es un programa para el diseño y cálculo de cubiertas textiles, creado por el profesor Dr. Ing. Lothar Gründig de la Universidad Técnica de Berlín.

UTILIZACIÓN DE CENIZAS PROCEDENTES DE LA INCINERACIÓN DE LODOS DE DEPURADORA (CLD) EN LA CONSTRUCCIÓN.

Monzó, J., Payá, J., Borrachero, M.V., Córcoles, A.
Dpto. de Ingeniería de la Construcción. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de Valencia. Universidad Politécnica de Valencia. Camino de Vera s/n. 46071 Valencia.
Tfno: (96) 3877564. Fax: (96) 3877569.

Resumen: La comunicación que se presenta estudia la influencia de las cenizas procedentes de la incineración de lodos de depuradora (CLD) sobre la trabajabilidad y resistencia de morteros. Los resultados preliminares muestran una disminución de la trabajabilidad, así como un aumento de la resistencia en los morteros que contenían CLD. La resistencia a compresión de los morteros aumenta cuando lo hace la finura de la CLD empleada.

Abstract: The present paper studies the influence of sewage sludge ashes (SSA) on workability and strength of mortars. The results obtained show a decrease of workability and an increase of strength when SSA is used. Compresive strength of mortars increases when SSA fineness increases.

1.- INTRODUCCIÓN.

En la construcción el uso de residuos (industriales o agrícolas) es bien conocido, ya a mediados del siglo XX empezaron a utilizarse las escorias para la fabricación de cementos. Más recientemente se han utilizado en gran medida las cenizas volantes obtenidas de la combustión del carbón en las centrales térmicas, obteniendo hormigones con mejor durabilidad (Wesche K., 1991 y Malhotra V.M., 1994).

La utilización de residuos en la construcción supone beneficios de tipo económico, debido al abaratamiento del producto final, y beneficios de tipo ecológico. El beneficio de tipo ecológico tiene una doble vertiente: en primer lugar el consumo de residuos en la construcción, hace inertes a estos y evita su almacenamiento en vertederos, y en segundo lugar el consumo de residuos en la producción de materiales de construcción evita el consumo de materias primas para la producción de estos materiales.

Estos motivos han impulsado, en los últimos años, una creciente investigación en el campo de la utilización de residuos en la construcción. Uno de estos residuos son las cenizas procedentes de la incineración de lodos de depuradora (CLD). Como consecuencia del proceso de depuración del agua residual se produce una cantidad importante de lodos de depuradora, que se emplean fundamentalmente en la agricultura como

enmienda orgánica, aunque en algunos casos puede producir riesgos para la salud (Dean R.B., 1985). No obstante, en muchos casos la producción de lodos excede a su consumo, utilizándose la vía de la incineración como medio para reducir su volumen, siendo el destino final de las cenizas obtenidas el vertedero controlado. Las previsiones para un futuro próximo, apuntan a un aumento muy importante en nuestro país en el volumen de aguas residuales a depurar, lo que producirá un incremento notable en la producción de CLD.

Algunos estudios realizados ponen de manifiesto la utilización de CLD en la fabricación de ladrillos (Tay J.H., 1987) y hormigones (Tay J.H., 1987 y 1991), como árido fino en morteros (Tay J.H., 1987) e incluso en pavimentos asfálticos (Al Sayed M.H., 1995).

El objetivo del estudio que se presenta es avanzar en el conocimiento de la influencia de CLD sobre las propiedades de los morteros.

2.- MATERIAL Y MÉTODOS.

Para llevar a cabo este estudio se han utilizado los siguientes materiales:

-Cemento Portland tipo I-45 distribuido por la Cia. Valenciana de Cementos.

-Arido de tipo silíceo con un modulo de finura de 2,94.

-Ceniza procedente de la incineración de lodos de depuradora (CLD) de la Estación Depuradora de aguas residuales de Pinedo (Valencia) y sus fracciones granulométricas obtenidas por tamizado en seco. La caracterización química de dicha ceniza y sus fracciones granulométricas se presenta en la tabla 1.

Parámetros		MUESTRAS			
		CLD	CLDG	CLDM	CLDF
Humedad	%	0,50	0,50	0,40	0,40
P. Fuego	%	5,10	3,60	5,20	5,20
R. Insoluble	%	16,10	28,00	11,70	11,30
SO_3	%	12,40	10,70	13,10	13,70
Fe_2O_3	%	7,40	7,10	8,20	8,30
SiO_2	%	20,80	30,10	16,20	15,50
$Fe_2O_3+Al_2O_3$	%	22,30	19,00	22,90	22,30
CaO	%	31,30	25,97	32,90	32,10
MgO	%	2,60	2,20	2,40	2,60
Al_2O_3	%	14,90	11,90	14,70	14,00
P_2O_5	%	6,7	6,3	7,6	6,9

Tabla 1. Caracterización química de las CLD y sus fracciones.

2.1.- Método de separación granulométrica.

La CLD ha sido separada en fracciones granulométricas utilizando una tamizadora electromagnética digital (CISA). Para llevar a cabo la separación se utilizó una cantidad de CLD de 250 g. y tres tamices de 80, 40 y 20 μm de luz obteniendo tres fracciones granulométricas x>80 μm (CLDG), 80 μm>x>40 μm (CLDM) y x<40 μm (CLDF). La optimización del tamizado se desarrolló modificando nivel de potencia y tiempo de tamizado. En la figura 1 se representa el porcentaje de retención en cada uno de los

tamices frente al tiempo de tamizado para un nivel de potencia 7, observándose que para tiempos superiores a 20 minutos el aumento de la eficiencia separadora es prácticamente nulo. En la figura 2 se muestran las curvas granulométricas de las fracciones obtenidas; dichas curvas fueron obtenidas con un equipo Malvern Mastersizer X.

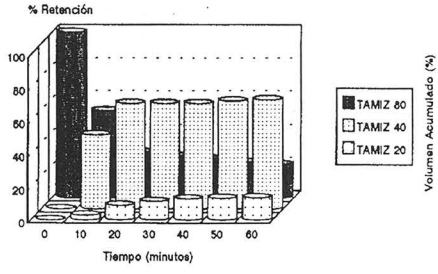


Figura 1. Evolución a la retención de CLD en cada tamiz a nivel de potencia 7.

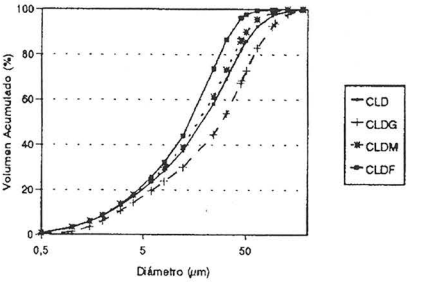


Figura 2. Curvas granulométricas de CLD, CLDG, CLDM y CLDF.

2.2.- Determinación de la trabajabilidad.

La trabajabilidad se determinó siguiendo las normas ASTM C-109 y UNE 83.452-88. Para ello fue necesario preparar los morteros siguiendo las normas ASTM C-305 y UNE 80.101-89, mezclando 450 g. de cemento Portland, 1350 g. de árido y volúmenes de agua comprendidos entre 200 y 225 mL. Para estudiar la influencia de la CLD se reemplazó un 15% en peso de cemento por CLD y sus fracciones granulométricas. Los morteros preparados de esta forma se sitúan sobre la mesa de trabajabilidades, sometiendo esta a las sacudidas correspondientes y determinando el valor de la semisuma del diámetro máximo y mínimo del cono deformado de mortero (FTS).

2.3.- Preparación de probetas de mortero para la determinación de resistencias.

La preparación del mortero se llevo a cabo siguiendo la norma ASTM C-305 y UNE 83.452-88, mezclando 450 g. de cemento, 1350 g. de árido, 200 mL de agua y 4,5 g. de superfluidificante. Para estudiar la influencia de la CLD y sus fracciones granulométricas sobre la resistencia se prepararon probetas con sustitución de cemento Portland por ceniza del 15% en peso. Una vez preparadas las probetas se mantuvieron 24 horas en cámara húmeda a 20±1°C, posteriormente se desmoldearon y se introdujeron en un baño termostático a 40±1°C hasta su ensayo realizado 3, 7, 14 y 28 días después de su amasado.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1.- Trabajabilidad.

Se prepararon morteros conteniendo volúmenes de agua crecientes comprendidos entre 200 y 225 mL. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 3, observándose que para todos los volúmenes de agua estudiados la trabajabilidad del mortero de control (sin ceniza) fue superior a la de los morteros que contenían un 15% de ceniza. El motivo de la disminución de trabajabilidad para los morteros que contenían ceniza puede justifi-

carse teniendo en cuenta dos factores: a) la absorción de agua sobre la superficie de las partículas de ceniza, b) la forma no esférica de las partículas de ceniza que impide sus comportamiento como lubricante sólido. En la figura también se aprecian diferencias de trabajabilidad muy pequeñas entre los morteros que contienen las fracciones granulométricas CLDG y CLDM, aunque como cabía esperar el mortero que contenía la fracción más fina de las ensayadas (CLDM) presentaba una trabajabilidad menor debido a una mayor absorción de agua. No obstante las diferencias, sobre todo en los volúmenes de agua inferiores, no son significativas teniendo en cuenta el método de medida de las mismas.

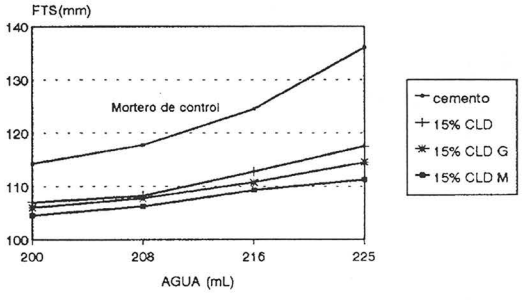


Figura 3. Variación de la trabajabilidad de un mortero conteniendo un 15% de CLD y sus fracciones granulométricas (CLDG y CLDM) con el volumen de agua.

3.2.- Resistencias.

Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 4 y 5. En la figura 4 se presenta la variación de la resistencia a compresión (R_c) con el tiempo de curado para una temperatura de curado de 40°C. Los resultados obtenidos ponen de manifiesto en primer lugar un aumento brusco de R_c para 3 días de curado, superando el mortero que contenía CLDM al mortero de control. Conforme aumenta el tiempo de curado se aprecia un aumento de R_c de los morteros parcialmente sustituidos por ceniza, llegando todos ellos a superar al mortero de control a los 28 días de curado. También se aprecia una mayor R_c para los morteros que contenían las fracciones granulométricas más finas. Estos resultados ponen de manifiesto el carácter puzolánico de estas cenizas.

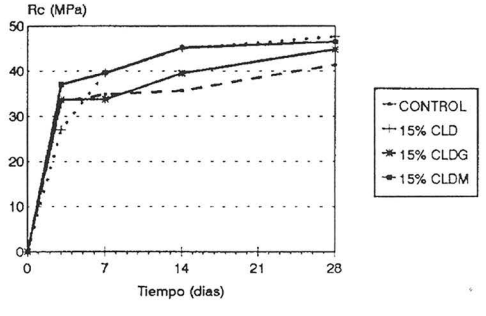


Figura 4. Variación de la resistencia a compresión, de morteros con cemento I-45 conteniendo un 15% de ceniza, con el tiempo de curado. Temperatura de curado 40°C.

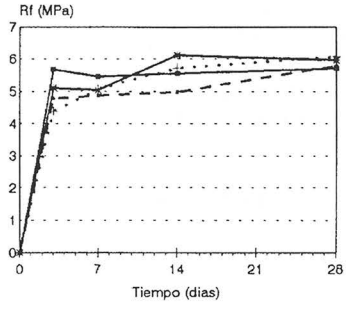


Figura 5. Variación de la resistencia a flexotracción de morteros con cemento I-45 conteniendo un 15% de ceniza con el tiempo de curado. Temperatura de curado 40°C.

En la figura 5 se muestran los resultados obtenidos correspondientes a la resistencia a flexotracción (R_f). En este casos la tendencia observada es análoga a la R_c (figura 4) en cuanto al aumento brusco de R_f para 3 días de curado. No obstante difiere en cuanto a la tendencia observada en R_c para las distintas fracciones granulométricas no existiendo diferencias significativas entre ellas, aunque todas las R_f obtenidas fueron del orden de magnitud del mortero de control o superiores.

4.- CONCLUSIONES.

Este estudio preliminar pone de manifiesto el interés de la utilización de CLD en morteros, observándose un aumento importante de resistencia en morteros dosificados con CLD, e indicando el carácter puzolánico de las mismas. Como parte negativa se constata una disminución de la trabajabilidad pero esta disminución puede ser paliada utilizando un superfluidificante comercial.

5.- BIBLIOGRAFÍA.

1.- Al Sayed M.H., Madany I.M. and Buali A.R.M., *Use of sewage sludge ash in asphaltic paving mixes in hot regions*, Const. Buildings Materials, Vol 9, 1, 19-23, 1995.

2.- ASTM C-109-80, *Standard Test Method for Compressive Strengfh of Hydraulic Cement Mortars (Using 2-in OR 50-mm Cube Specimens).*

3.- ASTM C-305-80, *Mechanical Mixing of Hydraulic Cement Pastes and Mortars of Plastic Consistency.*

4.- Bhatty J.I. and Reid J.K., *Comprensive strength of municipal sludge ash mortars*, ACI Mater. 1989, 86, 394-400.

5.- Malhotra V.M., Proceedings of Third International Conference. *Durability of Concrete*, CANMET/ACI, Nice, France 1994.

6.- Dean R. B. and Suess M.J., *The risk to health of chemicals in sewage sludge applied to land*, Waste Manage. Res. 1985, 3, 251-278.

7.- Tay J. H., *Bricks manufactured from sludge*, J. Environ. Eng. Div., ASCE 1987, 113, 278-283.

8.- Tay J.H., *Sludge ash as filler for porfland cement concrete*, J. Environ. Eng. Div., ASCE 1987, 113, 345-351.

9.- Tay J.H. and Show K.Y., *Clay blended sludge as lightweight aggregate concrete material*, J. Environ. Eng. Div., ASCE 1991,117, 834-844.

10.- UNE 80.101-84, *Métodos de ensayo de cementos: determinación de la resistencia mecánica.*

11.- UNE 83.452-88, *Cenizas volante: demanda de agua relativa de una ceniza volante mezclada con cemento Portland en forma de mortero.*

12.- Wesche K., *Fly ash in concrete properties andperformance*, Rilem report 7, 1991.

MODIFICACION DE LAS CARACTERíSTICAS DE LAS CENIZAS VOLANTES PARA MEJORAR LAS PROPIEDADES DEL HORMIGÓN

Payá, J.; Monzó, J.; Borrachero, M.V.; Peris-Mora, E; González-López, E.
Universidad Politécnica de Valencia, Departamento de Ingeniería de la Construcción (GIQUIMA). Camino de Vera s/n, 46071 Valencia. Tfno: 96-3877564. Fax: 96-3877569.

Resumen: En este trabajo se comparan los efectos de distintos tratamientos de cenizas volantes: clasificación por aire, tamizado, molienda, extracción magnética, y combinaciones extracción magnética/molienda. Se estudian la trabajabilidad y la evolución de las resistencias a compresión y a flexotracción de morteros que contienen esas cenizas volantes tratadas.

Abstract: Effects of treatments on fly ashes were compared: air classification, sieving, grinding, magnetic extraction and magnetic extration/grinding combinations. Workability and compressive and flexural strength development of mortars containing treated fly ashes were studied.

1.- INTRODUCCIÓN

Las cenizas volantes (CV) procedentes de las centrales termoeléctricas de carbón constituyen un material que cada vez más se va incorporando a la fabricación de cementos, morteros y hormigones (Malhotra, 1995). Este material heterogéneo modifica sustancialmente el comportamiento del cemento en los procesos de mezcla y de hidratación, de modo que los materiales compuestos CV-cemento presentarán propiedades distintas en función de las características de ambas materias.

En principio, las características de las CV que tienen una influencia más notable en las propiedades del mortero y hormigón que las contienen son, por una parte, para el estado fresco, la pérdida al fuego, la morfología de las partículas, la finura y la distribución granulométrica; por otra parte, para el estado endurecido, son, además de la finura, la composición química y el grado de cristalinidad (Wesche, 1991).

Todas estas propiedades de las CV pueden ser modificadas o alteradas en mayor o menor medida por medio de ciertos tratamientos. La figura 1 muestra algunos de los posibles tratamientos, clasificados en físicos, químicos, mecánicos, térmicos, magnéticos, combinaciones de ellos y otros, así como la propiedad o propiedades de las CV que son alteradas.

En este trabajo se presentan y comparan los resultados obtenidos en el tratamiento de las CV por medios físicos (clasificación con corriente de aire (Payá et al. 1995)),

tamizado (Monzó et al. 1994)), mecánicos (molienda (Payá et at. 1995)) y magnéticos (extracción en medio húmedo) así como la combinación de algunos de ellos.

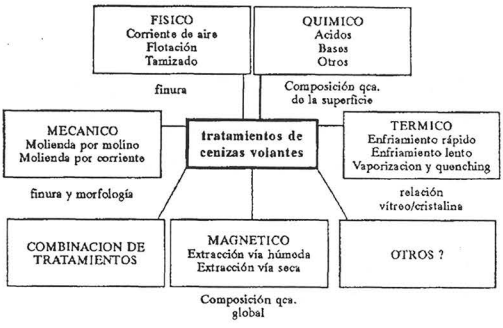


Figura 1. Tratamientos de las cenizas volantes.

2.- EXPERIMENTAL

La ceniza volante utilizada procedía de la central termoeléctrica de Andorra (Teruel); se utilizaron dos tipos de muestras (CV1 y CV2) de orígenes similares. El cemento utilizado fue del tipo II-F 35A. Tratamientos de las cenizas: a) clasificación por aire (serie A): se utilizó un dispositivo constituído por un túnel y un impulsor de aire de modo que las partículas se clasificaron por su alcance (tiro parabólico dentro del túnel). Se obtuvieron así cuatro fracciones (A1, A2, A3 y A4). b) Clasificación por tamizado (serie T): se utilizó una tamizadora vibratoria con dos tamices (de 53 y 40 micras de luz de malla) obteniéndose tres fracciones, T1, T2 y T3. Tratamiento mecánico por molienda (serie M): se llevó a cabo utilizando un molino de bolas y diversos tiempos de molienda; así, se prepararon tres muestras con 10, 40 y 60 minutos de molienda, generando las fracciones M1, M2 y M3. d) Tratamiento magnético (serie E): se suspendió la ceniza volante original en agua y por medio de un electroimán se separaron las fracciones magnética (E1) y no magnética (E2). e) Combinación de extracción magnética más molienda (serie EM): las fracciones E1 y E2 se sometieron a una molienda durante 60 minutos generando las fracciones EM1 y EM2 respectivamente. Combinación molienda más extraccción magnética (serie ME): La fracción molida M3 se sometió a extracción magnética en suspensión acuosa, generando la fracción magnética ME1 y la no magnética ME2. La CV utilizada para los estudios a) y b) fue la CV1, mientras que para el resto de tratamientos se usó la CV2. Los morteros se prepararon segun norma ASTM C-305, mezclando 1350 g de árido, 200 mL de agua y la suma de cemento más CV fue de 450 g. Las medidas de trabajabilidad se llevaron a cabo usando una mesa de sacudidas según norma ASTM C-109.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Características físicas, químicas y mineralógicas.

Los datos granulométricos y de densidad aparecen resumidos en la tabla 1, mientras que los datos de composición química se recogen en la tabla 2.

CV	d_{medio} (μm)	Sup.esp. (m^2/Kg)	densidad (Kg/m^3)	% de partículas con diámetro mayor que			diámetro por debajo del cual existe un % del		
				10μm	45μm	90μm	10%	50%	90%
CV1	26.8	419	2.44	65	20	6	2.06	14.12	71.61
A1	53.6	286	nd	74	45	20	3.02	38.32	130.36
A2	30.6	333	nd	71	25	5	2.64	22.30	70.88
A3	18.1	410	nd	62	6	0	2.16	14.27	39.72
A4	11.2	527	nd	48	0	0	1.68	9.65	23.07
T1	91.1	103	2.31	95	90	45	45.71	87.28	147.46
T2	41.7	354	2.44	67	33	15	2.38	20.38	117.83
T3	10.0	554	2.46	41	0	0	1.65	8.38	20.79
CV2	32.2	398	2.44	62	27	10	2.11	15.64	89.76
M1	13.5	623	2.60	43	5	0	1.26	7.86	35.61
M2	6.9	850	2.64	25	0	0	0.99	4.13	17.32
M3	5.9	893	2.69	23	0	0	0.95	3.58	14.55
E1	24.2	300	2.91	58	11	2	2.17	12.44	46.71
E2	21.8	447	2.31	57	8	1	1.63	12.27	40.35
ME1	11.4	514	2.90	33	1	0	1.37	6.14	20.18
ME2	10.9	593	2.51	22	1	0	1.34	6.35	17.97
EM1	9.9	567	3.12	28	1	0	1.17	4.71	18.61
EM2	10.2	651	2.63	28	1	0	1.19	5.02	18.82

Tabla 1. Valores de diámetro medio, superficie específica, densidad y otros parámetros granulométricos para las cenizas volantes estudiadas.

CV	PF	SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO
CV1	2.2	41.4	16.0	26.2	6.1	1.1
A1	3.4	38.5	18.4	23.0	6.4	1.0
A2	1.8	41.3	17.2	24.9	6.5	1.3
A3	1.5	40.7	16.1	25.7	5.8	1.2
A4	1.5	40.8	15.3	26.3	5.8	1.2
T1	3.9	42.8	17.6	24.6	5.9	1.1
T2	3.0	42.0	19.6	21.4	6.4	1.3
T3	1.9	43.34	19.2	22.2	5.8	1.4
CV2	0.3	39.7	11.5	33.3	11.1	2.0
E1	0.5	28.7	24.3	34.3	7.4	1.5
E2	1.8	42.5	5.6	31.4	11.7	2.0
ME1	0.7	28.2	31.9	25.5	7.9	1.3
ME2	1.9	40.2	7.2	31.0	11.2	1.9

Tabla 2. Composiciones químicas de las cenizas volantes.

De estos datos se desprenden varias conclusiones que tendrán mucha importancia en la influencia de la presencia de las cenizas volantes en morteros: por una parte, observamos que con el tratamiento mecánico por molienda se pueden obtener muestras con diámetro medio de partícula de 10 µm o menor; en segundo lugar, que en las muestras más finas el porcentaje de partículas de diámetro menor de 45 µm es despreciable; y en tercer lugar, que las diferencias fundamentales en composición química se obtienen cuando se realizan tratamientos por extracción magnética, donde el porcentaje de óxido de hierro presente es mucho mayor para las fracciones magnéticas, debido a la presencia de magnetita. La presencia de este mineral se detecta fácilmente por espectroscopía infrarroja por la aparición de una banda centrada en 565 cm^{-1}, así como por la aparición de un pico intenso en el espectro de difracción de RX correspondiente a una distancia interplanar de 2.53 Å.

3.2. Dependencia de la trabajabilidad de morteros en función del tipo de ceniza.

El estudio de la trabajabilidad de morteros con CV se llevó a cabo sustituyendo el 30% del peso del cemento en el mortero control por CV, y variando el contenido de agua; así, se establecen, para cada ceniza unas correlaciones lineales entre el contenido de agua y la trabajabilidad (FTS) de un cono de mortero en la mesa de sacudidas. A partir de estas correlaciones se puede calcular el valor de FTS para 225 mL (FTS_{225}) y calcular la diferencia respecto al valor para la ceniza volante original (ΔFTS). La figura 2 representa la correlación entre los valores de superficie específica o del diámetro medio de partícula con el valor ΔFTS. Se observa un agrupamiento de los valores en función de si las cenizas están o no tratadas mecánicamente, así como una correlación entre el valor de la trabajabilidad de morteros (ΔFTS) y el diámetro medio.

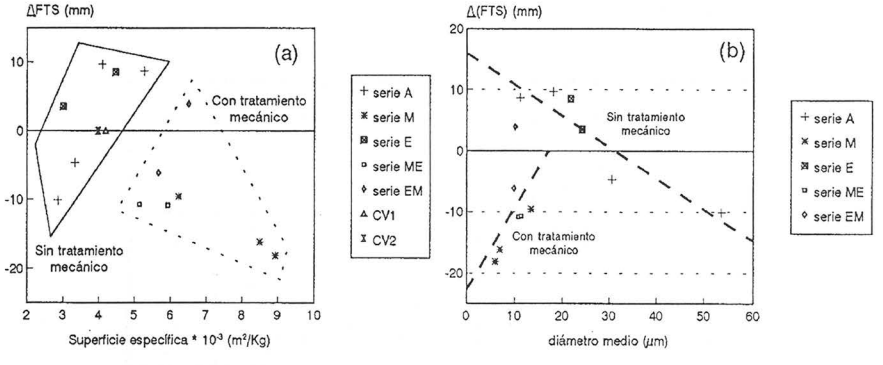


Figura 2. Correlaciones entre la trabajabilidad relativa de morteros (ΔFTS) y: a) la superficie específica de la CV; b) el diámetro medio de la CV.

3.3. Dependencia de las resistencias a compresión y flexotracción de morteros en función de las características de la CV.

Se han comparado los valores de resistencia a compresión para distintos tipos de curado (Figura 3), de modo que se han representado los cocientes entre el valor de

resistencia de los morteros (Rci) y el valor para el mortero que contenía la ceniza original (Rco). En las figuras 3a y 3b destaca el hecho de que las muestras con finura elevada en general dan valores superiores a la ceniza original, siendo este hecho mucho más patente cuando mayor es el porcentaje de sustitución. Para la temperatura de curado de 40 °C y para tiempo largos se observa que el rendimiento de los tratamientos es sensiblemente menor debido probablemente a que para todos los casos ya se ha consumido gran parte del hidróxido cálcico, liberado en la hidratación del cemento, en la reacción puzolánica con la ceniza volante.

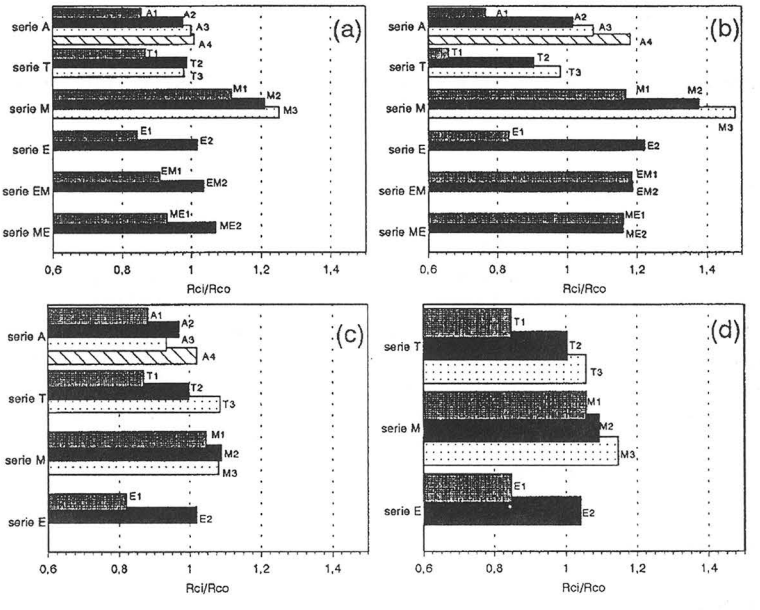


Figura 3. Resistencias a compresión: a) 30 %, 28 días a 20 °C; b) 60 %, 28 días a 20 °C; c) 30 %, 28 días a 40 °C; d) 30 %, 180 días a 20 °C.

Finalmente, se ha establecido una correlación entre los valores de resistencias a compresión (Figura 4a) y flexotracción (Figura 4b) de los morteros (con 30 % de sustitución) con el valor del diámetro medio de la CV. En ambos casos la dispersión es bastante grande, lo cual indica que además de la finura otros factores son decisivos a la hora de considerar el desarrollo de resistencias. Además, se observa que, en general, para las muestras muy finas la mayor parte de los valores de Rci/Rco son superiores a la unidad, hecho que no ocurre para la resistencia a la flexotracción, donde parecen también importantes otros parámetros como el de la distribución granulométrica.

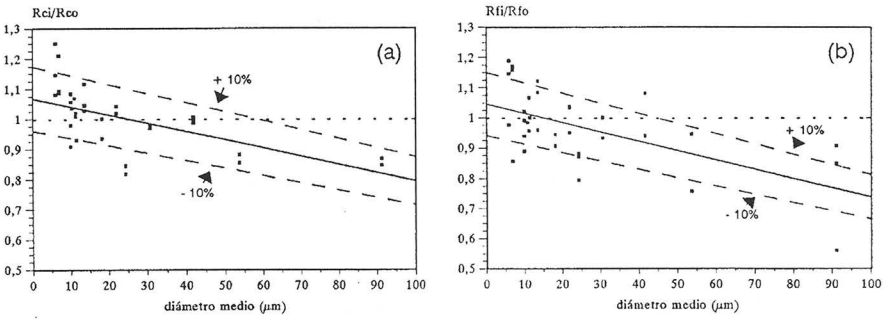


Figura 4. Relaciones d_{medio} de la CV y resistencia: a) compresión; b) flexotracción.

4.- CONCLUSIONES

De todos estos datos se puede concluir que: a) Tratamientos como la clasificación por aire y la extracción magnética permiten obtener fracciones que mejoran la trabajabilidad de morteros; b) El tratamiento más efectivo desde el punto de vista del desarrollo de las resistencias a compresión es el de la molienda; c) El efecto del beneficio de los tratamientos sobre las resistencias a compresión es tanto mayor cuanto más elevado es el porcentaje de sustitución de cemento por ceniza; d) A tiempos largos de curado o temperaturas elevadas los beneficios de los tratamientos se ven aminorados; e) La mejora en los valores de la resistencia a compresión es mayor que en los valores de resistencia a flexotracción.

5.- REFERENCIAS

1.- Malhotra, V.M., Ed. Proceedings of the Fifth CANMET/ACI Intl. Conf. on Fly Ash, Silica Fume, Slag and Natural Pozzolans in Concrete. ACI SP-153, 1995.
2.- Monzó, J.; Payá, J.; Peris-Mora, E. Cem. Conc. Res., 24, 791-796, 1994.
3.- Payá, J.; Monzó, J.; Peris-Mora, E.; Borrachero, M.V.; Tercero, R.; Pinillos, C. Cem. Conc. Res., 25, 449-456, 1995.
4.- Payá, J.; Monzó, J.; Borrachero, M.V.; Peris-Mora, E. Cem. Conc. Res., 25, 1469-1479, 1995.
5.- Wesche, K., Ed. Fly Ash in Concrete. Rilem Report 7, E&FN SPON, 1991.

X.- OTRAS APLICACIONES

FABRICACIÓN DE CONTENEDORES EN MATERIAL COMPOSITE MEDIANTE COMPRESIÓN A BAJA PRESIÓN

Arrazola P.J, Aretxaga G. y Guisasola J.R
Laboratorio de materiales composites. Mondragón Eskola Politeknikoa
C/Loramendi, 4. 20500 Mondragón. Tfno: 943-794700. Fax: 943-791536

Resumen: Este artículo describre la fabricación de una serie de 500 contenedores mediante el proceso de compresión a baja presión y empleando para ello un molde calentado a 50 °C.
La fabricación de los contenedores se realiza partiendo del conformado de una preformas y su recortado, compresión en semicaliente a baja presión, curado y acabado final. Dos aspectos merecen resaltarse en cuanto a la fabricación. El primero, el hecho de que se haya empleado un solo molde de aluminio en todas las fases y el segundo el que la pieza salga prácticamente acabada del molde.
Los contenedores así fabricados presentan diferentes ventajas frente a los anteriores que estaban realizados mediante termoconformado: forma y dimensiones adaptadas a las necesidades concretas, mayor resistencia general y especialmente en los cantones, etc.

Abstract: This paper describes the manufacture of a batch of 500 containers, using de process of compression at low pression with a warm mould (50°C).
The manufacture of the containers starts by making the preforms and triming them, warn compression at low pression, curing and finaly finishing. Two things can be pointed out. First of all, that only one mould has been used for all operations and, secondly, that the part is nearly finished when it is demouled.
These containers have several advantages comparing with the previous ones that were made by termoforming: design and dimensions adapted to the application, more resistants in general and in the corners above all.

1. INTRODUCCIÓN

El proceso de conformado de piezas en material composite mediante la compresión en semicaliente a baja presión consiste en la compresión de una resina, previamente acelerada y catalizada, en el interior de un molde.

Un refuerzo seco es introducido en el molde antes de su cierre. Con objeto de, por un lado facilitar su colocación y, por otro, garantizar una mayor homogeneidad en la repartición de fibras en las piezas, se puede pensar en realizar un conformado previo del mismo o preforma.

La resina al ser presionada fluye, empapando el refuerzo y llenando la cavidad. El exceso de resina es recogida en un canal de rebosadero.

Para acelerar el proceso de polimerización de la resina, los moldes están calentados a una temperatura de aproximadamente 50°C.

El interés de este método frente a los procesos manuales (moldeo por contacto, proyección simultánea) reside en que permite obtener piezas con las dos caras bien acabadas, elimina la influencia de la mano de obra, disminuye las operaciones de acabado, aumenta la producción por molde y disminuye en gran medida el porcentaje de emisión de estireno.

Presenta sin embargo el inconveniente de que las inversiones que en maquinaria y moldes se realizan son superiores y por ello se le considera como un método apto para series de 5.000 piezas.

Con objeto de mostrar la viabilidad de dicho procedimiento para series menores Mondragon Eskola Politeknikoa introducida en el estudio de los materiales composites desde hace siete años, ha abordado la fabricación de 500 contenedores de material composite para una empresa de la comarca.

El contenedor fabricado, a diferencia del empleado hasta ahora y que estaba elaborado mediante termoconformado, se ha realizado a las medidas especificas de la aplicación, presentando además una mayor resistencia general y especialmente en los cantones.

Ello nos ha permitido a Mondragon Eskola Politeknikoa mostrar la posibilidad de realización de piezas en material composite para pequeñas series mediante la compresión en semicaliente, adaptadas en cuanto a las medidas y formas a las necesidades concretas de la aplicación y entrando en concurrencia con la fabricación de piezas mediante inyección de plásticos o termoconformado.

2. CARACTERÍSTICAS DEL CONTENEDOR

Tomando como modelo un contenedor anterior realizado por termoconformado se han realizado dos prototipos mediante moldeo por contacto teniéndose en cuenta en el diseño diversos aspectos de forma, medidas, peso, etc.

Tras el testeo de los dos prototipos en la línea de montaje, se optó por el contenedor representado en la figura 1.

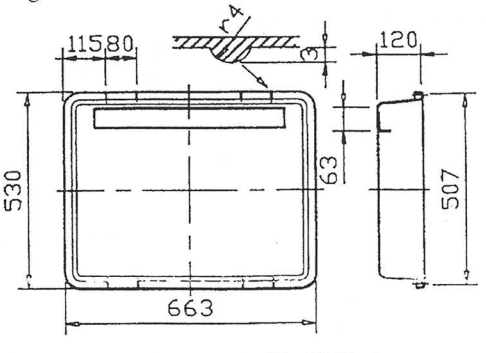


Figura 1. Esquema solución final adoptada

Las principales características del contenedor son las siguientes:

-Espesor: 2mm.

-Peso: 1'8 Kg.

-Angulo de las paredes verticales: 6°.

-La longitud en la base es de 600mm, 5mm más larga que la pieza de mayor longitud (595mm).

-La profundidad del contenedor es de 120mm para evitar que resbale cuando está anclado sobre los bastidores, de manera que no se apoye sobre el armazón.

-Para proteger del rayado unos paneles de mando pintados, se colocará un perfil de pultrusión de poliéster/fibra de vidrio en forma de "L" de 30 mm x 52 mm x 3 mm y 450 mm de longitud. Este perfil será encolado longitudinalmente en la base con una cola de silicona bicomponente.

-El ancho entre asas es de 507mm, con objeto de que el contenedor quede anclado en los bastidores del armazón. Las asas tendrán un ancho interior de 15mm, dejando sitio suficiente para los bastidores que tienen un ancho de 10mm de espesor. La asa será igual en todo el borde y rodeará todo el contenedor.

-Bajo cada asa longitudinal el contenedor lleva dos resaltes por cada lado, uno a 115mm del borde y otro a 80mm de éste. El objetivo de los mismos es impedir que el contenedor se resbale sobre el armazón y se caiga.

-Las materias primas empleadas son:

• **Resina**: Mezcla de la Estratil 5100 (70%) más la Estratil A-340 (30%). Se compraron pigmentadas con color Rojo 512.

• **Cargas**: Se empleó Carbonato Cálcico (Microdoll) cargándose la mezcla de resina al 30%.

• **Sistema catalítico**:

-1'75% de catalizador. Peróxido de acetil acetona. TRIGONOX44B.

-0'175% de acelerador. Octoato de cobalto (Y-3).

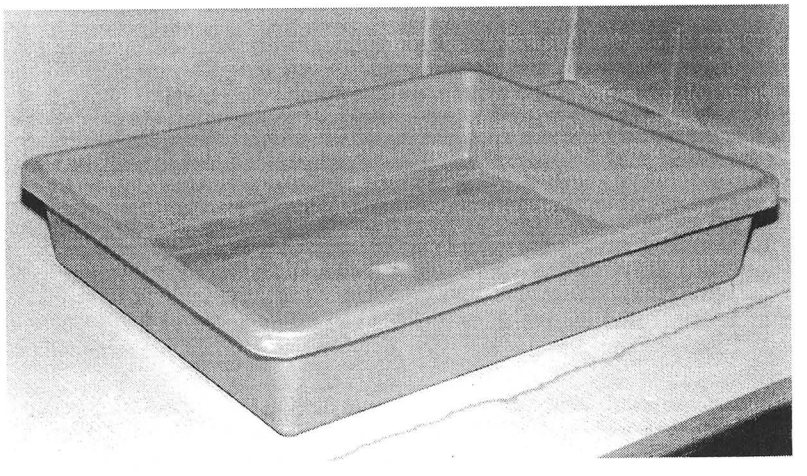


Figura 2. - Detalle del contenedor

• **Refuerzo**: Se han empleado dos capas de mat unifilo U-750 para preformar, de gramaje 450 gr/m^2. Esto supone que con 2mm de espesor tendremos un porcentaje de fibra aproximado del 28%.

Cabe remarcar que la precisión dimensional era de ±1 mm y que el acabado superficial no era un aspecto a tener en cuenta.

3. EQUIPAMIENTO UTILIZADO

El equipamiento necesario se compone de:

a. Instalación de preforma

En esta instalación se realiza el conformado previo del refuerzo o preforma.

Se compone de tres módulos: prensa hidráulica, horno y almacén.

El mat unifilo es avanzado por un alimentador hasta el horno donde es calentado durante un tiempo determinado. Posteriormente el mat es alimentado hasta la prensa donde es conformado por medio de moldes (Zunzunegui et. al. 1991)

Las principales características de la instalación son las siguientes:

- Anchura regulable: 500-925 mm.
- Avance (longitud de mat): 0-1100 mm.
- Horno infrarrojos de 20 Kw.
- Prensa de 250 Kn y 500mm de carrera máxima.
- Máximo gramaje de piezas: 3.150 gr/m^2.
- Cadencia de hasta 60 preformas/hora.

b. Máquina de asistencia al cierre

Se trata de una prensa mecánica donde el carro superior asciende/desciende con el semimolde superior. Sobre la mesa inferior se fija el semimolde inferior.

La máquina posee dos velocidades, una rápida y otra de aproximación final y apertura lenta (*Aretxaga et. al. 1991*).

Otras características de la máquina son las siguientes:

- Fuerza máxima de cierre: 15.000 Kp.
- Carrera del carro: 650 mm.
- Dimensiones máximas del molde: 500 mm x 1000 mm x 500 mm.
- Dimensiones mínimas del molde: 300 mm x 400 mm x 500mm.

c. Molde

El objetivo planteado de emplear el mismo molde tanto en la compresión en semicaliente y preforma se ha conseguido con los elementos básicos, aunque ha sido necesario realizar algunas piezas específicas para cada proceso de fabricación.

Para la compresión en semicaliente (fig 3a), el molde no tiene pisador del refuerzo. De esta manera se pretende que la pieza obtenida esté prácticamente terminada al salir del molde.

El molde tampoco tiene columnas de centrado. Con la rigidez de la máquina de asistencia al cierre y el montaje del conjunto se ha pretendido lograr el centrado suficiente. Se debe tener en cuenta, que el propio refuerzo realiza una función de centrado.

El desmoldeo se realiza con la ayuda de aire a presión. Par ello se han previsto orificios de entrada de aire, tanto en la parte superior como inferior del molde.

Para realizar el preformado, el montaje es el representado en la figura 3b. La disposición está invertida con respecto a la empleada para la compresión en semicaliente.

Como se puede observar, además de los elementos empleados en la compresión en semicaliente se utiliza un prensatelas al objeto de que sujete el mat unifilo durante el preformado y se evite la formación de pliegues.

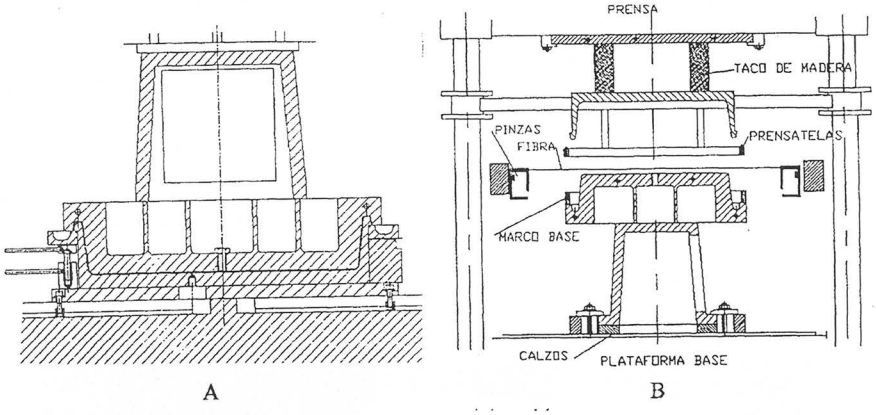


Figura 3. - Esquema del molde.
A. - Compresión en semicaliente
B. - Preformado

d. Regulador de temperatura

El regulador de temperatura eleva la temperatura del molde hasta una temperatura de aproximadamente 50°C obteniéndose de este modo una mayor cadencia en la fabricación de contenedores debido a la disminución de los tiempos de gel, polimerización, etc.

e. Máquina cortadora de rollos de mat

Esta máquina se ha empleado para cortar los rollos de mat a la anchura adecuada para el alimentador. La anchura a la que se cortan es de 1100 mm.

f. Horno

Para que las piezas alcancen una polimerización completa, se las somete a un curado, dentro de un horno a una temperatura de 40°C y durante 3 horas.

g. Utillaje diverso

Para realizar diversas operaciones a lo largo del proceso de elaboración de un contenedor se necesitan además otros útiles tales como cuchillas para recortado de la preforma, papel de lija, etc.

4. PROCESO DE ELABORACIÓN DE UN CONTENEDOR

El proceso de elaboración de los contenedores consta de las fases siguientes:

a. Conformado de la preforma (20 piezas/operario/hora)

Colocado el molde en la instalación de preforma se realiza el conformado de todas las preformas.

El rollo, recortado en trozos de 900 mm de longitud, es introducido posteriormente en número de 2 al horno. Posteriormente las capas son llevadas a la zona de la prensa donde son conformadas (*Arriola et. al. 1994*).

Las preformas obtenidas son almacenadas en montones de 7 sin introducirlas una en otra al objeto de evitar su deterioro.

b. Recortado de preformas (15 piezas/operario/hora)

Las preformas tal como se obtienen en la fase anterior no son utilizables debido a que tienen un reborde de mat que hay que eliminar para poder introducir la preforma dentro del molde y obtener de esa forma la pieza acabada.

Para ello, se recortan todas las preformas empleándose el mismo molde y una cuchilla.

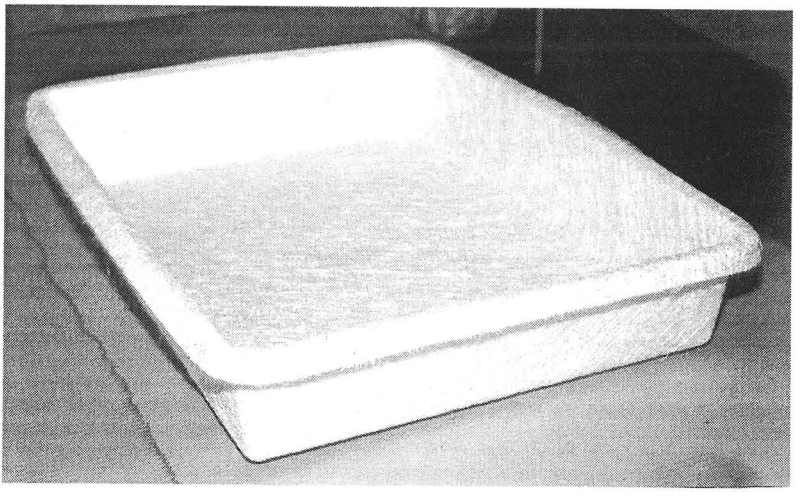


Figura 4. - Preforma recortada

c. Compresión en semicaliente del contenedor (3 piezas/operario/hora)

Los pasos realizados en esta fase han sido los siguientes:

-Preparación de la resina: Tras mezclar las dos resinas, se pasa a la mezcla del carbonato cálcico. Posteriormente la mezcla de resina se acelera, manteniéndose agitada por medio de un mezclador neumático dispuesto a tal efecto en el recipiente.

-Pesado de la resina: Para la fabricación de un contenedor se emplean 1.800 gr de resina.

-Preparación de la preforma: Las preformas almacenadas después de su recortado presentan hilos sueltos y en algún caso pliegues que son eliminados con unas tijeras.

-Obturación de orificios expulsores: Para que la resina no entre en los orificios expulsores, en el semimolde inferior se coloca una pegatina autocolante, mientras que en el superior se coloca un vástago troncocónico.

-Corte de la tercera capa: Con la ayuda de una cuchilla se recorta un trozo de mat que se coloca en la base de la preforma antes de la compresión. Para facilitar su adaptación a dicho recorte se le eliminan las esquinas, realizándose en las mismas un pequeño corte en la dirección de la diagonal.

-Compresión en semicaliente: Tras la colocación de la tercera capa de mat, se mezcla el catalizador a la resina previamente pesada, vertiéndose posteriormente en el interior del molde. A continuación se desciende el molde superior sobre el inferior, en una primera fase a velocidad rápida hasta unos 5 mm antes del cierre del molde y posteriormente a velocidad lenta. El descenso en esta última fase se realiza a intervalos con objeto de que la mezcla fluya empapando correctamente el mat en todas las zonas.

-Polimerizado de la resina: El molde permanece cerrado durante 10 minutos hasta la total polimerización de la resina.

-Desmoldeo y extracción del contenedor: El desmoldeo se realiza inyectando aire a presión desde la parte inferior mientras a velocidad lenta se levanta el molde superior entre 5 y 10 mm aproximadamente.

-Limpieza del molde: Para cada 3 piezas se extrae la resina polimerizada del canal de rebosadero. Además los restos de resina polimerizada que quedan en el molde se

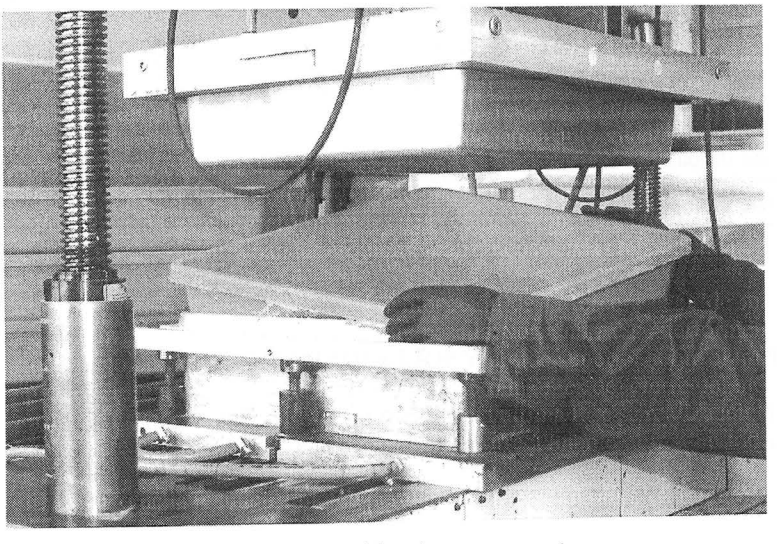


Figura 5. - Desmoldeo de un contenedor.

eliminan con una cuchilla con el fin de que no aparezcan en el contenedor siguiente y de que la operación de cierre del molde no haya dificultades.

d. Curado del contenedor (8 piezas/ 3 horas)

El curado se realiza introduciendo los contenedores en el horno durante 3 horas a una temperatura de 40°C apilados en grupos de 8.

e. Acabado del contenedor (15 piezas/operario/hora)

Las piezas salen prácticamente acabadas del molde quedando únicamente la operación de eliminar las pequeñas rebabas de resina y redondeado de cantos vivos. En algunos casos dicha rebaba es bastante gruesa con lo que se dificulta su eliminación.

Para dicha operación se emplea una cuchilla afilada con la que se eliminan las rebabas y una lija para el redondeado de los cantos.

Los contenedores son entregados junto con los perfiles obtenidos por pultrusión y que se pegan al contenedor en su lugar de destino.

5. COSTE DE UN CONTENEDOR

Teniendo en cuenta los costes de materias primas, de fabricación de la pieza y del perfil de pultrusión, se puede estimar un costo por pieza para cada serie de 500 piezas.

Dicho costo estimado por pieza queda reflejado en el cuadro de la figura 6.

Concepto	Coste/pieza
Materias primas	1.055 pts
Costo de fabricación (mano de obra)	1.686 pts
Costo de los moldes (749.682/500)	1.500 pts
Costo de la puesta a punto de la fabricación (308.639/500)	617 pts
Perfil de pultrusión	275 pts
Coste total contenedor	5.133 pts

Figura 6. - Cuadro resumen del costo de un contenedor.

6.- PROBLEMAS, MOTIVOS Y SOLUCIONES ADOPTADAS

Los principales problemas y soluciones encontradas tanto en la puesta a punto como durante la fabricación quedan reflejados en el cuadro siguiente:

Problema	Motivo	Solución
Espesor de las paredes no uniforme.	Falta de autocentrado entre las dos partes del molde. Acumulación de fibra.	Guiado del molde. Mayor espesor.
Bordes débiles.	Acumulación de fibra.	Mayor espesor.
Porosidad.	Velocidad de descenso del molde excesiva y no controlada. Burbujas de aire en la mezcla.	Control de velocidad. Desburbujeante. Mezcla bajo vacío.
Bordes del contenedor sin refuerzo.	Preforma excesivamente recortada.	Mejora del sistema de recortado.
Falta de apilabilidad.	Perfil de pultrusión demasiado pequeño.	Perfil mayor. Diseño Diferente.
Porcentaje de fibra en la base de la preforma inferior a otras partes.	Falta de control de velocidad de descenso en el preformado.	Control de velocidad.
Porcentaje de fibra excesivo en las cantoneras.	Radios del contenedor excesivamente pequeños.	Radios Mayores.
Pliegues.	Temperatura del horno de preformado no adecuada.	Aumento de temperatura del horno.
Deterioro de la preforma.	Manipulación excesiva y forma de almacenaje no correcta.	Disminución de la manipulación.
Dificultades de desmoldeo.	Porosidad superficial en el molde. Adherencia de resina al molde.	Molde de aluminio laminado.
Restos de resina en el molde.	Aristas vivas en el diseño del contenedor.	Evitar aristas.
Deformaciones en la instalación de compresión.	Desconocimiento del valor de la fuerza aplicada.	Captador de fuerzas.
Taponado con resina de agujeros de desmoldeo.	Olvido de colocar pegatinas autocolantes.	Sistema poka-yoke.

Figura 7. Cuadro resumen de problemas, motivos y soluciones adoptadas.

7. CONCLUSIONES

Este proyecto ha permitido a Mondragón Eskola Politeknikoa comprobar la factibilidad de fabricación de pequeñas series de piezas en material composite empleando moldes cerrados. Los contenedores fabricados se adaptan a las medidas necesarias en el montaje y su costo sobrepasa ligeramente el de otros contenedores de plástico estándares existentes en el mercado.

Por otro lado el método de fabricación empleado permite mostrar la posibilidad de trabajar con un solo molde para el preformado, compresión e incluso otras operaciones, reduciendo en gran medida el coste de la inversión.

Finalmente un aspecto a remarcar es el hecho de que se ha logrado obtener la pieza prácticamente acabada a la salida del molde, si nos olvidamos obviamente de la operación de curado, reduciendo en gran medida los costes de mano de obra.

8. AGRADECIMIENTOS

• A la Diputación Foral de Guipuzkoa por las subvenciones prestadas.

9. REFERENCIAS

1.- Antequera P., Jimenez L., Miravete A., *Los materiales compuestos de fibra de vidrio*, Secretario de Publicaciones Ciudad Universitaria, Zaragoza 1992, pp 74-78.
2.- Aretxaga G., *Máquina de asistencia al cierre*, Memoria. Mondragón Eskola Politeknikoa, Mondragón 1991.
3.- Arriola A., *Obtención de piezas industrializadas mediante R.T.M*, Memoria, Mondragón Eskola Politeknikoa, Mondragón 1994.
4.- Chretien G., *Matériaux Composites*, Lavoisier, Paris 1986, pp 318-326.
5.- Martínez B., Ramírez J., *Gestión y optimización de la producción de piezas en composite mediante el procedimiento de R. T. M.*, Memoria, Mondragón Eskola Politeknikoa, Mondragón 1992.
6.- Romatet J. *Influencia de los parámetros de procesado en R.T.M y preforma*, Memoria, Mondragón Eskola Politeknikoa, Mondragón 1993.
7.- Weiss J., Bord Claude, *Les matériaux composites*, Vol. I, Editions L'usine, Pris 1983, ppC. 36- C.44
8.- Zunzunegui J.J., *Prensa de preforma*, Memoria, Mondragón Eskola Politeknikoa, Mondragón 1991 .

DISEÑO, CÁLCULO ASISTIDO POR ORDENADOR Y FABRICACIÓN DE PROTOTIPO DE TRAINERA EN MATERIAL COMPUESTO.

Madariaga Lauzurica L.[1]; Vilas Vilela J.L.[2]

[1] Área de Materiales. GAIKER, Centro Tecnológico.
Parque Tecnológico Edifico 202. 48016 ZAMUDIO. Tfno: 94-4522323. Fax: 94-4522236

[2] COMPOPLAS S.A.L. Arzalde, 9. 48130 BAKIO. Tfno: 94-6193220. Fax: 94-6193219

Resumen: Se quiere presentar en esta ponencia los desarrollos llevados a cabo para diseñar una embarcación de banco fijo de gran arraigo en el País Vasco, como es la trainera, sustituyendo el material hasta el momento tradicional (madera) por material compuesto de altas prestaciones (panel sandwich epoxi-carbono). Se comentarán tanto los aspectos de diseño y cálculo como el método de fabricación utilizado.

Abstract: The present papers deals with the Reseach & Development work carried out to design, calculate and process a typical row boat from the Basc Country called "trainera", traditionally constructed of wood and presently developed in high performance composite sandwich panels based on epoxi carbon skins. In this Paper tha authors briefly explain the steps followed in design, FEA and processing.

1.- INTRODUCCIÓN

Las competiciones de banco fijo son uno de los deportes de más arraigo en el País Vasco y cornisa cantábrica durante los meses de verano. Dentro de esta especialidad y según el número de remeros y dimensiones de la embarcación se distinguen diferentes clases de embarcaciones: bateles, trainerillas y traineras.

Dentro de este grupo, las regatas de trainera son las de mayor seguimiento popular y de importancia en presupuestos de los clubes y en premios distribuidos.

La trainera es una embarcación de 12 metros de eslora compuesta por 13 remeros y un patrón. Los remeros se colocan a lo largo de la embarcación sentados 2 a 2, exceptuando el primero en proa, denominado proel.

Cada tripulación tiene asignada una "calle" de mar en la regata y se compite generalmente en grupos de cuatro. La regata consta en general de cuatro largos, distancia marcada entre una baliza localizada en el punto de salida y otra localizada a 1.389 Km del punto de salida. El recorrido total corresponde a 3 millas náuticas.

El proel es el encargado de realizar el giro en la baliza o "ziaboga" con la ayuda de los remeros del lado opuesto y el patrón.

Si bien se habían fabricado en material compuesto con anterioridad los bateles y trainerillas, existían muchas dudas sobre la posibilidad de introducir materiales compuestos para el caso de las traineras en sustitución de la madera tradicionalmente utilizada, dada la mayor exigencia mecánica en uso y dimensiones requeridas.

Analizados los buenos resultados que se habían obtenido con bateles en material compuesto, la empresa COMPOPLAS se decidió a desarrollar, en colaboración con el Centro Tecnológico GAIKER una trainera en material compuesto.

Existían cuatro puntos de interés fundamental en el desarrollo de la trainera:

- La selección de los materiales para su construcción: los materiales debían cumplir los requisitos de rigidez y resistencia exigidos por la embarcación, así como su fácil procesabilidad.

- El diseño hidrodinámico del casco de la embarcación: Con el fin de mejorar los diseños actualmente existentes y tradicionales, se buscó un perfil de trainera estudiado con programas de simulación por ordenador que permitieran sacar el máximo provecho a las condiciones de navegación estimadas.

- El cálculo estructural de la embarcación: Dado que para alcanzar una rigidez máxima de estructura se pensaba en fibra de carbono, minimizar espesores de composite carbono-epoxi resultaba de especial importancia económica. Por otra parte, la reducción en peso obtenida minimizando espesores y pese a que el peso mínimo de la embarcación se encuentra reglamentado, la flexibilidad en la colocación de lastre para dar el peso mínimo, ofrecía la ventaja de poder compensar la distribución de peso de los remeros.

- El proceso de transformación: El desarrollo de prototipos y moldes de 12 metros de longitud, guardando las geometrías de las superficies del modelo matemático planteaba un problema adicional a resolver.

Con estas bases de trabajo, se procedió a desarrollar paso a paso el diseño y cálculo de la trainera.

2.- DISEÑO HIDRODINÁMICO DE LA EMBARCACIÓN

El cálculo hidrodinámico de un barco es un proceso de diseño iterativo y complejo. Todo diseño naval de competición persigue dos objetivos:

-Máxima velocidad.

-Estabilidad tanto transversal como longitudinal.

El diseño de la embarcación se ha basado en una distribución de volúmenes más

racional frente a la trainera tradicional. Para ello, se han trasladado los volúmenes de proa justo por encima de la línea de flotación, aumentando el volumen del abanico de la embarcación. Esto se ha conseguido a costa de redondear transversalmente las formas de la trainera y por tanto, aumentar el volumen por debajo de la línea de flotación.

Longitudinalmente, las líneas tradicionales en forma de flecha se han modificado para evolucionar a formas "canoe", de contrastada eficacia en los diseños de barcos de competición modernos.

Los volúmenes de las secciones planas bajo el agua se han desplazado a popa, manteniendo el aspecto de la embarcación por encima de la línea de flotación, con el fin de que su aspecto visual se pareciera lo más posible a las traineras de madera y por tanto no generara una extraña impresión visual a sus usuarios.

La sección de proa se diseñó con una forma hidrodinámica agresiva para aumentar sustancialmente la velocidad y evitar por otra parte que la embarcación se "clave" en la bajada de la ola.

La popa se diseñó para aprovechar al máximo las empopadas de la embarcación y su planeo, disminuyendo lo máximo posible su fricción con el agua.

Con estas premisas y con el apoyo de un consultor naval, se procedió a definir las cuadernas principales de la embarcación por cada metro de longitud. El cálculo de los puntos que definían la cuaderna se realizó con la ayuda de un programa de cálculo hidrodinámico.

Los puntos así obtenidos, se enlazaron mediante splines de Bezier, asegurando que el orden de la spline generara una variación de curvaturas gradual entre puntos y definiera la sección de acuerdo a lo esbozado por la serie de puntos.

Longitudinalmente las cuadernas se unieron spline a spline mediante superficies de Bezier.

La unión de proa generaba una arista viva, mientras que en popa la unión era menos viva.

Los careles presentaban superficies relativamente complejas en los puntos de encuentro de proa y popa, lo que obligó a utilizar superficies de generación libre, dado que las de Bezier no daban una forma de carel adecuada.

3.- ANÁLISIS ESTÁTICO DEL LAMINADO Y LA EMBARCACIÓN

El modelo finalmente conseguido se discretizó con elementos carcasa multicapa (multilayer shell).

Para el laminado se definió como requisito prioritario que el casco pudiera soportar sin fallos la presión del agua. La experiencia determina que un casco de estas características debe soportar una presión local máxima de 20 kN / m^2. El laminado a utilizar se definió por tanto para que pudiera soportar al menos esta presión sin sufrir ningún tipo de defecto.

Como un predimensionamiento previo, se analizó la trainera asemejada a una viga prismática en forma de U, sobre la cual se aplicaron las cargas de uso.

Las características de la sección eran las siguientes:

CARACTERISTICAS DE LA SECCION		
Propiedad	**Valor**	**Unidad**
Area	26,272	mm^2
Momento de Inercia	$1,712 \times 10^9$	mm^4

Las cargas de uso establecidas fueron:

- Carga uniformemente distribuida debido al peso la tripulación (1,300 Kp) en los 9 metros centrales de la embarcación.
- Consideración del peso propio de la embarcación (200 Kg).
- Carga adicional debida al agua, considerando que la embarcación se encuentra inundada en un 50% de su volumen.

Las condiciones de apoyo extremas consideradas fueron que la embarcación se encontrase apoyada en dos crestas de ola con una luz entre apoyos de 11 m. Resultaba por tanto una situación de flexión simple con dos niveles de carga uniformemente distribuida a lo largo de los 11 m centrales de la embarcación.

El requisito principal se basaba en una flecha máxima admisible de 20 mm en las condiciones de carga establecidas.

Como propiedades del material básico utilizado se establecieron las siguientes:

PROPIEDAD	VALOR	UNIDAD
Módulo elástico longitudinal	5909	MPa
Módulo elástico transversal	5909	MPa
Coeficiente de Poisson	0.059	---
Módulo a cortadura	957	MPa
Espesor	8.57	mm

La cantidad de composite unidireccional de carbono en la superficie inferior de la embarcación se ajustó hasta que se cumplieran los requisitos de diseño impuestos.

Para el dimensionamiento de la quilla, se realizó en base a tolerancia al daño de la estructura sandwich a impactos debidos a objetos (maderas, ...) que pudieran encontrarse flotando en la ruta de la embarcación.

El dimensionamiento de los careles se ha realizado teniendo en cuenta los esfuerzos de torsión transmitidos por la acción de remar, y por la necesidad de aportar la rigidez

transversal a la embarcación. Es por ello que el espesor de núcleo utilizado se duplicó y se adicionaron refuerzos de tejido a ±45°.

Una vez analizado el modelo simplificado de la trainera, éste sirvió como base de predimensionamiento así como de comprobación para el cálculo real por elementos finitos de la trainera.

Para el cálculo por elementos finitos, se utilizaron elementos carcasa multicapa (multilayer shells), con una densidad de mallado proporcional a la complejidad de las zonas del moldeo y concentración de esfuerzos.

4.- FABRICACIÓN DEL MODELO

Dada la magnitud de la embarcación y con el fin de preservar al máximo las líneas de agua de la embarcación, se realizó un premolde hembra en vez de un modelo de la embarcación.

Para ello, y a partir del modelo desarrollado en CAD durante la fase de diseño naval, se procedió a traspasar los datos a una fresadora de control numérico. A partir de bloques de poliestireno se procedió entonces a realizar el premolde hembra.

Para evitar el ataque de la resina o sus disolventes al poliestireno, se recubrió su superficie con una fina capa de PTFE autoadhesivo, sobre el cual se realizó posteriormente la laminación de la embarcación.

Con el fin de conseguir la máxima calidad a nivel industrial de la estructura, se utilizó la técnica de moldeo a saco de vacío.

Una vez desmoldeada la pieza y tras una etapa de postcurado en horno, se procedió a montar la quilla, careles, bancadas y accesorios.

El modelo así desarrollado sirvió de prototipo real de pruebas, analizado por diferentes clubs de remo del País Vasco.

En base a este modelo, se construyó el molde final en epoxi-vidrio, sobre el cual se han realizado y comercializado 4 traineras.

5.- CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos indican que se ha conseguido una embarcación netamente superior a las actualmente en uso, con una reducción en peso cercana al 50%, un aumento de rigidez del 100% (y por tanto una mejor conservación de las formas hidrodinámicas) y una mejor maniobrabilidad de la trainera en los giros o ziabogas.

Fruto de este desarrollo la empresa COMPOPLAS dispone en la actualidad del diseño más fiable y avanzado para este tipo de traineras. El prototipo se encuentra navegando desde Agosto de 1.994 con excelentes resultados.

La modificación de la Normativa vigente y mejoras analizadas en la navegabilidad obligarán en los próximos años a un constante desarrollo en diseño, con el uso de la misma metodología presentada en este artículo.

NUEVAS TIPOLOGÍAS DE FIBRA DE VIDRIO EN EL SECTOR DE LOS TRANSPORTES

Miravete de Marco, A; Castejón Herrer, L.; Alba López, J.J.
Dpto. de Ingeniería Mecánica C.P.S. Ingenieros de Zaragoza
Calle María de Luna, 3. 50015 Zaragoza. Tfno: 976-761888. Fax 976-761861

Resumen: El presente trabajo expone un conjunto de nuevas tipologías de materiales compuestos de fibra de vidrio, haciendo especial énfasis en la disposición de las fibras y en las repercusiones que ésta tiene en el comportamiento final de la pieza. La principal aplicación de estos elementos es el transporte terrestre.

Abstract: A number of fiberglass composite material new tipologies are described in this paper. Fiber position and its consequences in the structure behavior is also studied. Ground transportation is the main application field of these configurations.

1.- INTRODUCCIÓN

La industria del transporte está muy interesada en construcciones aligeradas debido a la demanda existente de reducir el consumo de combustibles y las emisiones de contaminantes. Otro objetivo importante es minimizar los costes de mantenimiento. Los materiales compuestos reforzados con fibra larga orientada han demostrado tener el potencial más elevado para conseguir dichos objetivos. C.F. Johnson (Ford Motor Company) expuso en TEXCOMP II, mayo de 1994, en Lovaina: "Una cuidadosa elección de fibras de refuerzo, resinas y una completa utilización de las propiedades de los materiales anisótropos pueden producir un componente que ahorre una cantidad de peso sustancial sobre el acero y con un coste competitivo con las alternativas del aluminio".

Las necesidades industriales básicas se prevé que puedan ser cubiertas por estas tecnologías, permitiendo producir eficientemente en coste, preformas de elevado desarrollo, reforzadas por fibra continua y de formas complejas.

Las principales tecnologías a analizar en esta comunicación son:

-Tecnologías textiles capaces de producir refuerzos de fibra continua con formas cuasi-red, con una velocidad económica y tolerancia adecuada, permitiendo una producción en coste efectivo (RTM) de piezas de material compuesto de formas complejas con un 40 a 50% de reducción en peso, usando fibra de carbono, comparado con el tradicional acero, y 10 a 20% comparado con aleaciones de aluminio a materiales compuestos reforzados con fibra corta.

-Conocimiento del proceso, conceptos del diseño de piezas y herramientas de diseño que hagan posible que la producción de partes complejas de Material Compuesto sea económica (objetivo: 80% de reducción en los ciclos de tiempo, comparados con laminación manual), y que exploten las ventajas específicas de estas nuevas tecnologías textiles, tales como resistencia a choque, elevadas rigidez y resistencia específicas y alta velocidad de producción.

Los objetivos adicionales incluyen la reducción de sobras de material, principalmente en el caso de fibras caras (carbono) y mejora de la tolerancia al daño e integridad estructural. La superior absorción de energía de las preformas complejas 3D de Material Compuesto comparada con los Materiales Compuestos 2D, acero o aluminio, representa la principal ventaja desde el punto de vista de seguridad del transporte de pasajeros. Así mismo, la eficiencia en la producción, ahorro de peso y mejora de las propiedades son puntos esenciales en la industria del transporte.

La escala de tiempo para la primera introducción de las tecnologías desarrolladas en productos y procesos varía con el área de aplicación. En aeronaútica y automoción, las primeras aplicaciones comerciales se podrían esperar en 5 a 10 años. En marina 3 a 5 años y en equipamiento deportivo 2 a 3 años. La aplicación extendida de estas tecnologías en productos corrientes tomará un tiempo adicional para la adopción de tecnología y provea la factibilidad de una clientela más amplia de usuarios potenciales.

En general, el actual estado del arte de las tecnologías no permite con un coste de producción efectivo la producción de partes estructurales complejas de Material Compuesto con una buena ejecución:

Los materiales que permiten formas complejas con un coste razonable (y cortos ciclos de tiempo) tienen fibras cortas y/o pobremente orientadas, obteniéndose unas escasas propiedades mecánicas.

Los materiales con fibras largas y bien orientadas, a menudo poseen formas simples (y delgadas). Para desarrollar una forma compleja, se requiere un mayor gasto de tiempo y por lo tanto un ensamblado más caro de estas formas simples. Estas piezas presentan una escasa tolerancia al daño.

El estado del arte en las áreas de aplicación indica que la utilización extendida de piezas complejas de Materiales Compuestos reforzadas con fibra larga no es (todavía) realizable (discutido separadamente para cada área de aplicación).

En esta comunicación, se van a desarrollar las siguientes tecnologías:

* El trenzado de n-pasos (n-step braiding)

* El tejido cuatriaxial 3D (3D quadriaxial weaving)

* El tejido entramado (weft knitting)

2.- EL TRENZADO DE n-PASOS (n-STEP BRAIDING)

Se pueden distinguir dos tipos diferentes de trenzado: trenzado circular y cartesiano. Hasta ahora, dos tipos de procesos de trenzado cartesiano son usados comercialmente, principalmente en los Estados Unidos, pero también en Japón: Trenzado de 2 y 4 pasos. El número de pasos indica el número de movimientos que un carro realiza

antes de volver a su posición original. Un mayor número de pasos implica una mayor flexibilidad durante el trenzado.

Hasta ahora, la tecnología de trenzado de 2 y 4 pasos sólo permite una sección transversal constante y orientaciones de hilo constante. El trenzado circular permite secciones variables (por cambio de sección del mandril), una desventaja es que la orientación de hilo varía de una forma desfavorable.

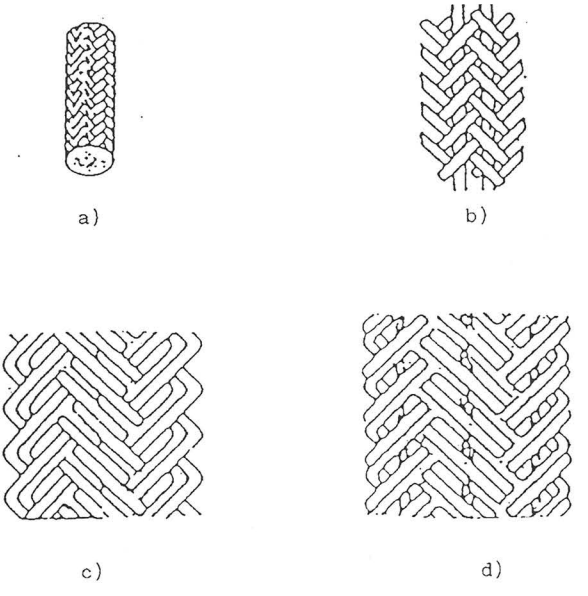


Figura 1. (a) Braiding Tubular. (b) Braiding Tubular con hilo interior. (c) Braiding plano. (d) Braiding plano con hilo interior.

En el marco de un proyecto alemán se ha diseñado una máquina para trenzado de n-pasos. Esta máquina de escala de laboratorio estará disponible antes del final de 1995, por lo que el desarrollo de la tecnología de trenzado para piezas de Material Compuesto puede comenzar en ese momento.

En Alemania se está desarrollando la tecnología de trenzado especial con una máquina para impulsar las siguientes innovaciones:

El proceso para trasladar la principal tecnología de trenzado de n-pasos a partir de un diseño de preforma a un código de trenzado, es el primer paso esencial desde la máquina prototipo hacia la producción industrial, la cual será desarrollada y comprobada para la geometría requerida de la preforma en la pieza de aplicación.

Incremento de la velocidad de producción para geometrías de preforma específica, desde el actual 50 m/hora, hasta 200 m/hora, por optimización del sistema de bobinado y del software.

El sistema a utilizar en el control individual de cada hilo con objeto de modificar la orientación del mismo durante el proceso de trenzado, dando lugar a una orientación óptima. Se usarán tanto hilos trenzados como rectos.

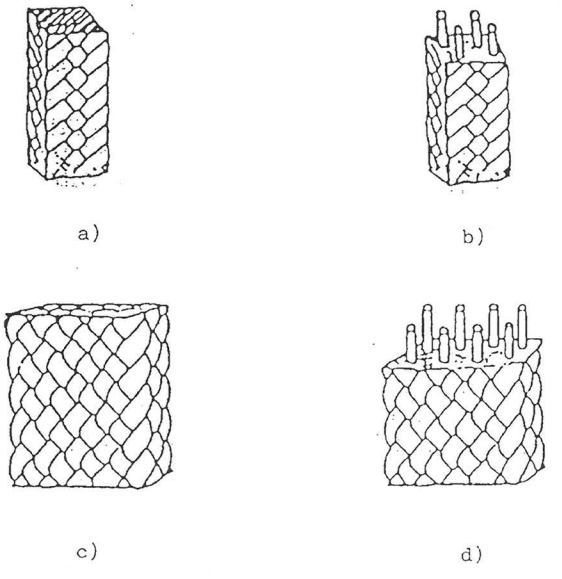


Figura 2. (a) Braiding de sección rectangular . (b) Braiding de sección rectangular con hilo intenor. (c) Braiding volumétrico. (c) Braiding volumétrico con hilo interior.

La tecnología para quitar o añadir hilos durante el trenzado, con objeto de lograr secciones transversales variables sin pérdida de control sobre la orientación del hilo.

3.- EL TEJIDO CUATRIAXIAL 3D (3D QUADRIAXIAL WEAVING)

La mayoría de los tejidos son esencialmente bidireccionales y bidimensionales. Un tejido consiste de dos direcciones: trama y urdimbre. Debido a que una única capa de tejido es delgada (menos de 1 mm), es necesario laminar varias capas juntas, implicando propiedades bajas fuera del plano. Este problema puede ser superado tejiendo varias capas juntas, resultando los llamados tejidos 2.5D y 3D. Un tipo especial de tejidos son los triaxiales, donde los hilos forman ángulos de 60°. Muchos tejidos poseen secciones transversales rectangulares planas, aunque algunas variaciones en la sección transversal han sido realizados.

Las capas gruesas pueden ser tejidas en un paso, resultando un refuerzo tridimensional. En Alemania se está desarrollando el tejido cuatriaxial 3D para preformas cuasi-red. Esto implica numerosas innovaciones comparadas con el actual estado del arte:

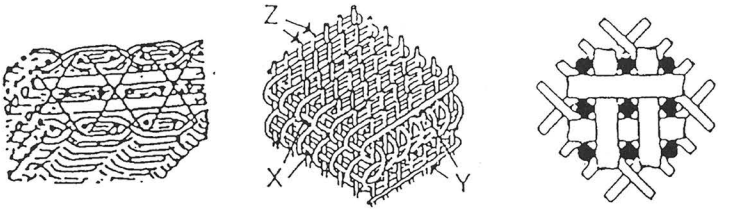


Figura 3. (a) Tejido 3D multilámina. (b) tejido triaxial 3D. (c) Tejido multiaxial 3D.

Debido a que actualmente solamente son producidas preformas planas (p.e. con sección transversal rectangular), serán desarrollados nuevos tejidos con variación del espesor (en la dirección de la trama).

La tecnología multiaxial tiene que ser desarrollada más profundamente y combinada con la tecnología del tejido multicapa, para lograr una tecnología en la que sea posible hacer preformas multicapa multiaxiales con formas complejas.

La tecnología va a ser combinada con el tejido de terciopelo, para lograr tejidos de elevada categoría con variación de la densidad de fibra y construcción espacial con objeto de mejorar la relación rigidez/peso.

4.- EL TEJIDO ENTRAMADO (WEFT KNITTING)

El tejido entramado es principalmente utilizado en la industria del vestido. La versatilidad de las máquinas de tejer entramado (cada necesidad es individualmente controlada), en combinación con un diseño y fabricación controlados por ordenador, consigue diversas posibilidades, ilimitadas en diseño y foma. El principal valor es la deformabilidad de la estructura, la cual la hace muy adecuada para formas doblemente curvadas. Este es también el principal punto débil: Dado que las fibras se encuentran curvadas (no rectas), la carga soportada no es óptima. De cara a optimizar la carga soportada se incorporan en el interior del tejido fibras rectas.

Para aplicaciones de Materiales Compuestos, el estado del arte de la investigación esta enfocado hacia el desarrollo de tejidos entramados 2D para procesos de termoformado. Un importante problema encontrado en el entramado de fibras (especialmente carbono), es la flexión del hilo, la cual decrementa su resistencia.

Se ha desarrollado una técnica para incrementar la rigidez del tejido por medio del uso de hilos intercalados (de fibra, incluso carbono). Actualmente los hilos intercalados sólo pueden estar localizados en la dirección de la trama.

En Alemania se está desarrollando más ampliamente su tecnología alcanzando las siguientes innovaciones:

La máquina será más ampliamente desarrollada para que sea posible tejer formas cuasi-red usando fibra de carbono

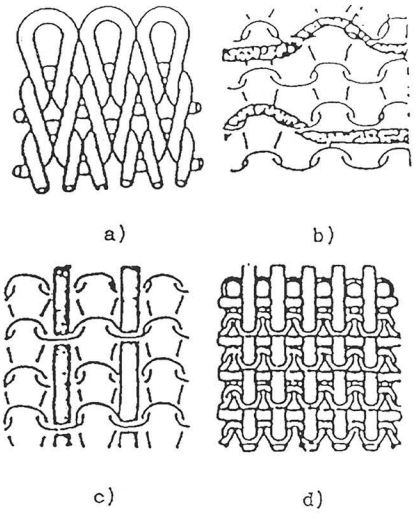


Figura 4. (a) Tejido entraMado. (b) Tejido entramado con trama interior. (c) Tejido entramado con urdimbre interior. (d) Tejido entramado con trama y urdimbre interiores

El número de direcciones intercaladas será incrementado, en una primera fase a dos direcciones, trama y urdimbre, y posteriormente a cuatro direcciones (0°, 90°, 45°).

REFERENCIAS

1.- Alba, JJ. y Miravete A., *Three Dimensional Woven Glass Fabrics.* Advanced Materials, 7, nº 2, VCH D9469 Weinheim, 1995.
2.- Castejón, L., Miravete, A., Ullod, J. y Larrodé, E., *Composite Monocoque Frame of a Mountain Bicycle Testing and Calculation.* Journal of Applied Composite Materials, vol 1, 3, pp. 247-259,1994.
3.- Larrodé E., Casamayor, M.J., Miravete, A. y Ullod, J., *Design and Optimisation of a Full Composite Isotherm Trailer Structure.* Journal of Composite Structures, Elsevier Appl. Science, 1994.
4.- Miravete, A., *Optimisation of Composite Structures Design.* Woodhead Publ. Ltd, Cambridge, 1995.
5.- Reddy, J.N. y Miravete, A., *Practical Analysis of Composite Structures.* CRC Publishers, Florida, USA, 1995.

APOYOS DE FIBRA DE VIDRIO PARA LÍNEAS DE TRANSPORTE DE ENERGÍA ELÉCTRICA

Olaizola Martínez V.
Dpto. Calidad y Desarrollo, NORPOST, S.A.
Políg. Ind. Silvota, c/ Peña Salón 60, 33192 Llanera (Asturias). Tfno:98-5261350. Fax: 95-5261841

Resumen: A partir de las experiencias habidas en los países de nuestro entorno, surge un proyecto de Investigación y Desarrollo que tiene como objetivo el conseguir un Soporte para el transporte de energía eléctrica de Media y Baja tensión en Materiales Compuestos.
Los participantes en dicho proyecto han sido:
-E.T. S. I.I.Madrid.
-Cristalería Española S.A. (Vetrotex).
-Unión Eléctrica Fenosa S.A.
Dicho proyecto es hoy una realidad industrial, de la que NORPOST, S.A. es partícipe. Mi intervención tratará de exponerles las ventajas diferenciales de estos Soportes.

Abstract: In Spain, from the experiences done in the more developed nations, a research project on a economic fiberglass distribution pole for electric energy transport lines was born.
In that project took part:
-Unión Eléctrica Fenosa
-Polytechnic University of Madrid
-Cristalería Española (Vetrotex)
This project is an industrial reality of which NORPOST, S.A. is a main part.
This paper will present the advantages of this Poles.

1.- ASPECTOS GENERALES

La primera cuestión consistía en conocer las exigencias impuestas a un Apoyo para el transporte de Energía eléctrica:

SEGURIDAD (Tanto para personas como animales, para ello se requiere un material aislante eléctricamente).

MENOR COSTO DE ACOPIO E IZADO (Un producto de bajo peso y fácil transporte e instalación que permita disminuir los costes de montaje de línea y sustitución).

COMPORTAMIENTO MECÁNICO (Buenas propiedades mecánicas: rigidez y resistencia).

MÍNIMO MANTENIMIENTO (Un material que no se degrade e impermeable a la humedad y suciedad ambiental).

IGNÍFUGO (Resistente al fuego sin perder propiedades mecánicas).

En función de lo anterior el segundo paso consistió en encontrar el material que respondiera a esas características y que fuera económicamente competitivo.

La alta relación resistencia / peso, unida a las propiedades dieléctricas y anticorrosivas así como sus costos, convirtieron a los P.R.F.V. (Plásticos reforzados con fibras de vidrio), en la solución más idónea para afrontar el proyecto de Desarrollo de los Soportes del futuro.

Una vez establecido que el Soporte sería en P.R.F.V., el paso siguiente consistió en estudiar dos puntos fundamentales:

La estructura del Apoyo.

El proceso de fabricación.

ESTRUCTURA DEL APOYO:

La variable más significativa para definir la estructura es la caracterización mecánica del Soporte, lo que implicaba analizar el porcentaje de refuerzo así como la orientación óptima de las fibras adecuada para soportar dichos esfuerzos.

Como punto de partida se quería desarrollar apoyos de 9 y 11 metros de longitud para los siguientes esfuerzos nominales: 160 daN, 250 daN, 400 daN. En la tabla siguiente se muestran las características mecánicas requeridas por estos apoyos:

modelo	9/160	9/250	9/400	11/160	11/250	11/400
altura total (m)	9	9	9	11	11	11
Esfuerzo nominal (daN)	160	250	400	160	250	400
flecha máxima carga nominal (cm)	55	55	55	65	65	65
Carga mínima rotura (daN)	400	625	1000	400	625	1000
Coeficiente de seguridad	2.5	2.5	2.5	2.5	2.5	2.5

Tabla 1.- Características mecánicas que deben cumplir los apoyos

Considerando todos estos factores y empleando un programa de cálculo por elementos finitos, se definió la siguiente estructura:

GEOMETRÍA: Tronco cónica (Se definieron las secciones de los Apoyos en base y cogolla de forma que se consiguiera la mayor rigidez posible con la menor cantidad de material). La conicidad definida fue del 11.1 por mil.

% REFUERZO: el porcentaje mínimo es 65%.

ORIENTACION FIBRAS: no superior a 20° en el sentido de la generatriz.

MATERIALES: Dentro de las matrices y refuerzos para materiales compuestos se escogieron por su relación propiedades/precio los siguientes:

Refuerzo: Roving directo de vidrio tipo E.

Matriz: Resina de Poliéster Isoftálica.

PROCESO DE FABRICACIÓN:

En base a las especificaciones del Apoyo, se debería encontrar un proceso que permitiera:

Alcanzar el alto porcentaje de refuerzo requerido que garantiza las prestaciones mecánicas.

Obtener cuerpos de revolución. Obtener piezas dentro de una gama amplia de dimensiones. Que fuera un proceso continuo, fiable y repetitivo, para su uso industrial. Se encontró que el proceso más adecuado era el del Enrollamiento de filamentos. Este proceso, totalmente automatizado, permite obtener piezas de revolución por bobinado sobre un mandril, de fibras de refuerzo continuas, impregnadas de una resina termo estable y orientadas según la dirección predeterminada en la fase de diseño. Una vez enrollado el apoyo se somete a un proceso de polimerizado por calor para posteriormente desmoldearlo.

Los parámetros básicos a definir en este proceso son:

-Longitud y diámetros de la pieza
-ángulo de enrollamiento
-ancho de banda
-número de capas
-velocidad de trabajo

En la diapositiva n° 1, encontrarán un ejemplo de una máquina de Enrollamiento.

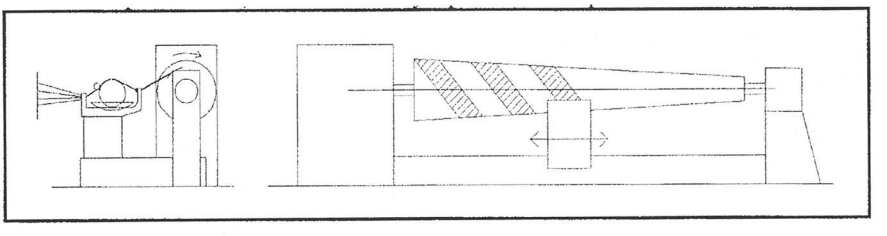


Figura 1.- Equipo de Filament Winding

2.- CARACTERÍSTICAS Y PROPIEDADES

Entre las propiedades de los Apoyos en P.R.F.V. podemos destacar como más importantes las siguientes:

2.1.- Ligereza:

La baja densidad de estos materiales (1,8 Kg / dm^3), permiten unos Apoyos ligeros aún manteniendo una alta relación resistencia / peso. En la tabla 1, podemos ver un comparativo entre los Apoyos de Hormigón y los de P.R.F.V. para distintos esfuerzos.

TIPO DE APOYO	PESO (Kg)		DIFERENCIA PESOS	% AHORRO PESO	RELACION RESISTENCIA / PESO	
	HORMIGON	P.R.F.V.			HORMIGON	P.R.F.V.
9 / 160	730	80	- 650	89	0,22	2,0
11 / 630	1.425	170	- 1.255	88	0,44	3,75
13 / 1000	2.200	250	- 1.950	89	0,45	4,0

Tabla 2.- Relación resistencia/peso PRFV vs. Hormigón.

2.2.- Propiedades Eléctricas

Los Apoyos de PRFV son aislantes eléctricamente y sus propiedades eléctricas son muy buenas.

Nuestros apoyos soportaron ensayos de tensión a frecuencia industrial tanto en seco como bajo lluvia sin presentar perforaciones, contorneos ni efluvios apreciables.

No presentan ningún riesgo para los seres vivos.

Los resultados de ensayos de la Resistencia al aislamiento son los siguientes:

medida	Resistencia de aislamiento (ohm)	Tensión de prueba (V)
aislamiento en seco	$2*10^{11}$	1000
al salir de la cámara de niebla salina	$9*10^{3}$	900
tras secado al aire, sin limpiar	$8*10^{6}$	1000
tras desalinizar, muestra lavada y secada	$1.7*10^{11}$	1000

Tabla 3.- Propiedades eléctricas

2.3.- Fácil Instalación

Su ligereza permite un fácil transporte, acopio y montaje en zonas de orografía complicada, así como un menor volumen de excavación y hormigonado. Además, debido a que la instalación se completa rápidamente, disminuye el coste de interrupción de suministro durante la misma

2.4.- Seguridad

Los apoyos en PRFV son aislantes con una rigidez dieléctrica superior a 30 KV/mm., reduciendo significativamente los riesgos tanto para las personas como para los animales.

En estos apoyos, la toma del neutro a tierra va por el interior.

2.5.- Bajo Mantenimiento

Las características de los PRFV hacen que los apoyos fabricados con estos materiales no necesiten mantenimiento. Son impermeables a la humedad y suciedad ambiental.

No se corroen ni pudren. Al contrario que la madera tratada en superficie son reciclables.

2.6.- Envejecimiento

En el pasado, una de las mayores dudas existentes sobre los productos de poliéster reforzado con fibra de vidrio era su comportamiento frente a la luz ultravioleta. Los avances en la química de polímeros han permitido dar una solución completa a este problema.

En NORPOST, S.A. se aplican una serie de tratamientos que garantizan la no aparición de signos externos de envejecimiento durante la vida útil del apoyo. Entre estos tratamientos se incluye la aplicación en la superficie de todos sus apoyos de una capa de Gel Coat.

La duración estimada de los apoyos en PRFV supera los 50 años, manteniendo una rigidez y resistencia prácticamente constante a lo largo del tiempo.

La sal, la corrosión o los agentes químicos, no afectan a los apoyos de PRFV, a diferencia de lo que sucede con otros materiales.

2.7.- Protección Del Medio Ambiente

Los apoyos de fibra de vidrio son una alternativa natural a la madera, acero y hormigón y al no degradarse, son más seguros desde el punto de vista del medio ambiente.

Ocupan menos superficie de terreno.

El acabado estético de estos apoyos en cuanto a forma y color (al estar pigmentados en masa), es acorde con el paisaje.

2.8.- Excelentes Propiedades Mecánicas

Los valores obtenidos en los ensayos de los apoyos fabricados industrialmente en Norpost son los siguientes:

Flecha	bajo carga nominal	(cm)
Tipo de Apoyo	flecha máxima admisible	flecha Norpost
9 / 160	55	41
9 / 250	55	43
9 / 400	55	53
11 / 160	65	58
11 / 250	65	61.5
11 / 400	65	62.5

Tabla 4.- Flecha bajo carga nominal

	Carga rotura real (daN)			
Tipo de Apoyo	Peso (kg)	Carga rotura mínima	Carga rotura Norpost	Coef. seguridad
9 / 160	77	400	630	3.9
9 / 250	97	625	> 625 *	> 2.5
9 / 400	120	1000	> 1000 *	> 2.5
11 / 160	113	400	> 400 *	> 2.5
11 / 250	139	625	880	3.5
11 / 400	207	1000	1512	7.3

* = No se llevaron a rotura una vez superado el coeficiente de seguridad de 2.5.

Tabla 5.- Cargas de rotura

3.- ASPECTOS ECONÓMICOS

Realizando un estudio comparativo entre el coste total del apoyo de PRFV frente a los de madera u hormigón a lo largo del ciclo de vida del mismo se llega a la conclusión de que la utilización de apoyos de PRFV es también más ventajosa desde el punto de vista económico.

Coste de fabricación:

El coste de las materias primas es el que más efecto tiene sobre el coste final, registrándose continuos incrementos en los precios en los últimos meses de 1994 siguiendo una tendencia que se ha mantenido en 1995. La optimización del diseño en cuanto a secciones, dimensiones, contenido de refuerzo y ángulo de enrollamiento conduce a un ahorro sustancial de materias primas, no afectando a las propiedades mecánicas.

El coste debido a los tiempos de fabricación así como a la mano de obra es competitivo (no son necesarios más de tres operarios en todo el proceso).

Coste de transporte:

Debido a la ligereza de estos apoyos puede trasportarse un mayor número de ellos que de otros materiales lo que supone un menor coste de transporte desde la planta de fabricación hasta el lugar de utilización. Cuando la instalación de un apoyo ha de realizarse en un lugar de difícil acceso, su bajo peso permite su transporte a mano por un reducido grupo de operarios evitándose la utilización de grúas.

Coste de instalación:

Son fáciles y rápidos de instalar requiriendo un menor número de instaladores y de maquinaria. Del mismo modo, cuando hay que reparar o cambiar una línea ya existente, su facilidad de instalación provoca menores tiempos de interrupción del suministro eléctrico con el consiguiente ahorro.

Coste de mantenimiento:

Es prácticamente nulo. No necesitan mantenimiento. Y teniendo en cuenta que tienen un ciclo de vida largo (más de 50 años) las ventajas económicas son considerables. En resumen la conclusión es que siendo el coste de fabricación ligeramente superior al de los otros materiales (principalmente debido al coste de materia prima), el coste final es menor debido a los ahorros en transporte, instalación y mantenimiento.

LISTA DE AUTORES

A
Alba J.J., 415, 589
Alvarez J.M., 347
Andrades L., 49
Andrés M.A., 17, 23, 245
Aretxaga G., 573
Argüelles A., 197
Ariza E., 3
Arrazola P.J., 573
Arribas C., 103
Astarloa G., 89
Avila R., 365

B
Balmont V., 23
Baselga S., 233, 371
Bautista M.C., 13
Belmonte M., 55
Beltrán F., 383
Belzunce J., 29, 277
Benítez F.G., 471
Bermejo J., 29, 109, 153
Blanco C., 109
Blázquez A., 315, 377
Bonhomme J., 29, 277
Borrachero M.V., 559, 565
Bravo A., 95, 49

C
Cabrerizo F., 479, 485
Cadenato A., 35
Calderón J.M., 61
Campos J.M., 67
Campos P., 517
Candelas R., 383
Cañas J., 315, 377, 421, 427, 459
Carrasco F., 167, 203
Casado J.A., 209, 215
Casal E., 109
Castejón L., 415, 589
Castillo G., 187
Castro F., 389
Collar E.P., 139
Comino P., 523, 533
Corcoles A., 559
Corcuera, M.A., 23, 127
Cortés R., 269
Corz A., 73
Cruz L.J., 115

CH
Chinesta F., 395
Chocrón I.S., 221, 269
Daniel A.M., 227, 323
De la Caba K., 17,127
De la Guerra R., 209
De la Torre M.A., 479, 485
Del Caño J.C., 83
Delojo G., 347
Doblaré M., 403
Domínguez Abascal, J., 445, 453
Domínguez Rodríguez, A., 49, 95

E
Eceiza A., 23, 89
Elices M., 67
Elizalde M.R., 227, 323
Escalera M.D., 295, 301, 307
Escriche E., 295, 301
Etxeharria J.. 187

F
Fdez. de Nograro F., 89
Fdez. Cánovas. M., 251
Fdez. Canteli, A., 197, 335
Fdez. Sáenz de Heredia, A., 383
Fernández J.J., 29, 109
Fernández M.I., 295, 301
Figueiras A., 29
Franco M., 17, 127
Fuentes M., 227, 323

G
Gallardo. J.M., 133, 173
Gallego R., 445, 453
Gámez J.K., 553
García Bentez F., 329
García Martínez J.M., 139
García Romero A., 145
García Sánchez F., 73
García-AIonso S., 227
Gómez de Salazar, J.M., 295, 301, 307
Gómez-EIvira F.J., 479, 485
González G., 383
González Lopez E., 565
Goñi .1., 145
Gracia L., 403
Granda M., 29, 153
Güemes A., 103, 283, 289, 409, 491
Guisasola J.R., 573
Gutiérrez Cabeza, J.M., 73

Gutiérrez-Solana F., 209, 215

H
Harysmendi I ., 245
Herrera E.J., 133, 173
Hognestad G.. 329

I
Isasi P., 409

J
Jiménez M.A., 233, 371
Jiménez-Melendo M., 49
Junquera A., 383
Jurado M.J., 159

K
Kerkhofs F., 215

L
Laffarga J., 539
Laguna, O., 139
Lamela Rey, M.J., 335
Larrodé E., 233, 415
Liso M.J., 181
López F., 283
Llano-Ponte R., 239
Llorca J., 263, 341

M
Madariaga L., 583
Madroñero A., 3, 115
Manrique F., 277
Manso J., 543
Mantic V., 365, 421
Manzano A., 383
Marín J.C., 315,427
Marroyo M., 35
Martín A., 227, 323, 341
Martín J.L., 35
Martín M.D., 17
Martineau P., 549
Martínez Casanova, M.A., 221, 269
Martínez de la Hidalga, E., 159
Martínez J.M., 227, 323
Martínez M.A., 341
Mendizabal Larrañaga M.A., 383
Menéndez R., 29, 109, 153
Miner R., 239, 245
Miranzo P., 55
Miravete A., 371, 589
Molleda F., 283
Mondragón, I., 17, 23, 89,127, 239, 245
Monjo J., 553
Monzó J., 559, 565
Morancho J.M., 35
Moreno Almansa, E., 251
Mugika, F., 239
Muñoz Esquer P.L., 497, 507
Muñoz J.A., 383

N
Navarro C., 257
Neamlu L., 433

Ñ

O
Olaizola V., 591
Olivares M., 539
Olmos F., 395
Oller S.,433
Oñate, E., 433
Ormaetxea M., 89
Oteo J.L., 13,41, 181

P
Pagés P., 167, 203
París F., 83, 315, 365, 377, 421, 427, 459
Pascual J., 73
Patrick J.W., 153
Payá J., 559, 565
Peñaranda J.A., 347
Pérez J.L., 439
Peris-Mora E., 565
Pintado P., 329
Poitou A., 395
Polanco J.A., 209, 215
Poza P., 263
Puente I., 227, 323

Q

R
Ramírez de Arellano A., 61, 95
Ramis X., 35
Reiter H., 335
Riccardi C.C., 127
Rodríguez Pérez. J., 221
Rodríguez, J.A., 133, 173
Rodríguez M.A., 181
Rubio F., 41, 181

Rubio J., 13, 41, 181
Ruiz J., 209

S
Sáez A., 445, 453
Salla J.M., 35
Sánchez Gálvez V., 221, 269
Sánchez Jiménez F.J., 459
Sánchez J. M., 227, 323
Sanchis A., 409
Sancho J., 465
Sanz G., 127
Sarriondia M.A., 187
Serrano M.A., 289
Suárez J.C., 283

T
Tellería S., 239
Torres R., 395

U
Ureña A., 295, 301, 307

V
Valdecantos C., 353
Valea A., 245
Valiente A., 67
Vilas J.L., 583
Viña Olay I., 197
Viña Olay J., 197, 335

W
Walker A., 153
Wideberg, J., 471

X

Y

Z
Zaera R., 269