

# Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XV ENCUENTRO DEL  
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

---

*Zamora*  
25, 26 y 27 de Marzo de 1998

# **Anales de Mecánica de la Fractura**

**Nº. 15, Año 1998**



Editado por la Secretaría del  
Grupo Español de Fractura

Deposito Legal: C- 321\95.

Imprime: Copy-Red S.A.  
Avd/ Fuenlabrada, 75  
28912 Leganés (Madrid)  
Tlf.: 693 67 24

## EDITORIAL

Este volumen de ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA contiene las 70 comunicaciones presentadas con ocasión del XV Encuentro del Grupo Español de Fractura. El cuerpo de doctrina generado por el Grupo a lo largo de estos quince años representa un capital importante que está impregnando el campo de las ingenierías y ya es objeto de aplicación a la resolución de problemas específicos. Constituye una satisfacción señalar el incremento de las contribuciones en el apartado de las *Aplicaciones*, tendencia que contribuirá a impulsar el desarrollo de la Mecánica de la Fractura y a perfeccionar las herramientas de análisis y diseño alumbradas en el marco de esta joven disciplina.

El tema del Encuentro de este año es la *Fractura Dinámica* y se ha contado con personalidades de reconocido prestigio en este campo: los profesores Dr. Alfonso Fernández Canteli (Universidad de Oviedo), Dr. Francisco García Benítez (Universidad de Sevilla), Dr. J.F. Kalthoff (Universidad de Bochum), Dr. Carlos Ruiz (Universidad de Oxford) y Dr. Vicente Sánchez Gálvez (Universidad Politécnica de Madrid), a los cuales agradecemos su asistencia y cooperación en la redacción de la pequeña monografía con la que se inician estos Anales.

Dentro de los innumerables lugares que se podían haber elegido para su celebración, se seleccionó uno que, por su carácter castellano a la par de tranquilo, era de los más agradables para garantizar el éxito de nuestro Encuentro. El río Duero, la Catedral, los sillares románicos y la afabilidad de las gentes de Zamora, ofrecían un entorno y un horizonte adecuados para una reunión de amigos que muestran un mismo interés y unos afanes comunes. Estas y otras expectativas fueron ampliamente satisfechas con las estimulantes vivencias compartidas durante los días del Encuentro y que perdurarán en nuestro recuerdo.

Los editores desean que quede constancia de su agradecimiento a la Universidad Carlos III de Madrid, organizadora de este evento, y en especial a las personas del Comité Organizador del Encuentro. Nuestro agradecimiento más sincero, también, a la Escuela Universitaria Politécnica de Zamora por su amable hospitalidad, a la Diputación Provincial y al Ayuntamiento de Zamora por su apoyo financiero y organizativo. Y, como todos los años, a los autores de los trabajos, pues sin su cooperación y esfuerzo no hubiera sido posible la publicación de este volumen.

Zamora, Marzo de 1998

Manuel Elices Calafat  
Manuel Fuentes Pérez

Carlos Navarro Ugena  
José Luis Pérez Castellanos



# ÍNDICE

## CONFERENCIAS INVITADAS

|   |    |
|---|----|
| Sobre la aplicabilidad de técnicas de impacto Charpy instrumentado a la determinación de los parámetros de fractura dinámica de materiales compuestos.<br><i>D. Alfonso Fernández Canteli</i> | 1  |
| Métodos ópticos en fractura dinámica.<br><i>D. Francisco García Benítez</i>   | 10 |
| Experimental Fracture Dynamics.<br><i>D. J. F. Kalthoff</i>   | 24 |
| Ductile fracture of thin shells and panels. Application to containment casings in aeroengines.<br><i>D. Carlos Ruiz</i>   | 34 |
| Fractura dinámica de materiales cerámicos avanzados.<br><i>D. Vicente Sánchez Gálvez</i>  | 48 |

## 1.- Métodos numéricos

|   |    |
|---|----|
| Aplicación de un modelo cohesivo de daño al crecimiento de grietas por fatiga.<br><i>López García O., de Andrés Martínez A. y Pérez Aparicio J.L.</i>   | 57 |
| Disipación en la propagación dinámica de la fractura.<br><i>Plá O., Guinea F., Louis E. y Sander L.M.</i>   | 63 |
| El uso de modelos de simulación ciclo a ciclo en la predicción del crecimiento de grietas en fatiga con cargas aleatorias.<br><i>Moreno B., Zapatero J. y Pascual J.</i>                                    | 67 |
| Caracterización mediante elementos finitos de las condiciones de iniciación y propagación de fisuras en aceros duplex envejecidos.<br><i>Alegre J.M., Sánchez L. y Gutiérrez-Solana F.</i>                  | 73 |
| Modelo numérico para analizar el efecto de hidrógeno sobre los procesos de fisuración dúctiles.<br><i>Astiz M.A., Álvarez J.A. y Gutiérrez-Solana F.</i>  | 79 |
| Un modelo micromecánico de daño progresivo en materiales compuestos.<br><i>González C. y Llorca J.</i>  | 85 |
| Análisis de fisura cohesiva por integración de soluciones elásticas.<br><i>Planas J., Rosselló C., Arbilla I., Guinea G.V. y Elices M.</i>  | 91 |
| Factor de intensidad de tensiones dinámico en probetas de flexión en tres puntos y de flexión en un punto sometidas a pulsos de carga de corta duración.<br><i>Rubio L., Fernández-Sáez J. y Navarro C.</i> | 97 |

## 2. Métodos analíticos

- Un modelo micromecánico de material frágil. Aplicación a una población de microfisuras paralelas.  
*Vega J.L., Amo J.M.<sup>a</sup> y Sánchez J.M.* 102
- Modelo de comportamiento ante procesos de fisuración inducida por hidrógeno de aceros estructurales microaleados.  
*Álvarez J.A., Gutierrez-Solana F. y Varona J.M.* 108
- Análisis comparativo de los procedimientos de evaluación de la integridad estructural de componentes fisurados.  
*Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gorrochátegui I. y Gutiérrez-Solana F.* 115
- Influencia del tamaño en la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta.  
*Rocco C., Guinea G.V., Planas J. y Elices M.* 120

### 3.- Técnicas experimentales

|   |     |
|---|-----|
| Sensores de fibra óptica para el análisis de la tenacidad a fractura interlaminar en materiales compuestos.<br><i>Menéndez J.M., Díaz Carrillo S. y Güemes J.A.</i>                               | 126 |
| Comportamiento de uniones híbridas soldadura/adhesivo durante el ensayo de probetas en doble copa.<br><i>López Martín F., Biezma M.V., Díez Ulzurrun I., Suárez J.C. y Molleda F.</i>             | 132 |
| Fractura dinámica: monitorización óptica y evaluación mediante interferometría laser.<br><i>Andrades L. y Benítez F.G.</i>  | 138 |
| Determinación del trabajo esencial específico de fractura en aceros de muy bajo espesor.<br><i>Monsalve A., Alcorta F. y Galarza A.</i>   | 144 |
| Influencia de las variables de ensayo sobre el trabajo esencial de fractura en films de polipropileno.<br><i>Ferrer D., Maspoch M.Ll., Santana O. y Martínez A.B.</i>                             | 150 |
| Determinación fractográfica del tamaño de la zona de grandes deformaciones del frente de fisura.<br><i>Ruiz J., Valiente A. y Elices M.</i>   | 156 |
| Condiciones de validez de probetas reconstituidas mediante soldadura por haz de electrones.<br><i>de Backer F., Alegre J.M. y Gutiérrez-Solana F.</i>   | 162 |
| Fractura del hormigón en modo mixto: resultados experimentales y predicción numérica.<br><i>Cendón D., Gálvez J., Planas J. y Elices M.</i>   | 169 |
| Determinación de la tenacidad de fractura dinámica en un acero dúctil mediante ensayos de impacto de baja velocidad.<br><i>de Luna S., Fernández-Sáez J., Pérez-Castellanos J.L. y Navarro C.</i> | 175 |
| Cálculo de $K_{IC}$ y de $K_{Ia}$ por medio de ensayos dinámicos en péndulo instrumentado.<br><i>Perosanz F.J., Serrano M., Lapena J. y Martínez C.</i>   | 180 |



## 4.- Materiales metálicos

|  |     |
|--|-----|
| Micromecanismos de fractura frágil en aceros microaleados bainíticos.<br><i>Echeverría A., Linaza M.A. y Rodríguez Ibabe J.M.</i>  | 186 |
| Estudio del comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio.<br><i>Atxaga G. e Irisarri A.M.</i>   | 192 |
| Tenacidad a la fractura de uniones soldadas de chapas gruesas de titanio de pureza comercial.<br><i>Irisarri A.M., Eizaguirre I., Santamaría F. y Plaza L.M.</i>                                       | 198 |
| Caracteres microfractográficos por sobrecarga estática y por fatiga en las fundiciones de grafito esferoidal.<br><i>Sebastián Quetglas P., Pintado Fé J.M. y Álvarez Alba J.</i>                       | 204 |
| Influencia de la velocidad de deformación y de la geometría de la entalla en el comportamiento a fractura del acero AE-460.<br><i>Tosal L., Rodríguez C., Betegón C. y Belzunce F.J.</i>               | 214 |
| Tenacidad de fractura de aceros estructurales de alta resistencia y gran espesor.<br><i>Flores J.M., Valiente A. y Ruiz J.</i>   | 220 |
| Influencia de la reactividad interfacial en el comportamiento a rotura de materiales compuestos de matriz Al/SiCp soldados por arco.<br><i>Ureña A., Gómez de Salazar J.M., Gil L. y Escalera M.D.</i> | 226 |

## 5.- Materiales no metálicos

- Estudio comparativo entre dos modelos probabilísticos para diseño de componentes cerámicos.  
*García Prieto M.A., Rubio Eire M.D., Bernardo Sánchez A., Lamela Rey M.J., Doblaré Castellano M. y Fernández Canteli A.* 232
- Fractura dinámica de PMMA bajo cargas de impacto por gravedad.  
*Sanabria J.I. y Benítez F.G.* 238
- Comportamiento mecánico de cementos óseos acrílicos modificados con nuevos activadores (N,N.dimetil-4-amino bencilo) y agentes radiopacos basados en compuestos de yodo.  
*Gil F.J., Clément M.P., Ginebra M.P., Manero J.M., Marsal M., San Román J., Vázquez B. y Planell J.A.* 243
- Comportamiento a impacto de baja energía del PMMA y PMMA modificado.  
*Sullcahuamán J.A., Miranda C.F., Santana O.O., Martínez A.B. y Bou J.J.* 249
- Distribución de la resistencia mecánica de espaguetis.  
*Martín Meizoso A., Martínez Esnaola J.M., Ocaña I. y García Leiva C.* 255
- Fractura de compuestos inyectados polipropileno-hidróxido de aluminio.  
*Velasco J.I., Morhain C., Arencón D. y Gordillo A.* 261
- Un modelo para el estudio de los materiales biológicos: la seda.  
*Pérez-Rigueiro J., Viney C., Llorca J. y Elices M.* 267
- Influencia de la intercara árido-matriz en el comportamiento en fractura del hormigón.  
*El-Sayed K.M., Rocco C., Guinea G.V., Planas J. y Elices M.* 273
- Influencia del recubrimiento en la transición entre rotura frágil y rotura dúctil en vigas de hormigón débilmente armadas.  
*Arbilla I., Ruiz G. y Planas J.* 279

## 6.- Materiales compuestos

- Comportamiento a fractura dinámica de materiales compuestos: Influencia del espesor y velocidad de sollicitación.  
*Fernández Canteli A., Argüelles Amado A., Tan Lin y Kalthoff J.F.* 285
- Influencia de la orientación de las fibras en la resistencia a la deslaminación en modo I de resinas epoxi reforzadas con fibras de carbono.  
*Belzunce F.J., Menéndez D. y Diego J.* 291
- Influencia del envejecimiento natural y acelerado sobre el comportamiento estático y dinámico de poliimidas reforzadas con fibra de carbono y de vidrio.  
*Argüelles A., Castrillo M.A., Viña I. y Viña J.* 297
- Efecto de la longitud ensayada sobre la resistencia a tracción de fibras Sigma.  
*García Leiva C., Ocaña Arizcorreta I., Martín Meizoso A., Gil Sevillano J. y Fuentes Pérez M.* 303
- Caracterización de la intercara en materiales compuestos de matriz cerámica a partir de ensayos de empuje de fibras.  
*Elizalde M.R., Sánchez J.M., Daniel A.M., Puente I., Martín-Meizoso A., Martínez-Esnaola J.M. y Fuentes M.* 308
- Efecto de la temperatura y la velocidad de deformación en las propiedades de la intercara de un CMC.  
*Puente I., Elizalde M.R., Martín-Meizoso A., Martínez-Esnaola J.M. y Fuentes M.* 314
- Efecto del contenido de humedad en el comportamiento en fatiga de la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio.  
*Carrascal I., Casado J.A., Gutiérrez-Solana F., Polanco J.A. y Sánchez L.* 319
- Análisis "post-mortem" de roturas interlaminares provocadas bajo fatiga en materiales compuestos carbono/epoxi.  
*Pintado Sanjuanbenito J.M. y Cabrerizo García F.* 325
- Crecimiento bajo fatiga en modo-II de grietas interlaminares en materiales compuestos carbono/epoxi.  
*Cabrerizo García F. y Pintado Sanjuanbenito J.M.* 333
- Influencia de la temperatura en la intercara y en las fibras de un material compuesto  $Al_2O_3/SiC$ .  
*Celemín J.A., Pérez Rigueiro J., Pastor J.I. y Llorca J.* 339
- Improvement and Optimisation of Interlaminar Fracture Toughness in Carbon-Carbon Composites by Third Phase Toughening.  
*Savage GM* 345

## 7.- Fatiga e interacción con el medio

|   |     |
|---|-----|
| Alternating stress-strain fields near a crack tip under cyclic loading.<br><i>Kharin V. y Toribio J.</i>  | 355 |
| Effect of fatigue pre-loading on hydrogen assisted cracking initiation.<br><i>Kharin V. y Toribio J.</i>  | 361 |
| Fragilización por hidrógeno de aceros eutectoides con trefilado progresivo.<br><i>Ovejero E. y Toribio J.</i>   | 367 |
| Caracterización a fatiga de compuestos laminados de altas prestaciones.<br><i>López Aenlle M., Lamela Rey M.J. y Fernández Canteli A.</i>                               | 372 |
| Influencia de la microestructura en la fractura de Y-TZP.<br><i>Casellas D., Llanes L., y Anglada M.</i>  | 378 |
| Influencia del contenido en carbono en el comportamiento a fatiga de un acero sinterizado.<br><i>D'Armas H., García C., Llanes L., Bas J. y Anglada M.</i>              | 384 |
| Anisotropía en el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable dúplex laminado.<br><i>Mateo A., Ramírez N., Llanes L. y Anglada M.</i>                                | 390 |
| Estudio de la nucleación de grietas en la aleación Ti-6Al-4V sometida a fatiga oligocíclica.<br><i>Manero J.M., Gil F.J. y Planell J.A.</i>                             | 396 |
| Propagación de grieta en acero 316L bajo carga catódica de hidrógeno.<br><i>Valiente A., Caballero L. y Ruiz J.</i>   | 401 |
| Agrietamiento bajo fatiga térmica de Ti64.<br><i>Martín Meizoso A., Rodríguez R., Goñi J., Rubio A., García Lieva M.C., Ocaña Aizcorreta I. y Martínez Esnaola J.M.</i> | 407 |
| Creep behaviour of the IN718 superalloy.<br><i>Moura Branco C.</i>  | 413 |

## 8.- Aplicaciones

|  |     |
|--|-----|
| Influencia del proceso de fabricación sobre la tenacidad de fractura de aceros perlíticos trefilados.<br><i>Toledano M. y Toribio J.</i>                                       | 419 |
| Enfoque local de la mecánica de la fractura en uniones soldadas.<br><i>Suárez Bermejo J.C., López F., Díez I. y Molleda F.</i>   | 425 |
| Efecto del tratamiento térmico y nivel de tensiones sobre el comportamiento a fluencia de una aleación Ti-6Al-4V.<br><i>Irisarri A.M., Peñalba F., Seco F.J. y Zapiráin F.</i> | 431 |
| Fractura de un eje rotor de acero perteneciente a una cableadora.<br><i>Gallardo J.M., Rodríguez J.A. y Herrera E.J.</i>   | 437 |
| Investigación de la rotura de componentes metálicos de mangueras hidráulicas.<br><i>Gallardo J.M., Soria L. y Herrera E.J.</i>   | 443 |
| Ciclado mecánico y térmico de aleaciones Ni-Ti-Cu con memoria de forma utilizadas en aplicaciones ortodóncicas.<br><i>Gil F.J., Manero J.M. y Planell J.A.</i>                 | 448 |
| Influencia de la temperatura en el tamaño de fisura crítica en sistemas de tuberías.<br><i>González-Posada M.A., Aguilar C., Gorrochátegui I. y Gutiérrez-Solana F.</i>        | 454 |
| Comportamiento frente al desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio.<br><i>Martín A., Rodríguez J. y Llorca J.</i>  | 460 |
| Estudio de las causas de fallo en las válvulas de los inyectores de un motor diesel.<br><i>Porto E., Iglesias F., Iglesias R, Merino P., Pena G., Collazo A., Pérez C.</i>     | 466 |
| Fatiga multipuntual en estructuras de autobús.<br><i>Lambert B., San Román García J.L. y Díaz López V.</i>   | 471 |

## SOBRE LA APLICABILIDAD DE TÉCNICAS DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO A LA DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE FRACTURA DINÁMICA DE MATERIALES COMPUESTOS

A. Fernández Canteli

Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación  
E.T.S.I.I. e I.I. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón.

**Resumen.** Se justifica la aplicación de la técnica del péndulo Charpy instrumentado para la determinación de los parámetros de fractura dinámicos en materiales compuestos, estableciendo las oportunas comparaciones con procedimientos ya generalmente aceptados para materiales metálicos, así como con los de los ensayos de fractura estática de los materiales compuestos, tratando en todo momento de tener presente las especificidades propias del material.

**Abstract.** The application of the instrumented Charpy impact testing technique for determining the fracture dynamics parameters of composites is justified by establishing the appropriate comparisons with procedures already accepted for metallic materials as well as with those used in the static fracture testing of composites. Throughout the analysis, the specific properties of the material are being taken into consideration.

### 1.- INTRODUCCIÓN

Un número considerable de componentes mecánicos y estructurales están sometidos a solicitaciones dinámicas, cuyo estudio presenta, en general, salvo adopción de importantes simplificaciones, serias dificultades de cálculo, debido a:

- Interacción entre carga y respuesta.
- Efectos inerciales.
- Dificultad de definir previamente con precisión la carga y su secuencia, lo que obliga a aplicar un tratamiento estadístico del problema, tanto en la definición de la solicitación, como de la respuesta.

Por otra parte, al igual que en el caso de carga estática, la presencia de defectos o fisuras en la estructura o elemento mecánico, debido al proceso de fabricación, o a su aparición durante la vida de servicio por diversas razones (tensiones, corrosión, manipulación, envejecimiento, etc.) pueden condicionar, y de hecho condicionan, su resistencia mecánica en mayor o menor grado, añadiendo al problema de diseño una dimensión más en su complejidad.

Con el fin de obviar las dificultades inherentes al cálculo dinámico convencional, no es infrecuente sustituir éste por uno cuasi-estático, consistente en realizar el cálculo a través de una carga estática mayorada, cuyos efectos resulten equivalentes a los de la carga dinámica real. En este caso, se supone que el proceso dinámico no afecta a la resistencia del material, aunque desde hace años se trabaja en la modelización de las leyes constitutivas del material bajo carga

dinámica, así como en el conocimiento de la influencia de éstas sobre la capacidad portante de la estructura mediante criterios de daño plástico (en principio, conceptualmente diferente al concepto de daño en Mecánica de Fractura).

El cálculo de fractura dinámica supone la obligada consideración de otros efectos, que no están presentes en el método dinámico convencional, ni tampoco en la fractura estática, ya que junto a los consabidos efectos inerciales, debidos a las rápidas variaciones en la magnitud y localización de la carga, se ha de tener presente que:

- Las características geométricas del modelo pueden quedar afectadas por el rápido crecimiento de las fisuras, influyendo, en consecuencia, sobre el comportamiento dinámico de aquél.
- En la zona de aplicación del impacto se generan ondas longitudinales, transversales y de Rayleigh, que en función de la geometría del elemento, tipo de señal pulsátil, duración de la misma y amplitud y tamaño de la grieta producen variaciones, en el sentido de aumentos o disminuciones temporales, del factor de intensidad de tensiones,  $K_I$ , con respecto al valor estático del mismo.
- La velocidad de variación de la solicitación,  $\dot{K} = dK/dt$ , influye también en las propiedades resistentes del material, alterando el valor de la tenacidad a fractura dinámica,  $K_{I,d}$ .
- El intervalo de tiempo, durante el que se produce el proceso de rotura, es extremadamente corto.

Si nos referimos, concretamente, al caso de materiales compuestos, se puede constatar que una buena parte de las aplicaciones de los materiales compuestos se producen primordialmente en los campos de automoción, aeronáutica, máquinas rápidas, material de elevación y otras de carácter estructural, en las que son frecuentes las sollicitaciones dinámicas. Parece lógico que los ensayos de caracterización mecánica de estos materiales se correspondan con las sollicitaciones reales a las que están sometidos en la práctica, con el fin de proporcionar los resultados necesarios para un dimensionamiento fiable, y, en consecuencia, resulta obvia la necesidad de que, junto al estudio de iniciación y crecimiento cuasi-estático de grietas, se dedique también esfuerzo al estudio del crecimiento dinámico de aquéllas, dado que su no-consideración puede conducir a roturas catastróficas.

La presente contribución sólo pretende ser una reflexión sobre la viabilidad de la caracterización dinámica de materiales compuestos mediante ensayos de impacto en el péndulo Charpy instrumentado con probetas entalladas o prefisuradas, es decir, en un rango de velocidades de impacto de 1 a 5 m/s aproximadamente, que se puede definir como medio.

La aplicabilidad universal del ensayo Charpy instrumentado para la determinación de la tenacidad a fractura en materiales compuestos no está, evidentemente, reconocida, lo cual parece lógico, si se tiene presente que aún no se ha alcanzado una deseable normalización para el cálculo de la tenacidad a fractura dinámica en los aceros, a partir de los resultados del ensayo. Sin embargo, esta situación conduce, en razón de la complejidad del problema planteado, a desaprovechar la posibilidad de lograr decisivos avances en el campo dinámico, a partir de la información, de las necesidades y dificultades de interpretación emanadas desde el propio ensayo dinámico, favoreciendo así un planteamiento excesivamente academicista que parece contribuir más bien a retrasar el esclarecimiento del potencial uso del ensayo Charpy. Esto contribuye a detenerse impropiamente en el análisis de los micromecanismos de rotura, cuando éstos, tal vez, podrían ser analizados, de manera más objetiva y práctica, desde los resultados de aquellos ensayos, es decir, desde sus manifestaciones en la gráfica de fractura dinámica.

Resulta sintomático observar que todas las objeciones teóricas, que impiden la aceptación apriorística del ensayo Charpy, van cayendo a medida que se adoptan sucesivas simplificaciones, para terminar concluyendo que es posible, y hasta satisfactorio desde una perspectiva rigurosa, la aplicación de los métodos estáticos estándar de la Mecánica de Fractura. El ensayo Charpy instrumentado, entre otros, facilita una información pormenorizada y completa de todo el proceso de fractura del material, por lo que se puede considerar como un procedimiento integral, de un enorme interés potencial.

## 2.- FACTORES QUE INFLUYEN EN LA APLICABILIDAD DEL ENSAYO CHARPY A MATERIALES COMPUESTOS

En el estado actual de conocimiento nadie parece poner en duda la aplicabilidad del ensayo Charpy instrumentado para determinar la tenacidad a fractura dinámica de aceros, aunque puedan mantenerse aún discrepancias sobre la metodología de evaluación a aplicar en cada caso, según el tipo de gráfica, que responde a diferentes composiciones, microestructuras o temperaturas de ensayo. Parece, pues, procedente tratar de analizar los factores que pueden provocar reticencias en la aplicación del ensayo Charpy a los materiales compuestos.

### 2.1 Factores inherentes al propio material

#### a) Ortogonalidad

La ortogonalidad afecta a los factores de intensidad de tensión  $y$ , en consecuencia, a la fórmula de evaluación de  $K_{Id}$ , por lo que en principio no son válidas las fórmulas de aplicación para el acero, que presuponen isotropía del material. Por la variedad de factores que intervienen en los materiales compuestos, tales como material, composición y disposición, parece difícil una generalización de una posible propuesta de solución [1, 2], pero, en definitiva, nada difiere de la problemática a la que se enfrenta la determinación de los parámetros de fractura estáticos. Junto a la deducción de los factores de forma para cada aplicación concreta, que entrarían en la derivación de las expresiones de  $K_{Id}$ , habría que considerar la realización de un estudio para conocer el comportamiento direccional, utilizando para ello probetas cortadas en diferentes direcciones del laminado.

El tema es evidentemente complejo: por un lado, la comprobación de tenacidad exige la investigación según diferentes direcciones, en principio no coincidentes con los ejes de ortogonalidad, lo que permite suponer la aparición de modos mixtos de fractura. Pero por otro, si se tiene presente que en la formulación estática de rotura se acepta la simplificación del problema mixto a uno de modo I, cabe pensar que sería aquí igualmente asumible. Tal vez una formulación simplificadora, conservadora y sencilla, basada en programación lineal, semejante al procedimiento seguido en el dimensionamiento plástico de placas de hormigón, podría ser aquí aplicable.

#### b) Homogeneidad

El concepto de homogeneidad parece responder más a un concepto de escala  $y$ , en consecuencia, depende fundamentalmente del nivel de observación. Un material puede ser considerado a nivel microestructural, anisótropo y heterogéneo, pero con un criterio menos estricto, cabe admitir a efectos prácticos su comportamiento como medio isótropo o cuasi-



isótropo y homogéneo. De hecho es habitual que, tras un planteamiento inicial en el que se cuestiona la aplicabilidad de las teorías propias de un material homogéneo, en razón a la influencia de este factor, se acabe aceptando implícita o explícitamente su no-repercusión. Criterios de fractura estática, como el de Nuismer-Whitney, o el del daño intrínseco, parecen indicar que la consideración de tensiones a una distancia representativa (tensión media, tensión puntual, zona dañada) permite ignorar el efecto de la heterogeneidad en materiales compuestos [3].

c) Capacidad de deformación plástica

El proceso de deformación dúctil en un acero y en un material compuesto, es aparentemente muy diferente. En el primero se inicia un proceso de plastificación para una fuerza suficientemente elevada, mientras que en el segundo se inicia un proceso de daño. Sin embargo, ambos fenómenos se manifiestan a través de una falta de linealidad en la zona alta del diagrama fuerza-desplazamiento, F-s, y del hecho de que el inicio del proceso de plastificación, o daño, respectivamente, no supone el agotamiento resistente del material.

A la vista de la fig.1 parece difícil admitir que los materiales compuestos de PEI-fibra de vidrio [4] no se deforman plásticamente, atribuyendo la pérdida de linealidad de la curva fuerza-deformación simplemente a la generación y crecimiento de una zona dañada en el frente de grieta, a pesar de que esa incurvación presenta una gran semejanza con la observada en un acero en el que aparece plastificación. También es de considerar que la teoría de plasticidad se aplica, sin mayor problema, en la rotura del hormigón por compresión, a pesar de la microfisuración y de los desconchamientos y desprendimientos de material. En consecuencia, se considera, que a efectos de evaluación de la tenacidad a fractura, el proceso de daño en los materiales compuestos puede ser asimilable a un proceso normal de plastificación.

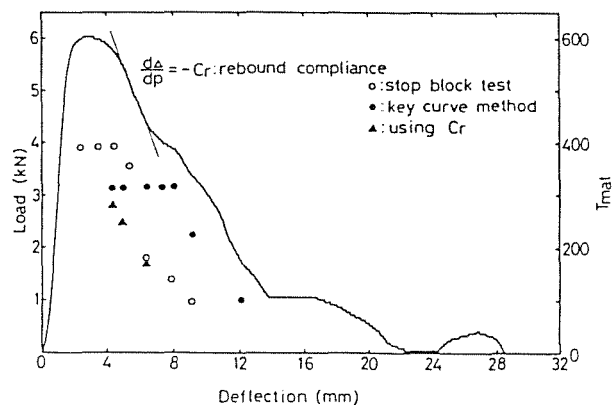
**2.2 Factores relativos a la realización del ensayo**

Dando por sentado que se cumplen los requisitos relativos a la frecuencia exigible al amplificador, que debe superar la frecuencia de las oscilaciones de la probeta producidas durante el ensayo, así como ser capaz de registrar la caída de la fuerza en el caso de un proceso de fractura frágil, se consideran los siguientes factores relativos al ensayo:

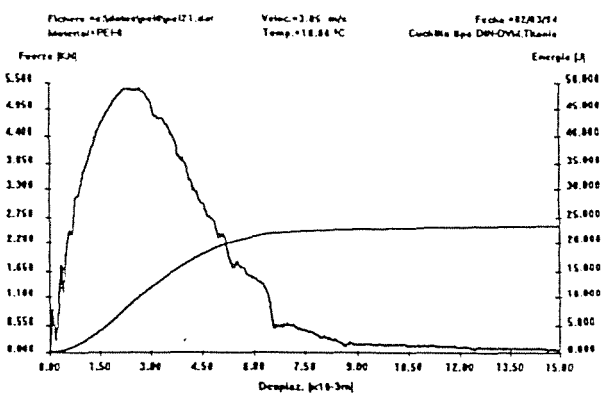
a) Espesor de probeta

Uno de los problemas específicos que se presenta en los materiales compuestos es el del espesor, que viene, en general, condicionado por el del componente mecánico o estructural real, sin que parezca factible ensayar espesores normalizados. A efectos prácticos esto supone que difícilmente se emplearán espesores que garanticen en la rotura de la probeta un estado de

deformación plana, lo que equivale a decir, que los valores de la tenacidad a fractura medidos en el ensayo serán válidos para dimensionamientos con el espesor ensayado, pero no para espesores mayores. La extrapolación de los resultados para el espesor de ensayo hasta el correspondiente a deformación plana, no parece, de momento, deducible en base a consideraciones teóricas.



a)



b)

Fig. 1. Comparación de gráficas Charpy para: a) acero St-37 para recipientes a presión. De [8], b) material compuesto PEI-fibra de vidrio. De [4].

Cuando se ensayan laminados de pequeño espesor, el problema se agrava, puesto que se puede dar una imposibilidad práctica de realizar el ensayo. El apilamiento de laminados puede ser una alternativa interesante, a juzgar por las pequeñas discrepancias obtenidas para diferentes soluciones de preparación de las probetas.

Otro aspecto a considerar en relación con el espesor de la probeta, es la influencia de éste sobre el factor de calibración de la banda extensométrica, que debe estar referido al espesor real de la probeta ensayada. Para espesores de probeta menores del estándar, el

mantenimiento del factor de calibración supondría una sobreestimación de  $K_{Ia}$ , que, con dependencia del espesor, puede alcanzar diferencias de valores de hasta un 20 % aproximadamente [4].

#### b) Entalla y prefisuración

La tipología de la fractura por fatiga en los materiales compuestos se caracteriza, no por la formación de una única fisura, sino por un daño más o menos extenso en la zona del frente de grieta. Por ello, no parece oportuna una prefisuración de las probetas para los ensayos Charpy. El radio de la entalla por mecanizado o corte, no parece tener una influencia apreciable sobre el valor medio de los resultados, aunque una incisión limpia con cuchilla para crear el frente de grieta, como alternativa a la prefisuración, conduce a una menor dispersión de los resultados que en el caso de corte con un disco de diamante de 0.5 mm de diámetro.

#### c) Efecto de las oscilaciones (pérdida de contacto)

La primera parte del registro carga-tiempo en el ensayo dinámico de impacto está fuertemente influenciado por la carga de inercia, que hace oscilar a la probeta con respecto a la cuchilla instrumentada durante todo el resto de la realización del ensayo. Dado que la tenacidad de fractura va a ser deducida a partir de la energía y ésta, a su vez, de la carga aplicada, se comprende que las discrepancias que se pueden producir entre la carga registrada y la carga real de flexión durante el pico de inercia y los subsiguientes, son de suma importancia para determinar el valor cuantitativo de la tenacidad a fractura del material que se pretende determinar.

La pérdida de contacto entre probeta y cuchilla, o entre probeta y apoyos ha podido ser demostrada, tanto experimental como numéricamente por diferentes investigadores [6]. Resulta interesante observar que se producen diferencias entre el ensayo convencional y el ensayo invertido en relación con la pérdida de contacto de la probeta, tanto respecto de la cuchilla, como de los apoyos, así como en el momento y en la secuencia en que se produce el despegue (ver fig. 2). Ello conlleva diferencias significativas en las gráficas para ambas metodologías. Sin embargo, se puede concluir que hay acuerdo general en que no es posible evitar las oscilaciones en la medida de la carga de impacto, debido a las diferentes velocidades entre cuchilla y probeta, tanto en el caso del ensayo convencional como en el del ensayo invertido.

#### d) Velocidad de impacto

La velocidad de impacto en el ensayo está sometida a dos restricciones contrapuestas. Por un lado, la velocidad debe ser suficientemente elevada como para que la energía disponible en el péndulo sea al menos el triple de la energía consumida en el proceso de rotura, pero por otro, se observa que cuanto mayor es la

velocidad de impacto, mayor es también la amplitud de las oscilaciones [7] (ver fig.3), por lo que la velocidad ha de ser suficientemente baja para que la gráfica presente un número alto de oscilaciones, permitiendo que la medida de la energía de deformación sea fiable y significativa. Este punto es tratado con mayor detalle en el apartado 3.1.

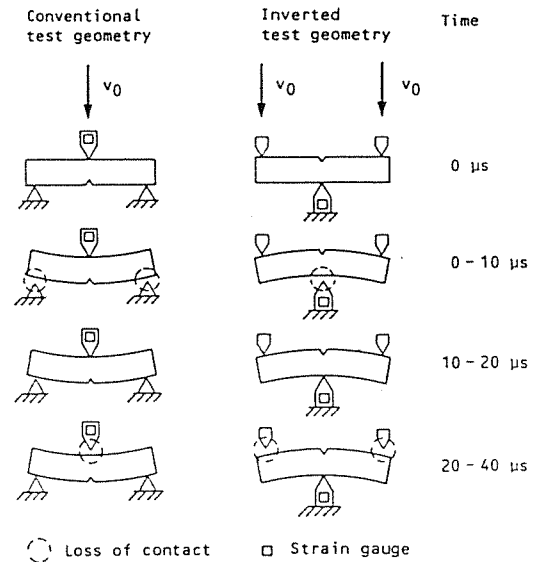


Fig.2. Detalle del despegue de la probeta, en el caso de ensayo convencional e invertido. De [6].

Dentro de los márgenes habituales de velocidad de impacto, entre 1 m/s y 5 m/s, se observa que se pueden producir cambios considerables en la tendencia de los resultados, para pequeños márgenes de variación de la velocidad.

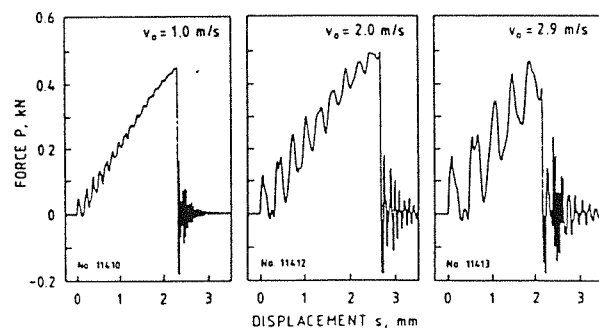


Fig. 3. Gráficas F-s de un polímero, para diferentes velocidades de impacto. De [7].

#### e) Material de la cuchilla

En el caso de ensayos con probetas fabricadas con polímeros u otros materiales blandos, puede ser aconsejable la instalación de una cuchilla de un material menos rígido que el acero, como aleaciones de Aluminio, Magnesio o Titanio, o bien resina epoxi, que muestra una alta resistencia, buena trabajabilidad a mecanizado, comportamiento marcadamente elástico

lineal e independencia de la velocidad de aplicación. Cuanto menor es el módulo de elasticidad, mayores son las deformaciones en la cuchilla y, por tanto, mayor es la sensibilidad en la medida, pudiendo así reducirse adecuadamente la velocidad de impacto para el caso de materiales frágiles [7].

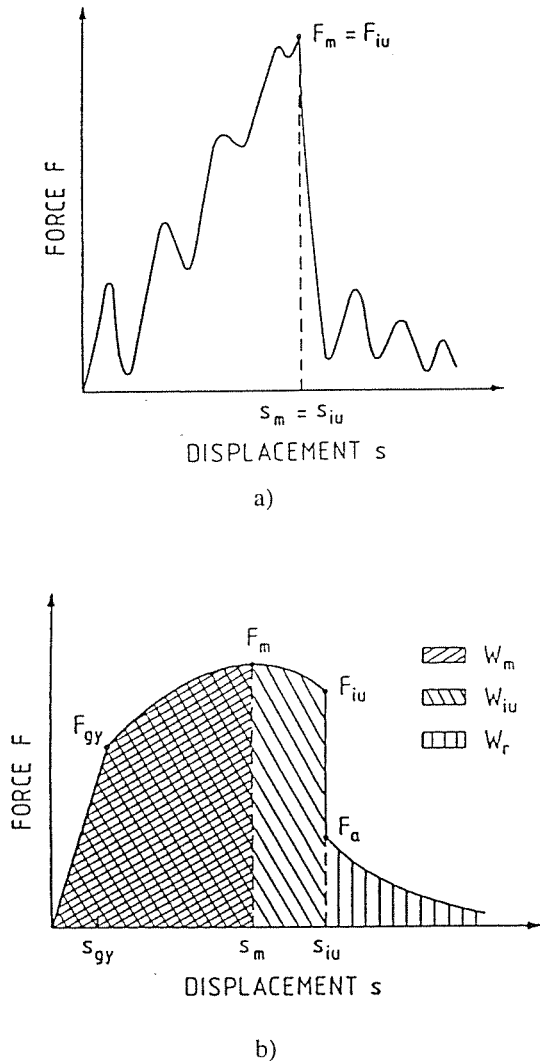


Fig. 4. Gráficas esquemáticas, típicas de ensayo Charpy instrumentado a) Material frágil, b) Material dúctil. De [8].

f) Energía cinética residual

La energía cinética (de traslación y de rotación) que posee la probeta tras del proceso de fractura dinámica puede ser considerable, especialmente en el caso de materiales con rotura frágil y baja energía de fractura. Incluso en materiales metálicos y particularmente en acero, puede llegar a suponer un porcentaje inesperadamente alto de la energía total. En [7] se informa de contribuciones de hasta un 40% de la energía cinética sobre la energía total en la fractura de polímeros, mientras que en aceros más o menos frágiles, puede suponer un 10% . o incluso mayores, a velocidades más altas [4]. Por ello, es de suponer que

en materiales compuestos frágiles ese porcentaje puede ser igualmente significativo y de obligada consideración en el cálculo cuantitativo de la tenacidad a fractura.

g) Dispersión en los resultados

Una característica inherente a los materiales compuestos es la alta dispersión presente en los resultados experimentales de sus características mecánicas y particularmente de las de fractura. Ello representa un nuevo problema añadido, cuando se trata de decidir sobre la verificación de alguna hipótesis, sobre la aplicabilidad de algún procedimiento de evaluación, o sobre una interpretación cuantitativa o cualitativa de propiedades, en especial, si se opera con un número relativamente reducido de ensayos.

h) Período propio de vibración de la probeta

Según se ha visto en el apartado referente a la velocidad de impacto, el período propio de vibración de la probeta juega un papel restrictivo en la posible validez de los ensayos, obligando, según los casos, a cambiar de procedimiento de evaluación, o a limitar la velocidad de impacto. Su cálculo puede realizarse mediante una fórmula aproximada (ver apartado 3.1), aunque es de dudosa utilidad para el caso de materiales ortogonales, pudiendo ser conveniente su determinación experimental en el propio ensayo. Se puede comprobar que el orden de magnitud de los valores del período de vibración para probetas de materiales compuestos, tales como PEI-tejido de vidrio o epoxi-fibra unidireccional de carbono, coincide aproximadamente con el del acero [4].

3.- POSIBLE TIPIFICACIÓN DE GRÁFICAS CHARPY PARA EL CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA

Los ensayos con el péndulo Charpy instrumentado se utilizan para calcular la tenacidad a fractura dinámica de materiales. Con tal objeto, se mide la fuerza, F(t), que se desarrolla durante el proceso de rotura en la cuchilla de la maza del péndulo en función del tiempo, por medio de la instrumentación con bandas extensométricas. Mediante la oportuna conversión, es posible expresar la fuerza en función del desplazamiento:

$$s(t) = \int [v_0 - 1/m \int F(t)dt] dt \tag{1}$$

en la que:

- s = desplazamiento de la probeta en el punto de impacto
- v<sub>0</sub> = velocidad inicial del impacto
- m = masa de la maza
- F = fuerza registrada
- t = tiempo transcurrido desde el inicio de la carga

de modo que es posible calcular el trabajo desarrollado,

es decir la energía consumida, hasta alcanzar un determinado desplazamiento, mediante una simple integración:

$$W(s) = \int_0^s F(s) ds \quad (2)$$

En la fig. 4 pueden verse dos gráficas representativas de ambos tipos, dúctil y frágil, en las que aparecen indicados los respectivos puntos característicos de las fuerzas y de los desplazamientos. Los subíndices corresponden a los siguientes conceptos:

- gy = comienzo de la plastificación total del ligamento, o final del crecimiento lineal de la fuerza
- m = valor máximo
- iu = comienzo de la propagación inestable de grieta
- a = fin de la propagación inestable de grieta.

En lo que sigue, y a la vista de las argumentaciones expresadas en el apartado 2, se supone un esquema de tipificación de gráficas Charpy, con sus correspondientes procedimientos de evaluación, siguiendo un esquema similar al propuesto por Kalthoff [8], para el cálculo de tenacidad a fractura de aceros (fig. 5).

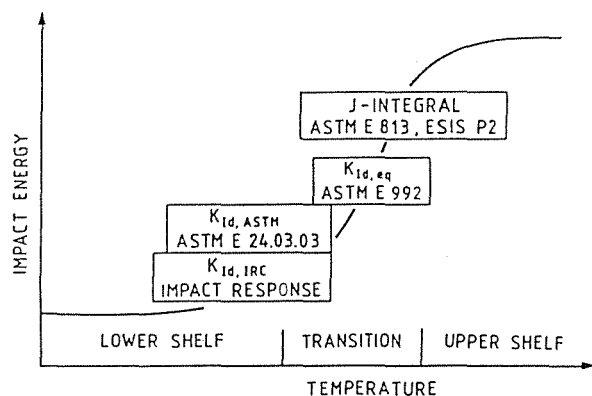


Fig. 5. Esquema de procedimientos para el cálculo de la tenacidad a fractura dinámica en aceros, en función de su posición en la curva de transición. De [8].

La elección de fuerza o energía como parámetro de escala para deducir la tenacidad a fractura dinámica en materiales compuestos ha sido ya tratada por otros autores, al menos en relación con el daño de impacto [9] y puede ser razonablemente trasladada a nuestro problema. De acuerdo con ello, se puede hacer una primera clasificación de materiales compuestos, según el resultado de la gráfica Charpy instrumentada:

### 3.1 Rotura de la probeta antes de lo que se podría definir como aparición de daño generalizado.

Se trata de materiales compuestos con gráficas de tipo "triangular" (ver fig. 6a), es decir, las que resultan de un comportamiento elástico lineal hasta la rotura frágil.

En este caso y de acuerdo con la propuesta de norma ASTM E 24.03.03 [10], la tenacidad a fractura dinámica,  $K_{Id}$ , puede ser deducida, utilizando las mismas expresiones convencionales que definen el factor de intensidad de tensiones estático, a partir del valor crítico de la fuerza, medido en el instante del comienzo de la inestabilidad de la fractura. Por otro lado, la relación entre fuerza y energía es lineal, y existe, por tanto, equivalencia directa entre ambas magnitudes.

Este procedimiento no es aplicable con total generalidad debido a una serie de factores, tales como las vibraciones forzadas en la probeta durante el proceso de rotura que se traducen en oscilaciones de la fuerza medida durante la fase inicial (ver fig. 4 a), lo que supone incertidumbre en la determinación de la verdadera carga de rotura. Por otro lado, se destaca el hecho de que se utilice un procedimiento de evaluación estático para la determinación de un valor característico de la resistencia dinámica.

En consecuencia, el método sólo suministrará resultados representativos y fiables, cuando la rotura se produzca después de un tiempo suficientemente dilatado, de modo que se establezca en la probeta un proceso de rotura cuasi-estático. Esta limitación excluye el estudio de materiales frágiles en los que se emplean velocidades altas de impacto.

En general se observa una superposición de la señal de salida con las oscilaciones. La línea media, trazada a través de las oscilaciones crece siguiendo una trayectoria prácticamente rectilínea. La fuerza máxima,  $F_m$ , coincide de hecho con la fuerza que marca el inicio de rotura inestable,  $F_{iu}$ . En este caso, el cálculo de la tenacidad a fractura,  $K_{Id}$ , puede realizarse, según la MFEL, a partir de la fuerza crítica,  $F_{iu}$ , utilizando una fórmula similar a la propuesta por ASTM E 399 [11] para probetas SENB, con la única diferencia de que en la expresión:

$$K_{Id} = \left( F_{iu} S / BW^{3/2} \right) f(a/W) \quad (3)$$

en la que:

- $F_{iu}$  = fuerza crítica
- $S$  = distancia entre apoyos
- $B$  = espesor de probeta
- $W$  = ancho de probeta
- $a$  = tamaño de fisura.

el factor de forma,  $f(a/W)$ , correspondería al caso concreto de material ortótropo ensayado. Para que el resultado cuantitativo de la  $K_{Id}$  fuera válido, se tendrían que cumplir ciertas condiciones:

a)  $t_{iu} \geq 3\tau$ . Es decir, el intervalo de tiempo hasta la rotura tiene que ser mayor que el triple de  $\tau$ , período natural de oscilación de la probeta, con el fin de poder asegurar que las oscilaciones se han amortiguado.  $\tau$  se podría calcular con la ayuda de una expresión

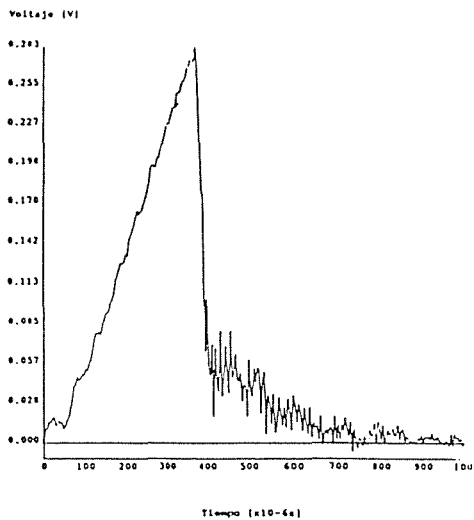
semejante a la propuesta por ASTM E 24.03.03 [10]:

$$\tau = (1.68(SWEBC)^{1/2}) / c_0 \quad (4)$$

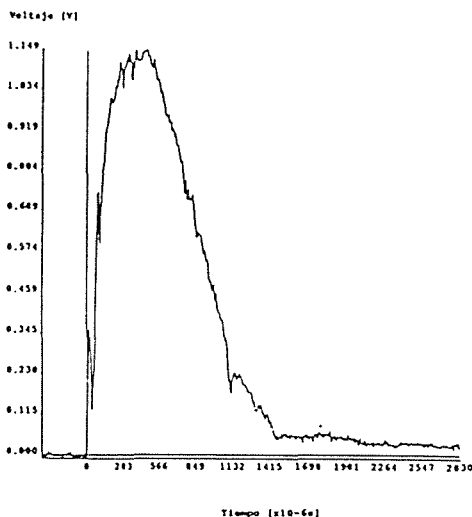
en la que:

- S = distancia entre apoyos
- W = ancho de la probeta
- E = Módulo de Young
- B = espesor de la probeta
- C = elasticidad de la probeta
- c<sub>0</sub> = velocidad de la onda longitudinal.

La dificultad de proporcionar una expresión de general aplicación para el caso de materiales compuestos, en general ortótropos, induciría a recomendar una determinación estimativa de  $\tau$  por vía experimental.



a)



b)

Fig. 6. Gráficas Charpy representativas de materiales compuestos a) Tipo frágil: epoxi-fibra de carbono, b) Tipo dúctil: PEI-fibra de vidrio.

b) La rotura se debe producir antes de la aparición del daño generalizado. Para ello, se comprueba la relación fuerza-desplazamiento, para  $F_{iu}$  y para  $1/2 F_{iu}$  aproximadamente. Si ambas relaciones difieren en menos del 10%, se considera que la rotura se produce antes del daño generalizado.

c) Para garantizar un potencial energético suficiente en la rotura, se exige que la energía disponible en el péndulo sea al menos el triple de la energía consumida en el proceso de rotura.

Una condición suplementaria, presente para los aceros, relativa a la rectilineidad del frente de fractura, no parece procedente para el caso de los materiales compuestos.

Como se puede observar, las condiciones a) y c) acotan la velocidad de impacto, al ser contrapuestas en su objetivo. El no-cumplimiento de la condición b), supondría la invalidez del método, mientras que en los otros casos, cabrían más interpretaciones.

En particular, el incumplimiento de la condición a) puede superarse a través del método de curvas de reacción al impacto (IRC), desarrollado por Kalthoff et al. [12], que permite considerar los efectos dinámicos, liberándose así de cualquier restricción derivada de la velocidad de sollicitación. El procedimiento está basado en que, para condiciones de ensayo constantes, la evolución temporal de la sollicitación en el frente de grieta, que puede ser determinada numérica o experimentalmente, depende sólo de las propiedades elásticas del sistema "instalación de ensayo-probeta". Debido a ello, el proceso real de medida se reduce a la determinación del tiempo de comienzo de la rotura,  $t_{iu}$ , a partir del cual se puede deducir de la curva de reacción al impacto el correspondiente factor de intensidad de tensiones dinámico,  $K^{din}(t_{iu})$ , que corresponde, como valor crítico, a la tenacidad a fractura,  $K_{Id}$ .

**3.2 Rotura de la probeta tras aparición de daño generalizado.**

En los materiales compuestos con comportamiento dúctil, es decir, los que presentan una progresión de daño continua, que se podría describir como "plástica", con crecimiento no inestable de grieta en la fractura, resultan gráficas de tipo "redondeado" en la zona de transición a la fuerza máxima, en la que ésta no es fácilmente identificable, presentando una caída poco abrupta en la etapa de crecimiento de fisura (ver fig. 6b).

Un primer procedimiento a emplear para la caracterización dinámica de materiales compuestos de este tipo, podría consistir en el propuesto en ASTM E 992 [13] para aceros con fractura inestable, no caracterizada por un crecimiento lineal de la fuerza, o incluso para no-constancia de inestabilidad en la rotura.

En este caso, se calcula una tenacidad a fractura equivalente,  $K_{Id}$ , a partir de una fuerza equivalente,  $F_{iu,eq}$ , definida como aquella que, en el supuesto de un comportamiento fuerza-desplazamiento lineal en la primera etapa del diagrama, supondría la misma energía de rotura, que en la gráfica real hasta el valor máximo de la fuerza, es decir hasta  $F_m$  (ver fig. 7). El cálculo de la tenacidad a fractura equivalente se realizaría como en el caso anterior, es decir, con ayuda de la expresión (3).

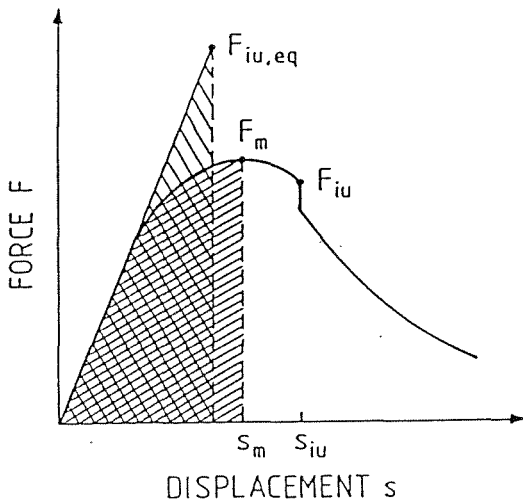


Fig. 7. Gráfica esquemática ilustrativa del método de la tenacidad a fractura equivalente. De [8].

Aquí el problema aparece ligado a la determinación de la energía, si bien ésta, a su vez, estará condicionada por la magnitud de la carga máxima, que marca su límite superior de integración. En la definición de la carga máxima, indicativa del comienzo del crecimiento estable de grieta, reside, precisamente, la máxima dificultad del procedimiento, según se verá a continuación. En esta situación, y en analogía con el caso de sollicitación estática, procede el empleo de la integral  $J$  para caracterizar la tenacidad a fractura dinámica, como magnitud habitual de referencia en la Mecánica de Fractura no-lineal.

Como en el caso estático, también se pueden plantear dos vías de cálculo:

#### a) Técnica de probeta única.

Para superar la dificultad de determinar el comienzo de la propagación estable de la grieta, se puede considerar la utilización de diferentes técnicas empleadas en el ensayo estático, tales como análisis de emisión acústica, potencial eléctrico, etc. Una técnica interesante es la medición por láser de la abertura de la grieta COD, tal como propone Rintamaa [6], que parece ofrecer mejores concordancias entre los factores de intensidad de tensión medidos estáticamente y la sollicitación dinámica real medida en el frente de grieta,

en el rango  $1.5\tau \leq t \leq 3\tau$ , para el péndulo invertido desarrollado por el autor, que para el péndulo convencional. El cambio de pendiente de la línea de COD, permite determinar el comienzo del crecimiento estable de grieta. El procedimiento ha sido ya contrastado satisfactoriamente con los resultados obtenidos mediante el método "low-blow" y presenta la evidente ventaja de la utilización de menor número de probetas, frente a la otra alternativa de ensayo múltiple.

Por su parte, el método de emisión acústica no parece ser un método apropiado para la detección del crecimiento estable de grieta, mientras que se han podido constatar discrepancias de resultados entre el método de COD propuesto por Rintamaa y el de emisión magnética. En cualquier caso, éste último no es aplicable a materiales compuestos, por lo que el COD se presenta como el más recomendable. Sin embargo, aún no se han disipado las dudas sobre la efectividad de estas técnicas de detección.

#### b) Técnica de varias probetas.

Se trata aquí de definir la curva  $J-\Delta a$ , con la correspondiente línea de enromamiento, que puede seguir un tratamiento paralelo al caso estático. Para ello se determinarían en sucesivos ensayos los valores de la integral  $J$ , como superficie bajo la curva fuerza-desplazamiento, así como los correspondientes crecimientos estables de grieta,  $\Delta a$ , medidos a partir de la superficie de rotura, que pueden ser obtenidas mediante diferentes técnicas, entre las que se destaca la de "low-blow". Dado que, a diferencia del ensayo estático, la carga no puede ser aplicada progresivamente, la medición del crecimiento estable de grieta, como zona diferenciada de la entalla inicial y de la posterior rotura estática, puede entrañar una considerable dificultad, derivada de las características del material y de su fractura. Para la determinación analítica de la curva de ajuste,  $J-\Delta a$ , y de la línea de enromamiento se puede seguir un procedimiento análogo al recomendado para metales [8], que implica el cálculo de los diferentes parámetros. El valor de  $J_{Id}$  vendría dado por el punto de corte de la línea de enromamiento y la curva de ajuste.

## 4.- CONCLUSIONES

A lo largo de esta contribución se ha tratado de demostrar que:

- 1.- El ensayo Charpy instrumentado es una técnica potente, de sencilla realización, de bajo coste y de general aplicación para la determinación de los parámetros de fractura dinámica, siempre que sea realizada con los adecuados parámetros de ensayo y correctamente interpretada.
- 2.- No se encuentran razones que justifiquen la no-aplicación de procedimientos afines a los utilizados en la determinación de los parámetros de fractura estática

para la determinación de parámetros de fractura dinámica. Las objeciones relativas a ortotropía, heterogeneidad y comportamiento no-plástico en los materiales compuestos son igualmente aducibles en ambos casos, observándose que para el caso estático se suele encontrar justificación para la "relajación" de estas objeciones. El problema parece radicar más en la dificultad de encontrar las expresiones adecuadas, es decir, los procedimientos, que permitan deducir el correspondiente parámetro de fractura dinámica a partir de la energía o, en su caso, de la fuerza máxima.

3.- Las gráficas fuerza-tiempo o fuerza-desplazamiento del ensayo Charpy instrumentado para materiales compuestos, presentan una cierta variedad tipológica, que caracteriza al proceso de rotura de las numerosas variantes de forma y de composición de estos materiales. Esto no debería ser un impedimento para la aplicación generalizada de esta técnica a la caracterización dinámica de los materiales compuestos. Antes bien, la información que proporciona este ensayo sobre el proceso de rotura, permite una mejor comprensión de los micromecanismos actuantes en el mismo, contribuyendo así a la propia justificación del empleo de esta técnica.

4.- La interpretación conceptual de los resultados del ensayo Charpy instrumentado no difiere de la empleada en el caso de aceros, más que en el aspecto formal de los micromecanismos específicos que intervienen en cada caso. La medida de la energía consumida en el proceso de rotura parece una referencia justificada para cuantificar el comportamiento a rotura de los materiales compuestos, ya sea, a través de su traducción como tenacidad a fractura dinámica,  $K_{Id}$ , en los casos en que se observe un comportamiento elástico lineal, con rotura frágil, o bien, a través de la integral  $J_d$ , cuando el comportamiento en rotura responda a lo que se podría entender como "plástico" en el más amplio sentido de la palabra, tanto en el caso de crecimiento inestable, como en crecimiento estable de la grieta.

## 5.- BIBLIOGRAFÍA

[1] Khanna S.K., Shukla A. "Development of Stress Field Equations and Determination of Stress Intensity Factor During Dynamic Fracture of Orthotropic Composite Materials". Eng. Fract. Mechanics Vol. 47, No 3, pp 345-359, 1994.

[2] Blumenauer H., Pusch G. "Technische Bruchmechanik". Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993.

[3] Rodríguez González C. "Tenacidad a fractura en plásticos reforzados con fibras cortas de vidrio aleatoriamente distribuidas". Tesis doctoral. Universidad de Oviedo, 1992.

[4] del Coz Díaz J.J. "Técnicas experimentales y métodos numéricos aplicados a la determinación de los parámetros de fractura dinámica". Tesis doctoral. Universidad de Oviedo, 1994.

[5] Kobayashi T., Yamamoto I., Niinomi M. "Evaluation of Dynamic Fracture Toughness Parameters by Instrumented Charpy Impact Test". Eng. Fract. Mechanics Vol. 24, No. 5, pp 773-782, 1986.

[6] Rintamaa R. "Single Specimen Fracture Toughness Determination Procedure Using Instrumented Impact Test". VTT Technical Research Centre of Finland, Espoo, Doctoral Thesis, 1993.

[7] Kalthoff, J.F. "On the Validity of Impact Energies Measured with Polymeric Specimens in Instrumented Impact Tests". ESIS Public. 19 "Impact and Dynamic Fracture of Polymers and Composites". J.G.Williams and A. Pavan Editors, Mech. Eng. Publications, pp. 21-31, 1995.

[8] Kalthoff, F.J. "Grundlagen zur Messdaten-Auswertung für Schlagbiegeversuche mit gekerbten und angerissenen Charpy-Proben". Internal Report. Experimentelle Mechanik, Ruhr-Universität Bochum, 1996.

[9] Delfosse D., Poursartip A. "Energy-based approach to impact damage in CFRP laminates". Composites, Part A, 28 A, pp. 647-655, 1997.

[10] ASTM E 24.03.03 "Proposed Standard Method of Test for Instrumented Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials". ASTM. Philadelphia, PA, 1981.

[11] ASTM E 399. "Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" Annual Book of ASTM Standards. Section 3.

[12] Kalthoff, J.F., Böhme W., Winkler S. "Eine neue Methode zur  $K_{Id}$ -Bestimmung mit angeschwungenen Charpy-Proben im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch". 17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge und der Fachgruppe Bruchmechanik des SVMT. Basel, 12-13 Februar, 1985.

[13] ASTM E 992 "Standard Practice for Determination of Fracture Toughness of Steels Using Equivalent Energy Methodology". Annual Book of ASTM Standard, Section 3.



## METODOS OPTICOS EN FRACTURA DINAMICA

F.G. Benitez

Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla,  
Av. Camino de los Descubrimientos, 41092-Sevilla.

**Resumen.** En esta ponencia se revisan suscintamente las técnicas ópticas con aplicación contrastada en Dinámica de Fractura, haciendo énfasis en sus ventajas e inconvenientes. Una de las secciones se ha dedicado al sistema óptico de captación de imágenes, que debido a su alto costo económico exige un detallado estudio antes de su posible adquisición con vistas a su utilización en investigación experimental. Finalmente se presenta una breve lista muy seleccionada de la bibliografía imprescindible para introducirse en este fascinante área.

**Abstract.** This work is an overall review of the optical methods widely used and accepted in Fracture Dynamics applications. It is focused on the advantages and drawbacks of the different techniques. One of the sections is devoted to the optical system of image capturing, due to the fact that it is a costly piece of equipment that needs a detailed study before purchasing in order to be used in experimental research. Finally a brief reference list basic for working in this fascinating area is presented.

## 1 INTRODUCCION

El proceso de fisuración o fracturación de un material es siempre un evento dinámico: la grieta, fisura, entalla o defecto, aparece en un instante dado, se desarrolla durante un periodo de tiempo (crece o evoluciona de determinada manera) y finalmente deja de evolucionar (se detiene) o desaparece por cambio de naturaleza (la grieta desaparece y en su lugar aparecen nuevas superficies, tal y como ocurre en el caso de la separación de un elemento en varias partes). Desde el punto de vista técnico, las tres fases anteriores se clasifican bajo las denominaciones de generación y nucleación, crecimiento, y detención.

El objeto de la Dinámica de Fractura consiste en dar respuesta, proporcionando las bases cualitativas y cuantitativas, al comportamiento de grietas y fisuras, durante el proceso de crecimiento; el cual se encuentra caracterizado principalmente por la velocidad de crecimiento, entre otros factores de menor importancia (tal como la aceleración). Desde el punto de vista cualitativo de un observador no técnico, esta velocidad podría clasificarse en el rango bajo, medio o alto, atendiendo a nuestra escala de tiempo y a la capacidad visual del ojo humano; sin embargo, cuanti-

tativamente esta clasificación puede realizarse de una forma más precisa adimensionando la velocidad de crecimiento por velocidades características de las ondas que pueden transmitirse por el material o elemento implicado (ondas  $c_p$ ,  $c_s$ , superficiales de Rayleigh y Love, de flexión, de torsión, etc). Así, cuando el *ratio* velocidad de crecimiento frente a velocidad de ondas es bajo, los efectos inerciales son bajos y no puede hablarse de Dinámica de Fractura sino de un proceso estacionario *cuasi-estático* de crecimiento de grieta. Sólomente cuando el *ratio* anterior alcanza valores de tipo medio y alto puede, propiamente, hablarse de Dinámica de Fractura.

Desde el punto de vista científico al estar el objetivo de esta materia nítido, pero solo parcialmente desarrollado y alcanzado, su interés es indudable para eruditos, estudiosos e investigadores. Desde el punto de vista ingenieril, existen otras facetas de este área que merecen mención y que presentan una contraprestación práctica y aplicada. La primera de ellas presenta un carácter conservador: establecer todas las bases y fundamentos explicativos para dar respuesta al hecho del fallo de los materiales, elementos y estructuras en las que aparecen grietas y fisuras, con el fin de evitar su crecimiento y la eventualidad del fallo

final (i.e: aparición y crecimiento de grietas en el fuselaje de una aeronave); la segunda faceta tiene una orientación diametralmente opuesta: definir las condiciones más optimas para que estos defectos crezcan controladamente, a velocidad determinada fija, a máxima velocidad posible, etc.(i.e: crecimiento de grieta en el anillo de separación interfases en una lanzadera espacial).

Como en todas las áreas científicas en las que tiene cabida la experimentación, en Dinámica de Fractura esta metodología pretende reproducir el crecimiento de grietas en condiciones controladas, monitorizando parcial o totalmente el proceso. El objeto de esta comunicación es presentar un cuadro resumido de los métodos útiles para la monitorización óptica de fracturas dinámicas, la cuantificación de los estados deformacionales y la determinación de los tensionales.

## 2 METODOS OPTICOS

Los métodos ópticos, en experimentación, presentan la ventaja de capturar simultáneamente un cúmulo ingente de información adicional a la propia información básica que se pretende obtener. Así por ejemplo, una serie de fotogramas correspondientes al crecimiento de una grieta, no solo permite extraer la velocidad de ésta sino que puede contener el proceso de creación de una ramificación (*branching*) o la propagación de los frentes de onda circulares alrededor del fondo de la grieta, entre otras informaciones no explícitamente buscadas.

La aplicación de metodologías ópticas, como herramientas en la experimentación en Dinámica de Fractura, exige un sistema de aparataje que es subdividido en las técnicas ópticas de medida (iluminación visible, infrarroja, X; lentes y material óptico; etc.) y el sistema de captación del evento. Atendiendo a esta subdivisión, en esta comunicación, se presentará una breve descripción de los distintos equipos y metodologías existentes hasta la fecha, más comúnmente utilizados con éxito.

### 2.1 Técnicas Ópticas de Medida

Los sistemas utilizados persiguen visualizar los estados deformacionales y/o tensionales que se generan durante el proceso de crecimiento y propagación de una grieta. Las técnicas en las que se

basan estos sistemas se clasifican atendiendo a que puedan aplicarse al modelo real que se desea estudiar o bien a una réplica del mismo, entre las más conocidas se tienen:

#### 2.1.1 Fotoelasticidad

Utiliza modelos réplica del original fabricados en material birrefringente. La superficie del modelo fotoelástico actúa como un divisor de haz, dividiendo éste en dos componentes polarizados ortogonalmente. Estos dos componentes atraviesan el material fotoelástico, que deberá estar cortado en láminas delgadas de espesor constante, recorriendo diferentes longitudes debido al cambio experimentado por el índice de refracción en diferentes puntos del material como consecuencia del estado tensional al que se encuentre sometido. Cuando estos componentes emergen del modelo, presentan una diferencia de fase relativa; la recombinación de estos dos componentes da lugar a un mapa de franjas interferométricas que proporcionan la información adecuada para cuantificar el estado tenso-deformacional. Esta diferencia de fase relativa es directamente proporcional a la diferencia entre las dos tensiones principales con direcciones perpendiculares a la de propagación del rayo luminoso incidente, pudiéndose expresar esta relación como:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = N \frac{f}{h},$$

donde  $f$  es una constante que depende del material birrefringente y de la longitud de onda de la luz monocromática polarizada utilizada,  $h$  el espesor de la lámina del material analizado, y  $N$  es la razón entre la diferencia de fases y  $2\pi$  ( $\frac{\Delta}{2\pi}$ ).

Las franjas que aparecen cuando una réplica de un modelo bidimensional fabricado en material birrefringente se visualiza en un polariscopio circular, estando sometido a un estado tensional, representan el lugar geométrico en el que la diferencia de tensiones principales (promediadas a lo largo del espesor de la lámina) es una constante.

Esta metodología de análisis se denomina fotoelasticidad por transmisión y es únicamente válida para el ensayo de réplicas fabricados en materiales birrefringentes. Un esquema de la disposición experimental descrita se muestra en la figura 1.

Una extensión de esta técnica a réplicas tridimensionales fabricadas en material birrefringente per-

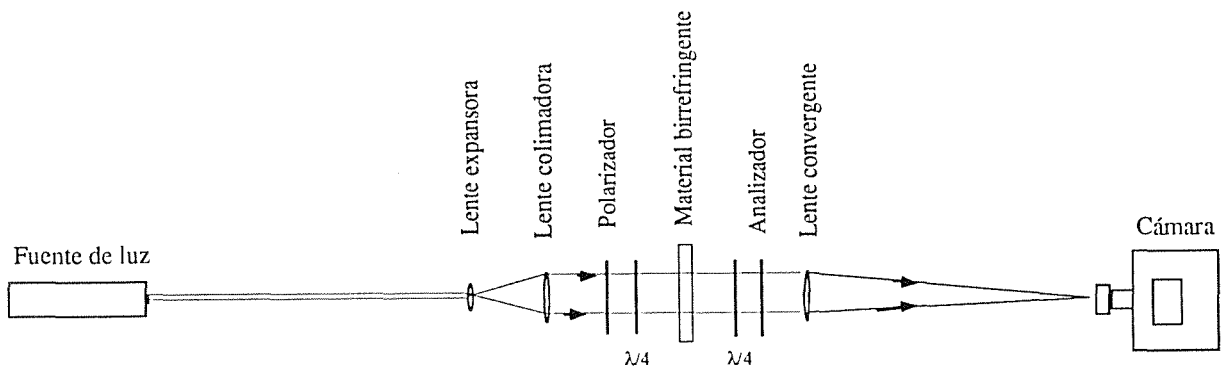


Figure 1: Fotoelasticidad por transmisión

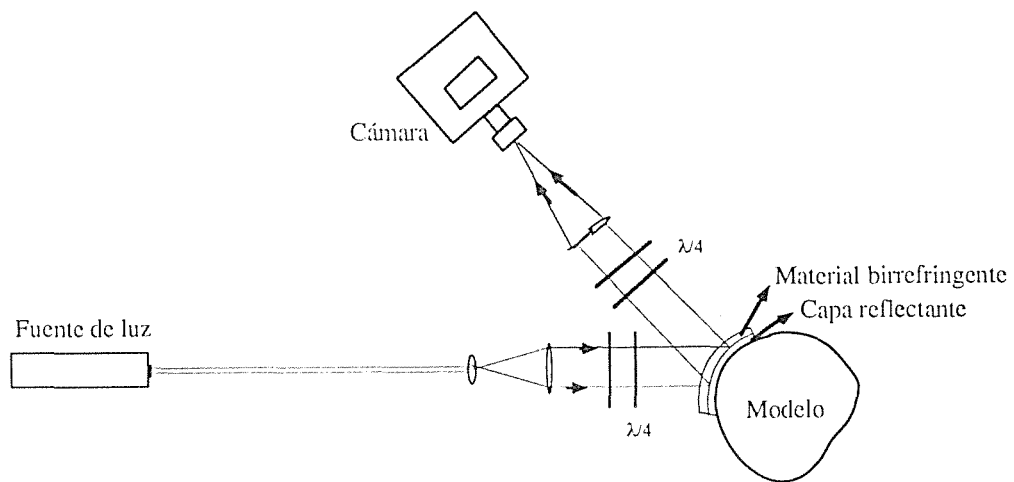


Figure 2: Fotoelasticidad por reflexión

mite analizar estados tensionales interiores del modelo. Existen diversas variedades más o menos sofisticadas:

Por congelación de tensiones. Consiste en aplicar el estado de cargas sobre un modelo fabricado en plástico birrefringente cuando está sometido a una temperatura alta; enfriamiento hasta temperatura ambiente; eliminación del sistema de cargas; cortado del modelo en rebanadas delgadas; visualización en el polariscopio del estado tensional de cada rebanada. Presenta el inconveniente de que solamente puede ser aplicado a cargas estáticas, pero no dinámicas.

Por holografía fotoelástica. Consiste en lanzar una lámina de luz monocromática y polarizada por la zona que se desea observar, atravesando una sección del modelo tridimensional birrefringente. Es una técnica aplicable al análisis de estados tensionales producidos por cargas dinámicas, ya que la técnica no exige que se destruya el modelo para su análisis. Al igual que las técnicas anteriores, presenta el grave inconveniente de que solo puede aplicarse a réplicas en material birrefringente.

Esta técnica puede también aplicarse a modelos reales transformando la transmisión en reflexión, tal y como se muestra en la figura 2.

El fundamento de la fotoelasticidad por reflexión consiste en depositar una capa de material birrefringente sobre la superficie del modelo a analizar, que podrá ser opaco, y sobre el que se habrá o bien depositado una fina capa de material reflectante o bien pulido hasta conseguir características de reflexión especular (del orden de rugosidades inferiores al 50% de la longitud de onda utilizada para visualizar el proceso). En esta técnica, las franjas obtenidas representan el lugar geométrico de los puntos de la superficie del modelo en el que la diferencia de tensiones principales es una constante. Presenta como grave inconveniente la falta de sensibilidad (pocas franjas) para altos niveles de tensión.

### 2.1.2 Moire Geométrico

El efecto moire es la interferencia mecánica de la luz debido a la superposición de líneas. La dis-

tribución de líneas oscuras que se observan cuando dos mallas repetitivas de líneas se superponen se denomina mapa de moire. A través de este mapa de franjas se puede cuantificar con gran precisión el movimiento relativo entre las dos mallas. Una franja de moire es el lugar geométrico de los puntos con componente de desplazamiento perpendicular a la orientación de la rejilla constante.

La técnica consiste en superponer, por adhesión, una rejilla sobre la superficie del modelo a ensayar, la cual experimentará la misma deformación que la superficie del modelo. La comparación óptica de esta rejilla con otra no deformada reproducirá el mapa de franjas de moire. Existen diversas disposiciones experimentales para visualizar las franjas. En las figuras 3 y 4 se muestran dos de ellas, la de la figura 3 corresponde a una disposición para moire en transmisión por lo que exige que el modelo sea transparente (y por consiguiente una réplica del original), la de la figura 4 muestra la disposición en reflexión y al igual que en la técnica de fotoelasticidad por reflexión se necesita que la superficie del modelo sobre la que se adhiera la rejilla sea especularmente reflectante.

La expresión que relaciona la deformación coplanaria  $\epsilon_x$  con el orden de franjas es:

$$\epsilon_x = p \frac{\partial N_x}{\partial x},$$

donde  $p$  es la densidad de líneas de las rejillas de moire y  $N_x$  el orden de franjas en la dirección  $x$ .

### 2.1.3 Trazas de Moire (Shadow)

En esta técnica se utiliza una única rejilla, cuya proyección sobre la superficie a analizar da lugar a un sombreado que al interferir con la rejilla original da lugar a franjas. El mapa de franjas obtenido se correlaciona con el desplazamiento no coplanario experimentado por la superficie del modelo. Las franjas son el lugar geométrico de los puntos de desplazamiento no coplanario constante.

En la figura 5 se representa un esquema de la disposición experimental. Esta consiste en iluminar con luz colimada, y con un ángulo de incidencia no perpendicular a la superficie de éste, el modelo a través de una rejilla. Esta iluminación produce un sombreado en la superficie a analizar. Si esta superficie se hace reflectante, la interferencia de la luz reflejada por el espécimen y la propia rejilla

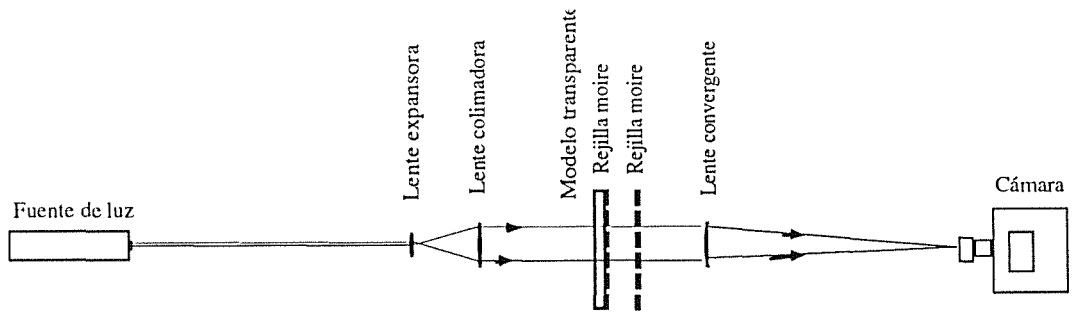


Figure 3: Moire geométrico por transmisión

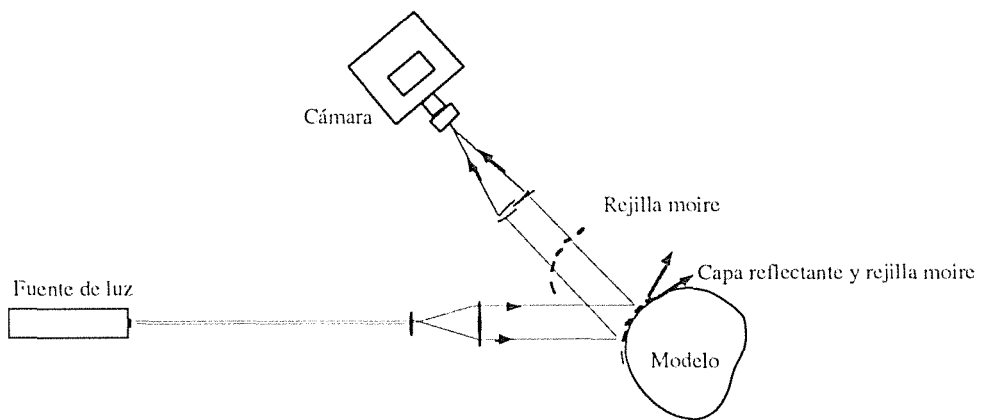


Figure 4: Moire geométrico por reflexión

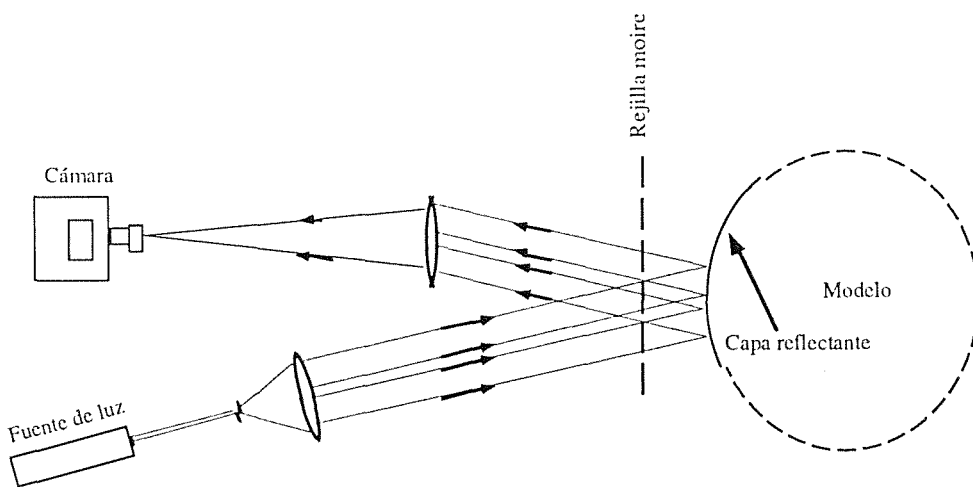


Figure 5: Trazas de Moire

da lugar a un campo de franjas observado en la dirección perpendicular.

La relación entre el orden de franjas y el desplazamiento no coplanario viene dado por:

$$u_z = N \frac{p}{\tan \alpha},$$

donde  $N$  es el orden de franja,  $p$  la densidad de líneas de la rejilla y  $\alpha$  el ángulo de incidencia de la iluminación.

#### 2.1.4 Moire Difractivo

Las dos técnicas de moire presentadas anteriormente no se caracterizan por la alta sensibilidad, motivada principalmente por los fundamentos físicos en los que se basa la interferometría de luz no colimada. En el caso en el que se desee una más alta definición y sensibilidad es necesario acudir a la utilización de luz coherente, entrando en juego los efectos de difracción cuando se utilizan rejillas.

La técnica de moire difractivo consiste en insertar en el haz reflejado por, o transmitido a través de, un modelo dos rejillas separadas a una determinada distancia. Esta disposición da lugar a que el haz incidente en la primera rejilla se difracte en tres haces con ordenes de difracción 0, +1 y -1; a su vez cada uno de estos haces, a su paso por la segunda rejilla, sufre una nueva difracción en otros tres haces. La superposición de estos haces mediante una lente filtrante (que actúa como un analizador espectral) y su focalización en un plano imagen permite obtener unos órdenes de difracción conjuntos denotados por 0,  $\pm 1$ ,  $\pm 2$ , etc. El orden de difracción 1 o -1 contiene los rayos que han sido difractados por la primera rejilla y no lo han sido por la segunda, y los rayos que han sufrido difracción en la segunda sin haber experimentado ésta en la primera. La interferencia de estas dos familias de haces contiene información sobre el ángulo de incidencia de estos rayos sobre las rejillas, función del ángulo de reflexión (en el caso en el que hubiesen sido reflejados por una superficie) o de refracción (en el caso en el que se hubiesen transmitido a través de un medio transparente) que experimentan los rayos antes de atravesar las rejillas.

En la figura 6 se muestra una disposición para análisis por reflexión. Para la disposición por

transmisión el modelo deberá ser transparente a la longitud de onda utilizada para la iluminación. La relación entre el orden de franjas y la variación del ángulo de reflexión de la superficie viene expresada por la ecuación:

$$\frac{\partial u_z}{\partial x} = N \frac{p}{k\Delta},$$

donde  $N$  es el orden de franja,  $p$  la densidad de líneas de la rejilla,  $\Delta$  la distancia entre rejillas y  $k$  una constante que vale 1 para transmisión y 2 para reflexión.

En la figura 7 se muestra una fotografía del mapa de franjas para el instante inicial del proceso de carga de una grieta en PMMA. En la figura 8 se muestra una secuencia dinámica en el proceso de fisuración de una placa de PMMA.

#### 2.1.5 Moire Interferométrico

También se conoce por *interferometría por rejillas de difracción* y consiste en adherir íntimamente una rejilla de difracción a la superficie del sólido en estudio. La rejilla se ilumina por dos haces de luz coherente orientados de tal manera que los rayos difractados de primer orden se alejen de la rejilla según la dirección normal a ésta. Si la rejilla no se encuentra distorsionada los dos haces de orden 1 interfieren dando lugar a una franja ancha. Cualquier desviación con respecto a una perfecta alineación o bien la existencia de una deformación en la rejilla hacen que los haces emergentes de ésta interfieran dando lugar a un mapa de franjas. El esquema de esta técnica se representa en la figura 9.

Esta técnica presenta como inconvenientes la dificultad en la alineación de los dos haces que iluminan la rejilla y, especialmente, la creación de una rejilla replicante sobre la superficie del espécimen mediante técnicas de fotoimpresión. Como ventaja presenta la alta sensibilidad que tiene debido a la densidad de líneas de las rejillas creadas por fotoimpresión (del orden de varios miles de líneas por milímetro).

En la figura 10 se muestra el mapa de franjas obtenidos en un análisis de una grieta en una placa de acero sometida a carga dinámica, haciendo uso de la técnica de moire interferométrico.

La expresión que relaciona la deformación coplanaria con el mapa de franjas es idéntica a la que

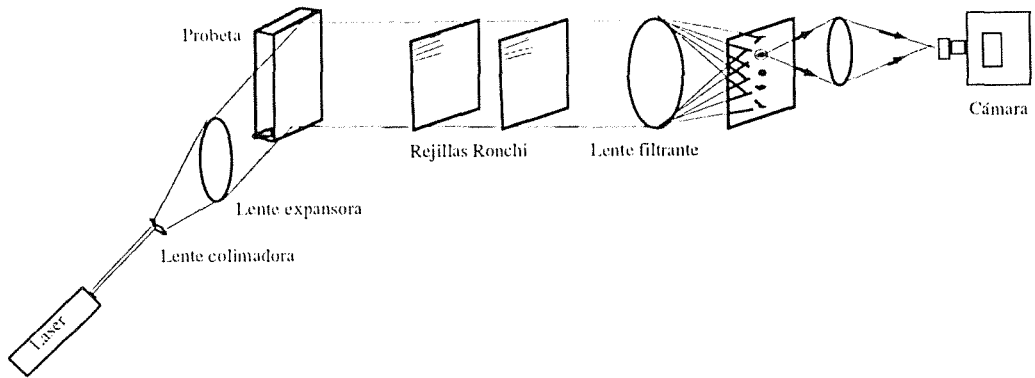


Figure 6: Moire difractivo



Figure 7: Franjas alrededor del fondo de grieta en PMMA mediante Moire difractivo

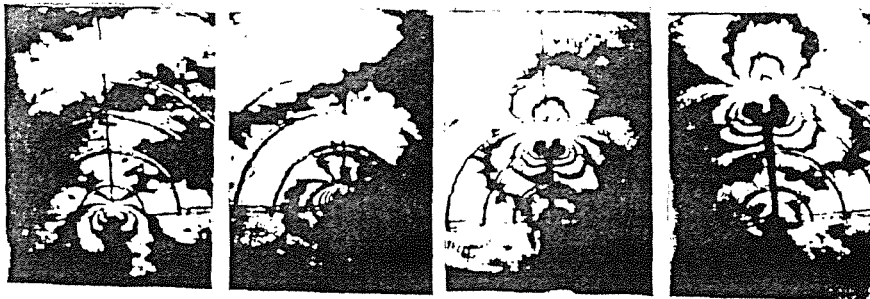


Figure 8: Secuencia dinámica de franjas en PMMA mediante Moire difractivo



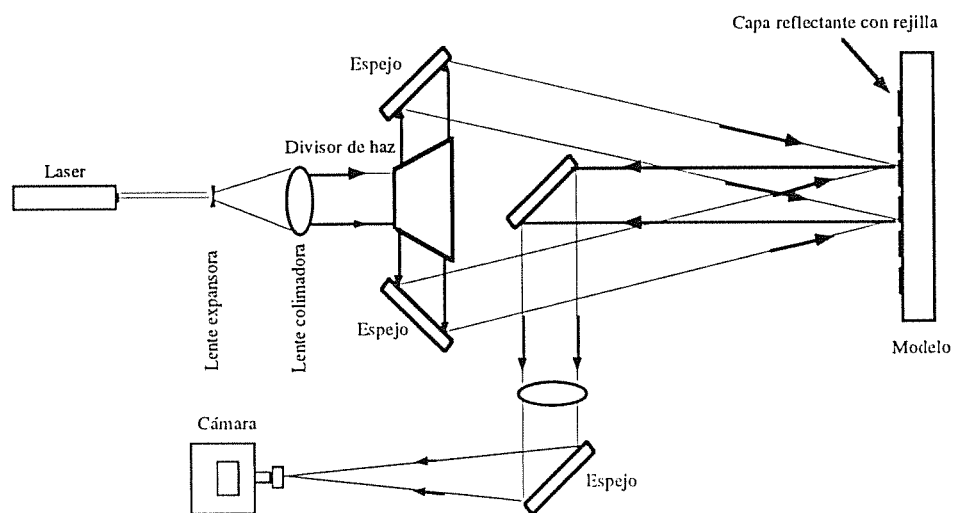


Figure 9: Moire interferométrico

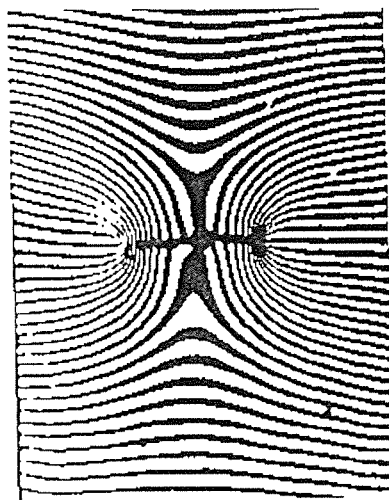


Figure 10: Franjas en acero mediante Moire interferométrico

rige la técnica de *Moire geométrico*, esto es:

$$\epsilon_x = p \frac{\partial N_x}{\partial x},$$

donde  $p$  es la densidad de líneas de la rejilla replicada sobre la superficie de la probeta.

### 2.1.6 Interferometría Holográfica

Esta técnica consiste en iluminar con luz colimada y coherente un objeto, haciendo interferir las ondas reflejadas por el objeto con otro haz de ondas planas de idéntica naturaleza que el primero. La interferencia de estos dos haces da lugar a franjas que son recogidas en una placa o película fotográfica. La iluminación, a posteriori de esta placa, con un haz de las mismas características que el utilizado en la iluminación del objeto, permite reproducir tridimensionalmente la imagen de éste.

Si el objeto se encuentra sometido a desplazamientos o deformaciones, en la imagen reproducida se apreciará un mapa de franjas de interferencias directamente relacionado con el campo de desplazamiento o deformación experimentado por el objeto.

La sensibilidad de la técnica alcanza el orden de la longitud de onda de la luz: una millonésima de milímetro. Esta característica es su más preciada ventaja y desventaja, ya que es difícil encontrar películas que tengan un grano tan fino como para impresionar nítidamente de 1000 a 2000 líneas/mm; además, la técnica es extremadamente sensible a microvibraciones producidas por transmisión desde el suelo a la mesa óptica o a través de movimientos del aire en el laboratorio.

En la figura 11 se muestra una de las muchas disposiciones para la realización de un análisis de deformación plano.

Esta técnica permite correlacionar el orden de franjas con las deformaciones coplanarias y fuera del plano de la superficie analizada.

### 2.1.7 Caústicas

Se trata de un método óptico capaz de determinar el desplazamiento no coplanario, perpendicular a la superficie analizada, en las proximidades de un punto de interés. La técnica consiste en iluminar mediante luz colimada una superficie plana, recogiendo los rayos transmitidos (en el caso de un

modelo transparente) o reflejados (en el caso de una superficie especular) en una cámara, focalizando en un plano distante una magnitud conocida de la superficie analizada. Por el hecho de focalizar en un plano diferente al plano del objeto, parte de los rayos reflejados/transmitidos no son recogidos apareciendo una zona oscura denominada caústica. La forma y diámetros de esta caústica se correlacionan con el desplazamiento no coplanario, perpendicular a la superficie, experimentado por la deformación de la zona visualizada. En la figura 12 se muestra un esquema de la disposición de los elementos ópticos necesarios para obtener caústicas. El plano focal de la cámara deberá estar posicionado a una distancia dada del plano de la imagen (desenfoque a propósito). En la figura 13 se describe el fundamento óptico de la aparición de la caústica cuando una superficie plana se deforma y refleja el haz incidente creando una zona oscura en un plano distante  $z_0$  de la superficie.

Para que aparezca una caústica es preciso que exista una fuerte deformación en la zona analizada, de aquí que no sea una técnica de campo completo sino local.

En la figura 14 se muestra una secuencia de caústicas obtenidas en grafito-epoxy.

### 2.1.8 Otras Técnicas Menores

Otras técnicas ópticas utilizadas para la determinación de los campos de desplazamientos y deformaciones son:

- *Fotoelasticidad holográfica*: combinación de iluminación colimada-coherente y fotoelasticidad.
- *Fotografía granular*: se trata de un moire interferométrico en el que no existe rejilla adherida a la superficie de la probeta, sino que la propia rugosidad de ésta da lugar al efecto difractivo.

## 2.2 Sistemas de Captación del Evento

Para la captación de cualquier evento dinámico en fractura se precisa disponer de cámaras de captación, que se clasifican en las siguientes familias y tipos.

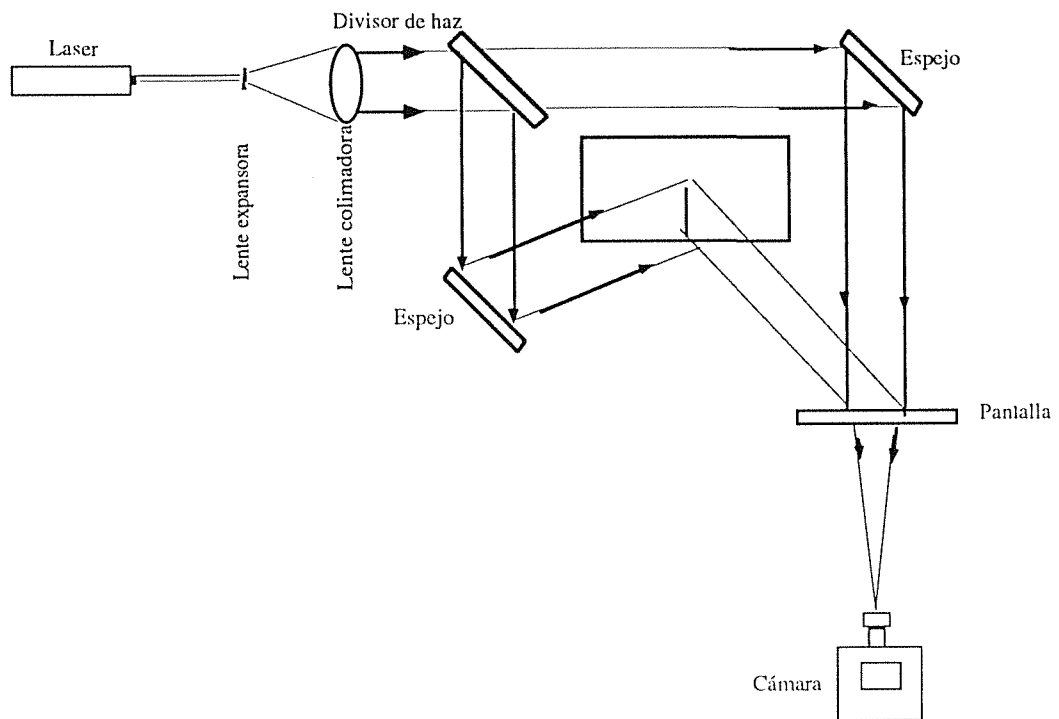


Figure 11: Interferometría holográfica

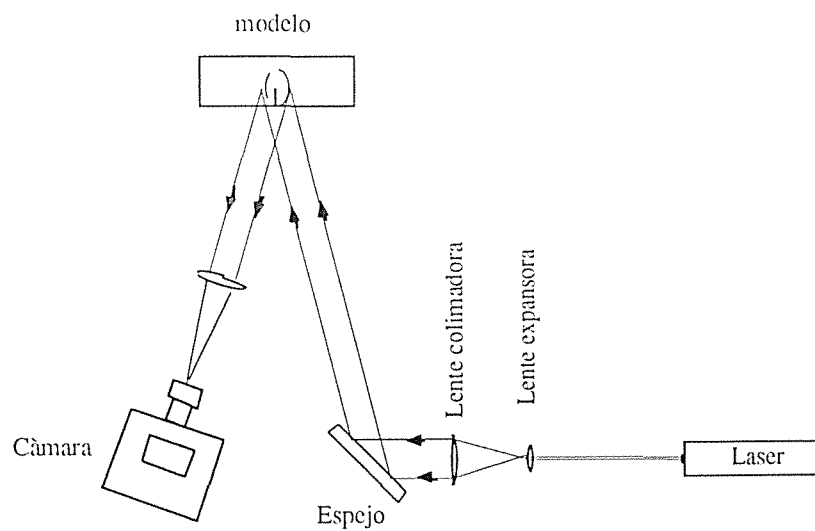


Figure 12: Cáusticas

### 2.2.1 Cámaras fotográficas de alta velocidad

Este tipo de cámaras están capacitadas para realizar tomas fotográficas a alta velocidad sobre película comercial o sobre formato digital. Pueden clasificarse atendiendo a varias características.

- Atendiendo al fundamento físico de su construcción se tiene:
  - Cámaras mecánicas: utilizan elementos móviles para impresionar una película, tales como lentes y espejos. Se basan en un espejo rotante que gira a gran velocidad dirigiendo el haz de luz hacia un tambor, que puede también rotar, que transporta la película. Pueden utilizar obturadores mecánicos o electrónicos.
  - Cámaras electrónicas: poseen un tubo convertidor de imágenes que transforma los fotones en un haz de electrones que dirigen hacia una pantalla que transforma los electrones en fotones para impresionar una película o bien se almacenan en memoria RAM.
- Atendiendo al formato impresionable:
  - Formato de fotograma: cada fotograma se produce cada vez que la cámara captura imágenes en intervalos intermitentes impresionándolos sobre la película. Para este tipo de cámaras la iluminación debe o bien ser continua (o pulsante con una frecuencia más alta que la frecuencia de captación de las imágenes) o bien pulsante a la misma frecuencia de captación de las imágenes (pero en este caso se requiere que tanto la fuente de iluminación como la cámara se encuentren sincronizados a fin de que cada imagen se capture en el preciso instante de la iluminación).
  - Formato continuo: la imagen es una banda continua que se ha impresionado sobre la película. Se pueden obtener fotogramas independientes utilizando iluminación pulsante.
- Atendiendo a la forma de impresión de la imagen estas cámaras pueden ser de dos tipos:

- De acceso continuo: cuando la luz desde el objeto alcanza la película en cuanto el obturador se encuentre abierto. Este tipo de cámaras es útil en experiencias en las que el momento del inicio no puede ser provocado por la cámara, sino por el evento dinámico.
- Síncronas: la luz solo alcanza la película en un instante determinado durante el funcionamiento de la cámara. En estos casos la cámara debe controlar el experimento y decidir en qué momento debe tener lugar el evento dinámico. No son muy útiles para dinámica de fractura.

### 2.2.2 Cámaras de vídeo de alta velocidad

Este tipo de cámaras están capacitadas para realizar tomas fotográficas a alta velocidad sobre formato magnético analógico o digital. Pueden clasificarse atendiendo a varias características:

- Las imágenes obtenidas tienen soporte digital.
- Las imágenes obtenidas tienen soporte analógico.

Aunque este tipo de cámaras están en la actualidad en el inicio de su desarrollo, comparativamente a las prestaciones que proporcionan las cámaras mecánicas de película, su futuro es prometedor en cuanto a velocidades de captación y necesidades de iluminación.

De entre las posibilidades comerciales existentes actualmente (1998) caben destacar los siguientes equipos, con capacidades contrastadas en dinámica de fractura:

Cámaras mecánicas de acceso continuo, película comercial y formato de fotograma: modelos fabricados por CORDIN (Utah, USA) hasta 2.25 millones de fotogramas por segundo ( $2.25 \cdot 10^6$  fps) y capacidad hasta 500 fotogramas.

Cámaras mecánicas síncronas, película comercial y formato de fotograma: modelos fabricados por CORDIN (Utah, USA) hasta 25 millones fps y capacidad hasta 130 fotogramas.

Cámaras mecánicas de acceso continuo, película comercial y formato continuo: modelos fabricados por CORDIN (Utah, USA) hasta 155 mm/ $\mu$ s.

Cámaras mecánicas síncronas, película comercial y formato continuo: modelos fabricados por CORDIN (Utah, USA) hasta 30 mm/ $\mu$ s.

Cámaras electrónicas, de acceso continuo y síncronas, formato fotograma y continuo: modelos fabricados por HADLAND (Herts, UK) hasta 100 millones fps y 8 fotogramas; modelos fabricados por NAC (Japón) hasta 20 millones fps y 24 fotogramas; modelos fabricados por COOKE (USA) hasta 2 millones de fps y 10 pseudo-fotogramas.

Cámara de vídeo de formato digital: modelos fabricados por KODAK (USA) hasta 40,500 fps y 5,120 fotogramas.

### 2.3 Iluminación

El tipo de iluminación a utilizar en las técnicas revisadas en esta sección debe ser siempre colimada; será coherente o no dependiendo de que el método óptico utilizado se base en la teoría de difracción o no. Para experiencias en las que no se precise luz coherente, las fuentes de luz de mercurio o sodio son las más adecuadas. En los casos en los que se necesite luz coherente, los láseres resultan ser los equipos imprescindibles.

Dentro de toda la tipología de láseres existentes en el mercado (de Iones de Argón, Helio-Neón, Vapor de Cobre,  $CO_2$ , Rubí, etc), la utilización de uno u otro depende de los siguientes factores:

- emitan en una longitud de onda visible.
- para la longitud de onda más potente, esta potencia supere 2 w. en emisión continua,
- el haz tenga un modo espacial  $TEM_{00}$ ,
- el haz sea polarizado (vertical u horizontalmente).

Dependiendo del sistema de captación de la imagen, por fotograma o continuo, el haz deberá ser continuo o pulsante. Los láseres pulsantes tiene la ventaja de presentar un haz más estable (desde el punto de vista de la energía emitida por unidad de tiempo, sin embargo presentan la desventaja de necesitar una caja de resonancia óptica (cavity damper) que transforme el haz continuo (generado en el tubo) en pulsante. Una de las grandes

desventajas de los haces continuos es la gran inercia en su encendido y apagado, en cortos instantes de tiempo, ya que tienen una lenta respuesta a la descarga para generar el haz; por lo que el proceso de iluminación del evento dinámico debe resolverse haciendo uso de un modulador acusto-óptico.

El modulador acusto-óptico permite "chopear" un haz continuo de tal manera que funciona como si se tratase de un obturador electrónico de alta velocidad (frecuencias de varios Mz.), permitiendo controlar la ventana de tiempo en la que puede iluminarse la probeta durante el tiempo en el que el proceso dinámico tiene lugar.

### 3 CONCLUSIONES: Técnicas Aplicadas a la Dinámica de Fractura

Todos los métodos ópticos revisados en la sección precedente pueden ser aplicados al análisis de grietas. Sin embargo las características de unos y otros hacen que las magnitudes a medir, así como la precisión de éstas, difieran. En la clasificación adjunta se resumen las principales ventajas e inconvenientes de cada una de ellos.

1. Fotoelasticidad. Solamente la fotoelasticidad por reflexión puede ser aplicada al análisis de probetas fabricadas con materiales reales, pero aún así esta técnica se caracteriza por su baja sensibilidad. El campo de franjas proporciona información de la diferencia de tensiones principales.
2. Moire Geométrico. Solamente la técnica por reflexión puede ser aplicada al análisis de probetas fabricadas con materiales reales. Presenta como grave inconveniente la adhesión de la rejilla sobre la superficie a analizar, que durante el proceso dinámico puede dar lugar a desprendimiento parcial. También cabe resaltar que el comportamiento del tipo de material de adherencia entre superficie y rejilla puede falsear las mediciones en un ensayo dinámico. Presenta como ventaja la relación directa entre el mapa de franjas y las deformaciones coplanarias. Las vibraciones transmitidas al espécimen son recogidas en el proceso de medición.

3. Trazas de Moire (Shadow). Presenta como ventaja, frente al Moire Geométrico, el no necesitar que la rejilla se adhiera a la superficie analizada. Como desventaja principal está su baja sensibilidad.
4. Moire Difractivo. Presenta todas las ventajas de las técnicas de Moire Geométrico y Trazas de Moire (Shadow), sin sus desventajas. Es capaz de medir la variación del desplazamiento no coplanario sobre la superficie; no tiene capacidad para medir deformaciones coplanarias. Es insensible a vibraciones exógenas.
5. Moire Interferométrico. Tiene la desventaja de la adhesión de la rejilla, al igual que en el Moire Geométrico; sin embargo la creación de rejillas, por fotoimpresión, directamente sobre la superficie de la probeta ha supuesto un gran avance. Tiene una muy alta sensibilidad. Los problemas de alineación suelen ser graves en esta técnica. Es sensible ante vibraciones exógenas.
6. Interferometría Holográfica. Muy alta sensibilidad. Como inconveniente presenta la dificultad del proceso de alineación óptico y la sensibilidad a microvibraciones.
7. Caústicas. Técnica válida a nivel local y solo cuando las deformaciones no coplanarias son elevadas. No es una técnica de campo completo. Técnica sencilla que no exige un nivel alto en la alineación del sistema óptico.

Existen otras técnicas de medición, de los estados tenso-deformacionales en las proximidades de una grieta, que no son ópticas. Estas se clasifican en los grupos siguientes:

- i técnicas basadas en la utilización de galgas extensométricas,
- ii técnicas basadas en la medición de la temperatura (válida solo para grietas propagantes),
- ii técnicas basadas en la emisión sonora (válida solo para grietas propagantes).

Frente a estas técnicas, los métodos ópticos descritos se caracterizan, principalmente, por su alta

sensibilidad. Esto que parece ser una gran ventaja puede dar lugar a dramáticos errores. Así por ejemplo, la alta sensibilidad de un método óptico puede inducir el interés de medir el estado tenso-deformacional lo más próximo que sea posible al fondo de la grieta. Cuando se utiliza un método como por ejemplo el Moire Interferométrico, el medir el campo deformacional coplanario en las proximidades del fondo de la grieta se puede realizar hasta distancias de milésimas de milímetro; ésta es una medida directa, lo que ya no es tan directo es la determinación del campo tensional. En este caso es necesario conocer las expresiones que relacionan el campo tensional con las deformaciones medidas, y es aquí donde se presentan los graves errores, ya que las aproximaciones bidimensionales (de tensión o deformación plana) no son válidas, sino que sería necesario disponer de las expresiones tridimensionales, que son hasta la fecha desconocidas. Las aproximaciones bidimensionales son válidas en una zona próxima a la grieta (bordes y fondo) no menos del 50% de la magnitud característica de la geometría (espesor de la placa que contiene la grieta pasante, menor magnitud de la grieta, distancia más próxima a un contorno o punto en el que tenga aplicada una carga, etc.).

Adicionalmente a estos factores citados, cabe recordar que incluso las aproximaciones bidimensionales son soluciones que se engloban en el comportamiento cuasi-estático, no existiendo desarrollos suficientes en el ámbito dinámico transitorio (estado en el que toda grieta se propaga, ya que nunca lo hace a velocidad constante). De todo esto puede concluirse que la aplicación de los métodos ópticos en la dinámica de fractura ha desplazado la frontera de la medición experimental hasta los ámbitos analíticos de las soluciones de las ecuaciones tensión-deformación en medios tridimensionales con la presencia de grietas.

## 4 BIBLIOGRAFIA

1. Benitez, F.G. Efectos Tridimensionales en Mecánica de la Fractura. Revista de Metalurgia, 27, 5, 302-315 (1991).
2. Cloud, G. Optical Methods of Engineering Analysis. Cambridge University Press. (1995).

3. Dally, J.W.; Riley, W.F. Experimental Stress Analysis. McGraw-Hill. (1991).
4. Francon, M. Optical Interferometry. Academic Press. (1966).
5. Frocht, M.M. Photoelasticity. John Wiley and Sons.
6. Ostrovsky, Y.I.; Shchepinov, V.P.; Yakovlev, V.V. (1991). Holographic Interferometry in Experimental Mechanics.
7. Stroke, G.W. (1969). An Introduction to Coherent Optics and Holography. Academic Press.

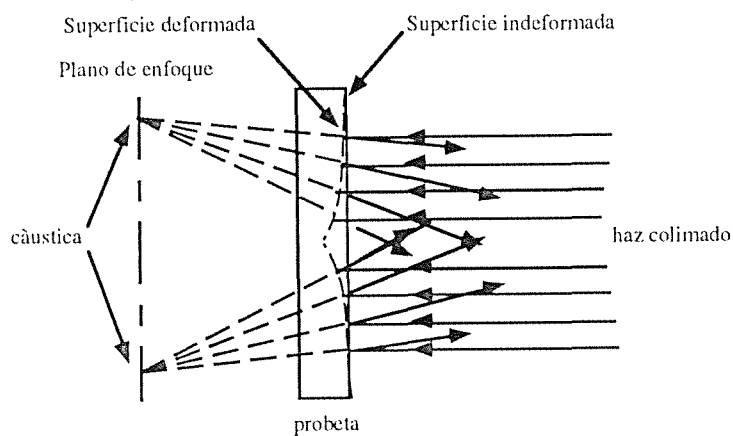


Figure 13: Formación de cáusticas

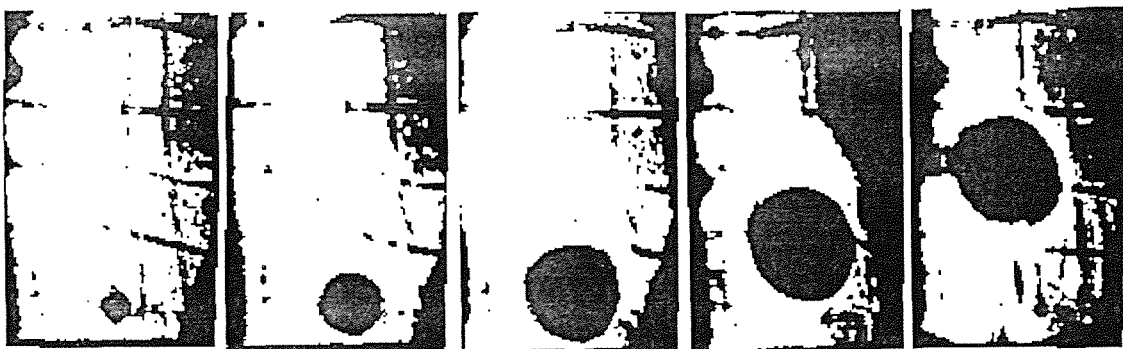


Figure 14: Cáusticas dinámicas en grafito-epoxy

## EXPERIMENTAL FRACTURE DYNAMICS

J.F. Kalthoff

Experimental Mechanics  
Ruhr-University Bochum  
44780 Bochum, Germany

**Resumen.** En este trabajo se investigan los efectos transitorios de los procesos de fractura dinámica. Se determina el factor de intensidad de tensiones dinámico utilizando el método óptico de las cáusticas, cuyo principio físico y análisis matemático se describen en este artículo. Para el proceso de propagación de fisuras y su posterior detención, se ha determinado que la condición tensional en el momento de la detención, cuando la velocidad de propagación de la fisura es cero, no es estática sino aún dinámica. Para fisuras bajo cargas de impacto, los factores de intensidad de tensiones pueden llegar a ser erróneos si se hallan a partir de valores externos de carga por medio del factor de intensidad de tensiones estático. La correcta determinación de la tenacidad a fractura requiere procedimientos enteramente dinámicos.

**Abstract.** Transient effects of dynamic fracture processes are investigated. By the shadow optical method of caustics actual dynamic stress intensity factors are measured. Physical principle and mathematical analysis of the method are described. For the process of propagating and subsequently arresting cracks it is found that the stress condition at the moment of arrest, when the crack velocity has become zero already, is not static but still dynamic. For cracks under impact loading stress intensity factors can become erroneous when determined from external load values via static stress intensity factor relationships. A correct determination of the fracture toughnesses requires fully dynamic procedures.

## 1. INTRODUCTION

When static fracture toughnesses are determined two parameters are involved: length and force. The measurement of dynamic fracture toughnesses requires the consideration of the additional parameter time. Influences of time on the material behaviour are to be measured, but the parameter time can also have an influence on the measuring procedure itself. In general, engineering measuring procedures in fracture dynamics have their roots in procedures for measuring the equivalent static quantities. Often, the static procedures are directly transferred to the dynamic cases without any changes or with only slight modifications. Such procedures based on quasistatic analyses are easy to apply, but they impose restrictions on the test parameters and limitations on the applicability range of the test. Fully dynamic procedures, on the other hand, give reliable results under arbitrary test conditions but they are necessarily more complicated than static ones.

This paper summarizes work carried out by the author and his colleagues to investigate the influences of

dynamic effects on test procedures for measuring dynamic fracture toughnesses: as examples are considered the crack arrest toughness  $K_{Ia}$  and the impact fracture toughness  $K_{Id}$ . The dynamic influences are quantified by comparing the actual dynamic reactions at the crack tip with the equivalent static behaviour. Conditions are specified under which quasistatic measuring procedures can be applied with sufficient accuracy and where dynamic procedures are needed which take inertial and kinetic effects into account.

The dynamic crack tip reactions are investigated by means of the shadow optical method of caustics. This method is described first and results on the dynamic fracture processes considered are presented in the following sections.

## 2. THE SHADOW OPTICAL METHOD OF CAUSTICS

Stresses alter the optical properties of a solid, i.e. the thickness of the body (due to Poisson's effects) and the refractive index of the material. These changes in the



optical properties are utilized in the shadow optical method of caustics to make stress concentrations in the solid visible. The method was originally introduced by Manogg [1] in 1964.

2.1 General Considerations

The physical principle of the method is illustrated in Fig. 1. A specimen with a notch or a crack as a stress riser is subjected to tensile loading. The specimen shall be of a transparent material for the moment. It is illuminated by a parallel light beam. Due to the tensile stress concentration around the crack tip the thickness of the specimen and the refractive index of the material are reduced. the reductions are the larger the nearer the

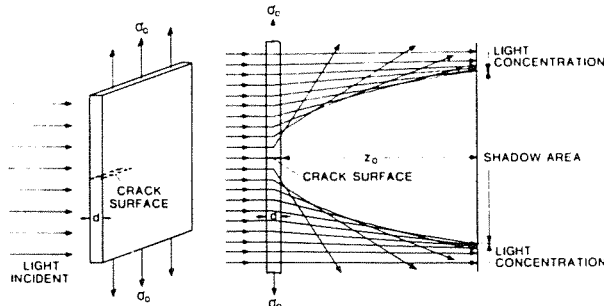


Fig. 1. Physical principle of the shadow optical method of caustics

considered area to the crack tip. Thus, a light ray traversing the specimen in the neighbourhood of the crack tip is deflected in a direction away from the crack tip. With that respect the area surrounding the crack tip acts similar to a divergent lens. But, the closer the light ray to the crack tip the larger the deflection angle. Consequently, on a screen (image or reference plane) at a distance  $z_0$  from the specimen, the crack tip appears as a shadow area which is surrounded by a region of light concentration. The boundary line between the shadow area and the area of light concentration is the caustic. The shadow pattern, more precisely the caustic, represents a quantitative description of the stress intensification at the crack tip.

Shadow optical light patterns are obtained for tensile as well as compressive stress concentrations (in the latter case for notches only). They can be observed with transparent specimens or in reflection with non-transparent specimens, as real or as virtual images. Figure 1 represents the most simple case of a tensile stress concentration in a transparent specimen with the observation of a real shadow optical image. The virtual image is obtained on the opposite side of the specimen where the real image is observed. In reflection, the light rays which are reflected at the front side of the specimen, i.e. the side facing the light source, are considered. These light rays lead to the formation of shadow images as well. Again, they can be real or virtual depending on the position of the image plane.

For the mathematical description of light ray deflections the following sign assignments and definitions are made: Tensile stresses are positive. The observation direction

defines the sign of distances. The distance  $z_0$  between the reference plane and the specimen is positive (negative) if the reference plane is located ahead of (behind) the specimen - when looking in observation direction. In transmission (reflection) arrangements the observation direction is opposite to (in) the direction of the illuminating light beam.

2.2 Shadow Optical Mapping Equations

Figure 2 considers the mapping of the object plane E (the specimen) onto a real shadow optical image plane  $E'$  for a transmission arrangement,  $z_0 > 0$ . The given formulas, however, apply quite generally for any observation mode if the appropriate signs of the representative distances are used. A light ray traverses

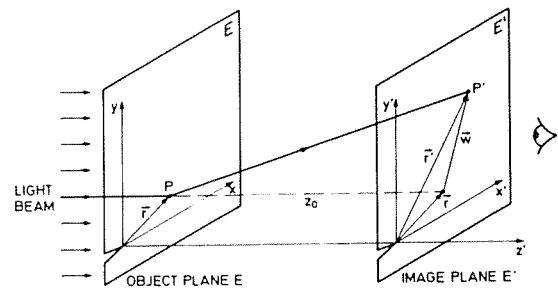


Fig. 2. Mapping of the object plane onto the image plane

the object plane E at the point  $P(\bar{r})$ , where  $\bar{r}$  is the radial distance from the crack tip. Due to the influence of the stresses in the specimen this light ray is deflected and hits the image plane  $E'$  displaced by the vector  $\bar{w}$  at the point  $P'(\bar{r}')$  with

$$\bar{r}' = \bar{r} + \bar{w}. \tag{1}$$

Direction and magnitude of the displacement vector  $\bar{w}$  are controlled by the change in optical path length which the light ray experiences in the object plane. Figure 3 illustrates the situation for a simplified one-dimensional case. Considered are stresses and light deflections in  $y$ -direction only. The planar wavefront of an impinging light beam is distorted when traversing the specimen as a result of changes in the thickness of the plate and in

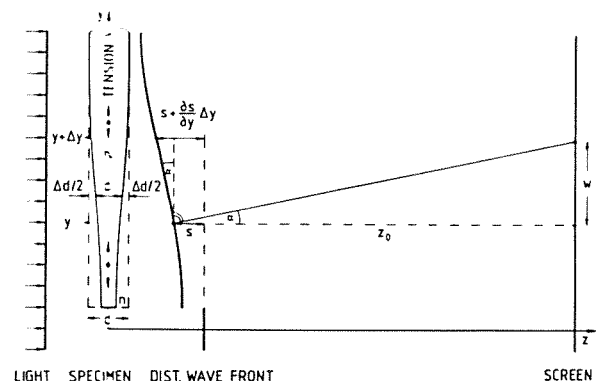


Fig. 3. On the light ray deflection due to stresses in a solid (one-dimensional consideration)

the refractive index of the material. The local retardation of the distorted wavefront, denoted  $s$ , with regard to an equivalent wavefront that did not pass through the specimen, is given by

$$s = [n_1(y) - 1] d_1(y) \tag{2}$$

where  $n_1(y)$  = local refractive index of the material, and  $d_1(y)$  = local thickness of the specimen. Furthermore,  $n_1(y) = n + \Delta n(y)$  and  $d_1(y) = d + \Delta d(y)$ , where  $n, d$  = refractive index of the material and thickness of the specimen without load, and  $\Delta n, \Delta d$  = changes in refractive index and specimen thickness due to the prevailing stresses. As is readily obtained from Fig. 3

$$w = z_0 \left\{ \frac{\partial s(y)}{\partial y} \right\} \tag{3}$$

and, consequently,

$$w = z_0 \left\{ [n_1(y) - 1] \frac{\partial d_1(y)}{\partial y} + d_1(y) \frac{\partial n_1(y)}{\partial y} \right\} \tag{4}$$

$$= z_0 \frac{\partial}{\partial y} \{ [n - 1] \cdot \Delta d(y) + d \cdot \Delta n(y) \}. \tag{5}$$

Thus, for the general two-dimensional case, i.e. a plate in  $x$ - $y$ -plane

$$\bar{w} = z_0 \text{grad} \{ [n - 1] \Delta d(x, y) + d \cdot \Delta n(x, y) \}. \tag{6}$$

In the generalized form

$$\bar{w} = z_0 \text{grad} \{ [n - 1] \Delta d_{\text{eff}} + d_{\text{eff}} \cdot \Delta n \} \tag{7}$$

with  $n$  = refractive index,  $d_{\text{eff}} = d$  for transmission, and  $n = -1$ ,  $d_{\text{eff}} = d/2$  for reflection, (the deformations at the surface of the specimen result from the strains throughout half the thickness of the plate)

this equation applies with  $z_0 > 0$  for real images in transmission or reflection and with  $z_0 < 0$  for virtual images in transmission or reflection.

Furthermore, changes  $\Delta n$  in the refractive index due to the prevailing principal stresses  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  are described by Maxwell-Neumann's law

$$\Delta n_1 = A\sigma_1 + B(\sigma_2 + \sigma_3), \quad \Delta n_2 = A\sigma_2 + B(\sigma_1 + \sigma_3) \tag{8}$$

with  $\Delta n_{1/2}$  = changes in refractive index for light polarized in the 1-/2-directions of the principal stresses, and  $A, B$  = material constants. For optically isotropic, non-birefringent materials  $A = B$ , and for reflection  $A = B = 0$ . Changes  $\Delta d_{\text{eff}}$  due to the stresses are described by Hooke's law

$$\Delta d_{\text{eff}} = \left[ \frac{1}{E} \sigma_3 - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] d_{\text{eff}} \tag{9}$$

with  $\sigma_3 = 0$  for plane stress, and  $\Delta d_{\text{eff}} = 0$  for plane strain. With Eqs. (8) and (9) the Eq. (7) then can be rearranged to

$$\bar{w} = z_0 c d_{\text{eff}} \text{grad} \{ (\sigma_1 + \sigma_2) \pm \lambda (\sigma_1 - \sigma_2) \} \tag{10}$$

with

$$c = \frac{A+B}{2} - (n-1) \frac{\nu}{E}, \quad \lambda = \frac{A-B}{A+B-2(n-1)\nu/E} \text{ for plane stress}$$

$$c = \frac{A+B}{2} - \nu B, \quad \lambda = \frac{A-B}{A+B+2\nu B} \text{ for plane strain.}$$

Numerical values for the constants used in Eqs. (7) - (10), in particular for the shadow optical constant  $c$  and the anisotropy coefficient  $\lambda$ , are given for different materials in Table 1.

The complete family of light rays which are deflected according to Eq. (1) with Eq. (10) forms a shadow space behind the object plane (see also Fig. 1). Its surface is an envelope to the light rays and is called the caustic surface. The intersection of this surface with the image plane forms the caustic curve. The caustic is a multivalued, singular solution of the mapping equations, i.e. the mapping of points along the caustic is not reversible. Thus, a necessary and sufficient condition for the existence of the caustic curve is obtained if the Jacobian of Eq. (1) with Eq. (10) becomes zero, i.e.

| Material                                      | Elastic Constants                    |                 | General Optical Constants |                             | Shadow Optical Constants   |                            |           |                            | Effective Thickness |           |
|---|--------------------------------------|-----------------|---------------------------|-----------------------------|----------------------------|----------------------------|-----------|----------------------------|---------------------|-----------|
|   | Young's Modulus<br>MN/m <sup>2</sup> | Poisson's Ratio | Refractive Index          | A<br>m <sup>2</sup> /N      | B<br>m <sup>2</sup> /N     | c<br>m <sup>2</sup> /N     | $\lambda$ | c<br>m <sup>2</sup> /N     |                     | $\lambda$ |
| <b>TRANSMISSION (<math>z_0 &lt; 0</math>)</b> |                                      |                 |                           |                             |                            |                            |           |                            |                     |           |
| <u>Optically Anisotropic</u>                  |                                      |                 |                           |                             |                            |                            |           |                            |                     |           |
| Araldite B                                    | 3660*                                | 0.392*          | 1.592                     | -0.056 x 10 <sup>-10</sup>  | -0.620 x 10 <sup>-10</sup> | -0.970 x 10 <sup>-10</sup> | -0.288    | -0.580 x 10 <sup>-10</sup> | -0.482              | d         |
| CR-39   | 2580                                 | 0.443           | 1.504                     | -0.160 x 10 <sup>-10</sup>  | -0.520 x 10 <sup>-10</sup> | -1.200 x 10 <sup>-10</sup> | -0.14E    | -0.560 x 10 <sup>-10</sup> | -0.317              | d         |
| Plate Glass                                   | 73900                                | 0.231           | 1.517                     | -0.0032 x 10 <sup>-10</sup> | -0.025 x 10 <sup>-10</sup> | -0.027 x 10 <sup>-10</sup> | -0.519    | -0.017 x 10 <sup>-10</sup> | -0.849              | d         |
| Homalite 100                                  | 4820*                                | 0.310*          | 1.561                     | -0.444 x 10 <sup>-10</sup>  | -0.672 x 10 <sup>-10</sup> | -0.920 x 10 <sup>-10</sup> | -0.121    | -0.767 x 10 <sup>-10</sup> | -0.149              | d         |
| <u>Optically Isotropic</u>                    |                                      |                 |                           |                             |                            |                            |           |                            |                     |           |
| PMMA  | 3240                                 | 0.350           | 1.491                     | -0.530 x 10 <sup>-10</sup>  | -0.570 x 10 <sup>-10</sup> | -1.080 x 10 <sup>-10</sup> | -0        | -0.750 x 10 <sup>-10</sup> | -0                  | d         |
| <b>REFLECTION (<math>z_0 &gt; 0</math>)</b>   |                                      |                 |                           |                             |                            |                            |           |                            |                     |           |
| All materials                                 | E                                    | $\nu$           | -1                        | 0                           | 0                          | 2 $\nu$ /E                 | 0         | -                          | -                   | d/2       |

\* ) dynamic values

Table 1. Constants for caustic evaluation

$$\frac{\partial x'}{\partial r} \frac{\partial y'}{\partial \varphi} - \frac{\partial x'}{\partial \varphi} \frac{\partial y'}{\partial r} = 0 \tag{11}$$

The coordinates  $r, \varphi$  of points P which fulfill Eq. (11) form the so-called initial curve in the object plane. The mapping of this initial curve onto the image plane is the caustic.

2.3 Mode-I Crack Tip Caustics

With the linear-elastic stress distribution around the tip of a tensile mode-I loaded crack

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left( 5 \cos \frac{1}{2} \varphi - \cos \frac{3}{2} \varphi \right) \\ \sigma_\varphi &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left( 3 \cos \frac{1}{2} \varphi + \cos \frac{3}{2} \varphi \right) \\ \tau_{r\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left( \sin \frac{1}{2} \varphi + \sin \frac{3}{2} \varphi \right) \end{aligned} \tag{12}$$

where  $K_I$  = mode-I stress intensity factor, the mapping equation, i.e. Eq. (1) with Eq. (10), specified for the crack problem and expressed in terms of the components of the vector  $\bar{r}$ , denoted  $x'$  and  $y'$ , is obtained as

$$\begin{aligned} x' &= r \cos \varphi - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} z_0 c d_{eff} r^{-3/2} \cos \frac{3}{2} \varphi \\ y' &= r \sin \varphi - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} z_0 c d_{eff} r^{-3/2} \sin \frac{3}{2} \varphi \end{aligned} \tag{13}$$

For simplicity, only the isotropic case ( $\lambda = 0$ ) is considered in Eq. 13 and throughout the following context. Condition (11) applied to these mapping equations then yields the equation of the initial curve

$$r = \left( \frac{3}{2} \frac{|K_I|}{\sqrt{2\pi}} |z_0| |c| d_{eff} \right)^{2/5} \equiv r_0 \tag{14}$$

The initial curve represents a circle around the crack tip with fixed radius  $r_0$ . The caustic curve is finally obtained as the image of the initial curve, given by the equations

$$\begin{aligned} x' &= r_0 \left( \cos \varphi - \operatorname{sgn}(K_I z_0 c) \frac{2}{3} \cos \frac{3}{2} \varphi \right) \\ y' &= r_0 \left( \sin \varphi - \operatorname{sgn}(K_I z_0 c) \frac{2}{3} \sin \frac{3}{2} \varphi \right) \end{aligned} \tag{15}$$

The caustic equations are different for different signs of the product  $(K_I z_0 c)$ . Mathematically, the caustic curves are generalized epicycloids, they are graphically shown in Fig. 4 for different loading conditions, i.e.  $K_I > 0$  and  $K_I < 0$ , different observation modes, i.e. transmission ( $c < 0$ ) and reflection arrangements ( $c > 0$ , see Table 1), and positive and negative reference distances  $z_0$ .

For the quantitative evaluation of caustics a length parameter between characteristic points on the caustic curve is defined. When caustics with an overall negative sign are considered, the maximum diameter of the caustic perpendicular to the crack direction is denoted D. Its

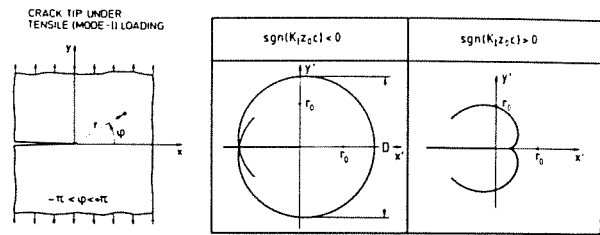


Fig. 4. Crack tip caustics

size is related to the radius of the initial curve by the relationship

$$D = 3.17 r_0 \tag{16}$$

With Eq. (14) and (16) a quantitative formula is then obtained relating the size of the shadow pattern to the stress intensity factor  $K_I$

$$|K_I| = \frac{2\sqrt{2\pi}}{3(3.17)^{5/2} |z_0| |c| d_{eff}} D^{5/2} \tag{17}$$

Thus, from the diameter D measured with an experimentally observed caustic the stress intensity factor  $K_I$  can quantitatively be determined.

With materials that are optically anisotropic ( $\lambda \neq 0$ ) the analysis becomes somewhat more complex. As a result, the single caustic curve splits up into a double caustic. The evaluation formulas for each of the two caustics are the same as given by Eq. (17) except for slightly different values of the numerical factor. For details see [2].

2.4 Extensions of the Method and Discussion

The presented shadow optical analysis applies for the case of tensile mode-I loaded cracks and linear-elastic material behaviour only. The caustic analysis has been extended to other cases as well. An overview is given by the author in a special chapter of the Handbook on Experimental Mechanics [2]. Some of the results shall be presented.

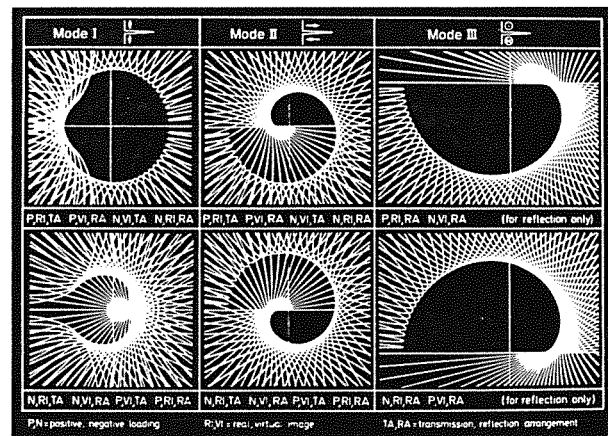


Fig. 5. Crack tip shadow patterns for different modes of loading

Figure 5 shows crack tip shadow patterns for mode-II (in-plane shear) and mode-III (anti-plane shear) loading of cracks, which are shown in addition to the previously derived mode-I caustics. The individual lines in the graphs represent images of light rays which traverse the specimen along straight lines  $\varphi = \text{const}$ . The caustic curves appear as envelopes to the obtained families of image lines. The mode-II and the mode-III caustics become asymmetric. As discussed before, a characteristic length parameter of the caustics determines the stress intensity factors  $K_{II}$  or  $K_{III}$  respectively. For cracks subjected to a combined mode-I mode-II loading both stress intensity factors  $K_I$  and  $K_{II}$  are determined by two characteristic length parameters taken from the resulting mixed mode caustic. Quantitative formulas are given in [2,3].

With materials that do not show a linear-elastic but an elastic-plastic behaviour (e.g. structural steels) crack tip caustics can be observed as well. Figure 6 shows numerically calculated [4] mode-I shadow patterns of a crack in a power-law hardening material for different hardening exponents  $n$ . With increasing influence of plasticity effects the caustic changes its shape from the limiting case  $n = 1$ , i.e. a linear-elastic material, to the case  $n = \infty$ , i.e. an elastic-perfectly-plastic material. Analogous to the previous discussion, the diameter of the elastic-plastic caustic now determines the elastic-plastic fracture mechanics parameter, i.e. the J-integral. For quantitative formulas see [2,4].

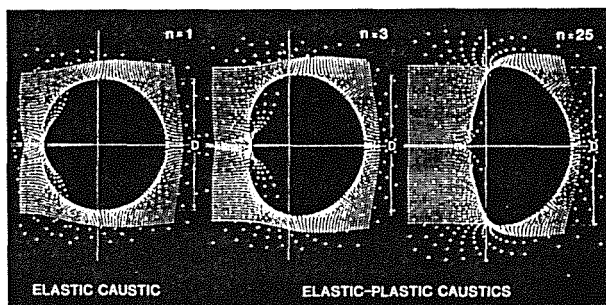


Fig. 6. Elastic-plastic crack tip caustics

For further details, in particular as regards dynamic applications, the influence of higher order terms of the stress distribution and the influence of local plasticity, state of stress, or anisotropy of the material etc., see [2].

Advantages but also shortcomings of the shadow optical technique shall be discussed by comparing the shadow optical and the photoelastic picture of a crack tip stress distribution, Fig. 7. Due to the large number of isochromatic fringes the photoelastic pattern is rather complicated. In the near field region around the crack tip, i.e. the region of interest, the isochromatic fringes are not resolved anymore. Thus, only by extrapolation of far field data towards the center of stress concentration information on the real crack tip loading condition can be obtained. The shadow optical picture, on the other hand, is much simpler. Only one characteristic line, the caustic curve, is obtained which is directly related to the crack tip loading condition. This

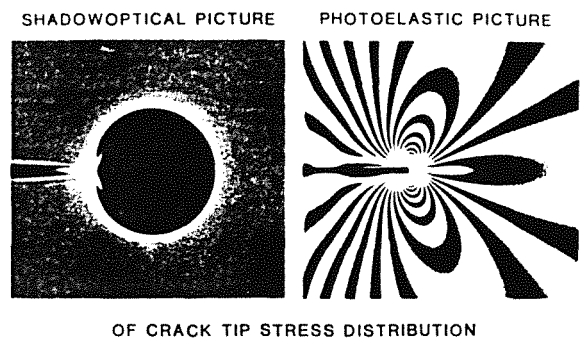


Fig. 7. Shadow optical and photoelastic crack tip patterns

simplicity results from the fact that the shadow optical effect is caused by stress gradients (in contrast to the photoelastic effect caused by stresses). This dependence, on the gradient of stresses, also implies certain disadvantages. The far field of the crack tip stress distribution, for example, does not become visible in the shadow optical picture, since the variations in stresses are too small. The photoelastic pattern, however, yields accurate information in particular in this region. Thus, depending on the specific property of interest and problem to be investigated the shadow optical method of caustics or the photoelastic method of isochromatic fringes (or another experimental method) may be the most appropriate tool of investigation, but, because of its sensitivity to stress gradients the shadow optical method of caustics is certainly advantageous for quantifying the intensification of stresses in the direct vicinity of stress risers.

## 2.5 Experimental Arrangements

The practical realization of the caustic technique in the laboratory for investigating fracture mechanics problems does not require sophisticated experimental equipment. The only essentials are a suitable light beam for illuminating the specimen and a device for recording the shadow pattern. The light beam has to fulfill only one, but very stringent requirement: it must be generated by a (point-like) light source of very small aperture in order to produce high quality caustics. Conventional cameras can be utilized for the recording of shadow patterns. In dynamic applications a high speed camera is needed. The camera is simply focused onto the real or virtual image plane ahead of or behind the specimen, depending on the chosen observation mode. Despite of the simplicity of the arrangement much care and experimental skill is a prerequisite for successful work. For details on experimental techniques, e.g. specimen preparation, use of non-parallel light beams for illumination of the specimen, quality of the optical set-up etc., see [2].

The patterns that are obtained by the shadow optical method of caustics are of very simple geometrical shape that can easily and reliably be evaluated. The shadow optical method, therefore, is very well suited for investigating complex phenomena, as they apply in

dynamic loading situations. Results of shadow optical investigations of two dynamic fracture problems are presented in the following chapters. In these experiments the dynamic shadow patterns are recorded with a Crazz-Schardin 24 spark high speed camera, allowing minimum picture interval times of 0.5  $\mu$ s.

3. ARRESTING CRACKS

The usual procedure for measuring the crack arrest toughness  $K_{Ia}$  of a material is as follows: In a wedge loaded specimen a rapidly propagating crack is initiated from a blunted initial notch at an initiation stress intensity factor  $K_{Iq} > K_{Ic}$ . Figure 8 shows a rectangular double cantilever beam specimen under longitudinal wedge loading in a schematic representation. Because of the stiffness of the loading system the crack opening displacement remains constant during crack propagation. Thus, the crack propagates into a decreasing stress intensity factor field. It arrests at the length  $a_a$  if the conditions for crack propagation are not

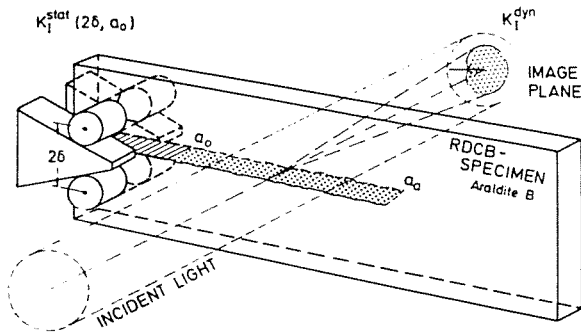


Fig. 8. Experimental set-up for a crack arrest experiment and shadow optical arrangement in transmission (schematically)

fulfilled anymore. To a certain extent, the arrest process is equivalent to an initiation process with the time axis being reversed. The stress intensity factor value at arrest represents the crack arrest toughness  $K_{Ia}$ . Recommendations for measuring the arrest toughness are given in ASTM E 1221 [5].

3.1 Influence of Kinetic Effects on the Crack Arrest Process

In order to investigate the influence of dynamic effects on the mechanical behaviour of cracks at arrest, the stress condition at the tip of a propagating and subsequently arresting crack was analyzed, see also [6,7]. Using the epoxy resin Araldite B, the actual dynamic stress intensity factors,  $K_I^{dyn}$ , were measured by means of the shadow optical method of caustics in transmission. These values are compared to the equivalent static stress intensity factors,  $K_I^{stat}$ , calculated from the measured crack opening displacement  $2\delta$  utilizing conventional stress intensity factor formulas from ASTM E 399.

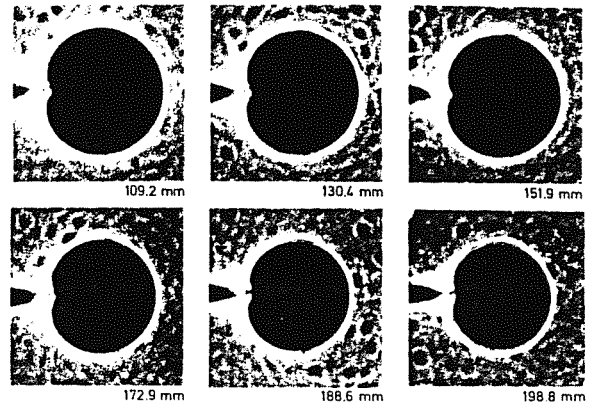


Fig. 9. Caustics of a propagating and subsequently arresting crack (photographed in transmission with an Araldite B specimen)

A series of six shadow optical photographs is shown in Fig. 9. Quantitative data for cracks initiated at different  $K_{Iq}$ -values are presented in Fig. 10, showing the dynamic, experimentally determined stress intensity factors,  $K_I^{dyn}$ , as a function of crack length together with the corresponding static stress intensity factor curves,  $K_I^{stat}(a)$ . In addition, the measured crack velocities are given in the lower part of the diagram. The following characteristics of the crack arrest process can be deduced from these results: At the beginning of the crack propagation phase the dynamic stress intensity factor  $K_I^{dyn}$  is smaller than the corresponding static value  $K_I^{stat}$ . At the end of the propagation phase, in particular at the moment of arrest, the dynamic stress intensity factor  $K_I^{dyn}$  is larger than the corresponding

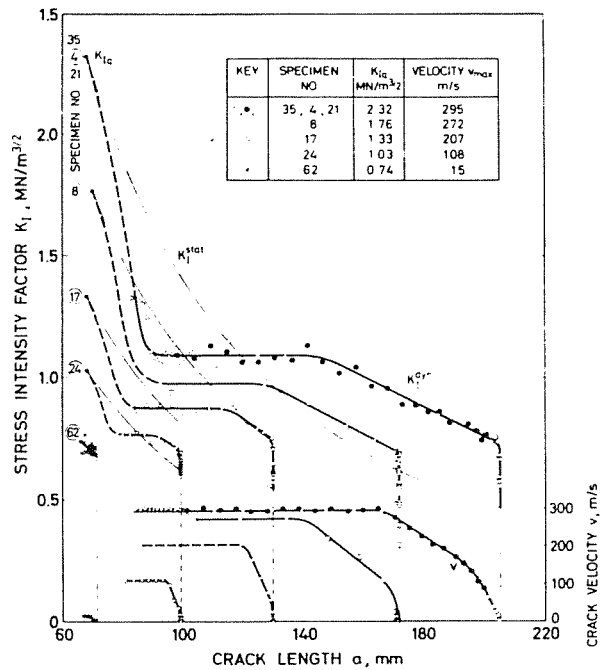


Fig. 10. Stress intensity factors and crack velocity for propagating and subsequently arresting cracks

static value  $K_{Ia}^{stat}$ . Only after arrest does the dynamic stress intensity factor  $K_{Ia}^{dyn}$  approach the static stress intensity factor at arrest,  $K_{Ia}^{stat}$ . Differences between the dynamic and the static stress intensity factor curves become smaller for cracks initiated at lower  $K_{Iq}$  values, i.e. for cracks propagating at lower velocities. The dynamic effects obviously decrease with decreasing velocity, as one might expect.

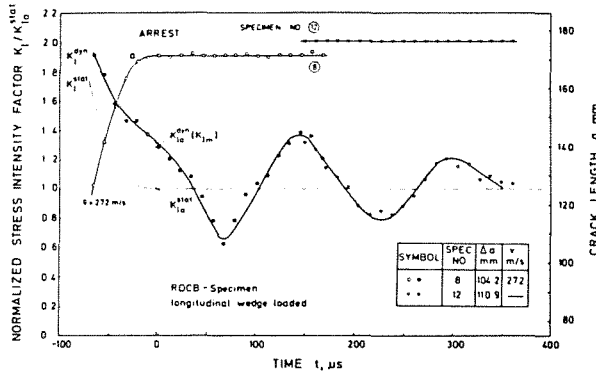


Fig. 11. Post-arrest behaviour

The behaviour of the dynamic stress intensity factor,  $K_{Ia}^{dyn}$ , in the post-arrest phase is shown in Fig. 11 as a function of time.  $K_{Ia}^{dyn}$  oscillates around the value of the static stress intensity factor at arrest,  $K_{Ia}^{stat}$ . Only some time after arrest does the dynamic stress intensity factor approach the static value.

Wave propagation phenomena explain the observed behaviour: Elastic waves are produced by the propagating crack, so that kinetic energy is radiated into the specimen and  $K_{Ia}^{dyn} < K_{Ia}^{stat}$ . After reflection at the finite boundaries of the specimen the waves interact with the crack again and contribute to the stress intensity factor, consequently  $K_{Ia}^{dyn} > K_{Ia}^{stat}$ . An illustrative view of these processes is given in Fig. 12. A rapidly propagating crack (1000 m/s) in a high strength steel specimen was photographed in a shadow optical reflection arrangement. In addition to the shadow spot at the crack tip the photograph shows the generation of waves at the tip of the propagating crack and the subsequent reflection at the boundaries of the specimen.

3.2 Influences on the Crack Arrest Toughness  $K_{Ia}$

The observed findings are summarized in Fig. 13. The data show that the stress condition at arrest is not static but dynamic, although the crack velocity is zero at the moment of arrest. Therefore, crack arrest toughness values which are determined on the basis of a static evaluation procedure in principle cannot represent true material properties. Statically determined crack arrest toughness values  $K_{Ia}^{stat}$  are smaller than the true dynamically determined crack arrest toughness values  $K_{Ia}^{dyn}$ .

The standard ASTM E 1221 [5] for measuring crack arrest toughnesses is based on a static evaluation procedure and care is, therefore, needed in using such toughness data. Safety predictions on the basis of  $K_{Ia}^{stat}$  data can be erroneous. The determination of the true crack arrest toughness has to take the dynamic effects

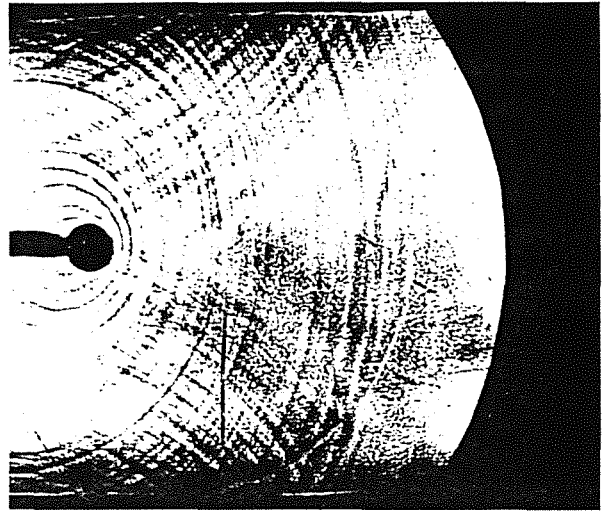


Fig. 12. Shadow optical photograph of a fast propagating crack in steel

into account and requires a fully dynamic analysis. However, since the dynamic effects in large scale structures are generally smaller than in the relatively small laboratory test specimens which are used for  $K_{Ia}$  determination, static crack arrest analyses will yield conservative crack arrest predictions [6]. On the basis of this understanding the static crack arrest concept can be applied by the practical engineer under certain circumstances.

In order to minimize the errors when applying the static crack arrest concept a special crack arrest test specimen

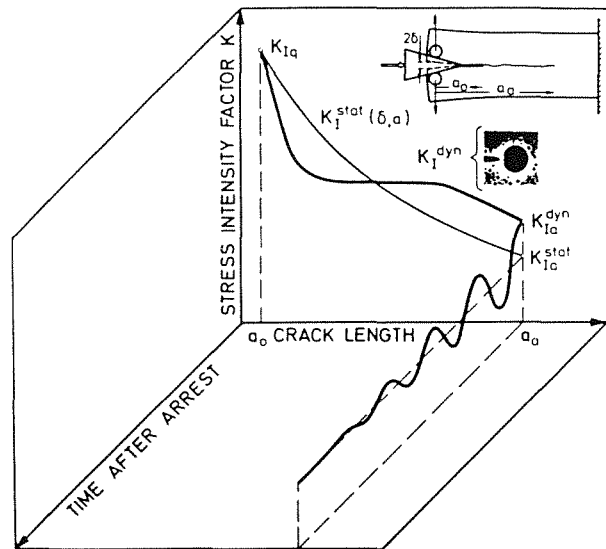


Fig. 13. Crack arrest behaviour (schematically)

with reduced dynamic effects has been developed by the author and his colleagues, the so-called RDE-specimen. [6]. With this specially designed specimens, crack arrest toughness data can be determined by static evaluation procedures with an accuracy which is sufficient for engineering purposes and which avoids over-conservatism.

4. CRACKS UNDER IMPACT LOADING

The impact fracture toughness  $K_{Ic}$  is usually determined with precracked bend specimens in instrumented impact tests. The specimen is loaded by a drop weight or by a pendulum type impact testor. Strain gauges at the tip of

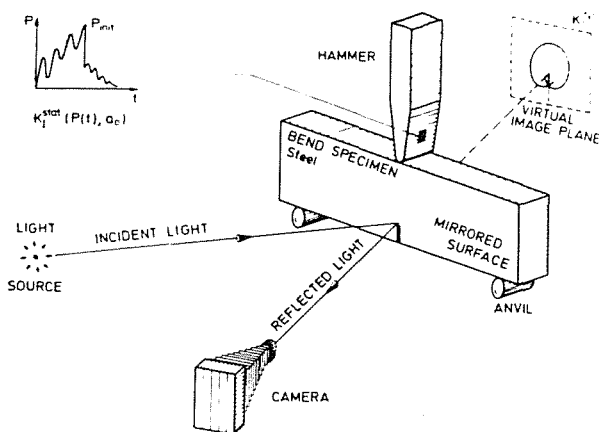


Fig. 14. Experimental set-up for a drop weight experiment and shadow optical arrangement in reflection (schematically)

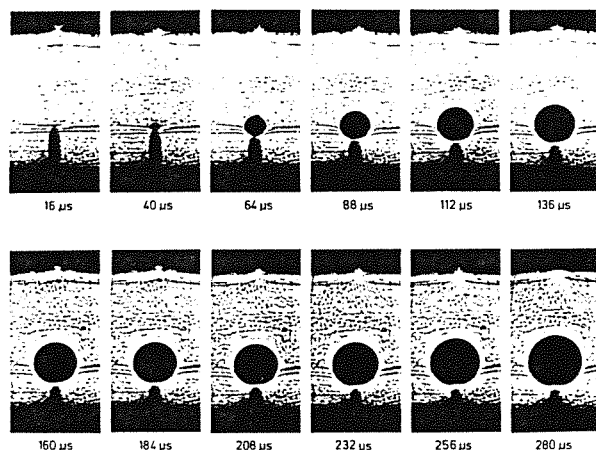


Fig. 15. Crack tip caustics under drop weight loading (photographed in reflection with a high strength steel specimen)

the striking hammer measure the load during impact. The impact fracture toughness is derived from the critical value of the load the specimen is subjected to for the moment of crack initiation. Recommended procedures for performing the test and for evaluating the data are given in [8].

4.1 Dynamic Behaviour of Impacted Cracks

The mechanical behaviour of cracks under impact loading was investigated by measuring the dynamic stress intensity factors directly at the crack tip by means of the shadow optical method of caustics [6,9]. Specimens of Araldite B and of a high strength steel were investigated. Figure 14 gives a schematic view of the experimental set-up showing the shadow optical arrangement in reflection with a high strength steel specimen. The influence of dynamic effects was evaluated by comparing the dynamic stress intensity factors,  $K_I^{dyn}$ , with equivalent static stress intensity factors,  $K_I^{stat}$ . The static values were determined from the measured hammer load  $P_H$  utilizing conventional static stress intensity factor formulas from ASTM E 399.

A series of twelve shadow optical photographs of the central part of an impacted steel specimen is shown in Fig. 15. Quantitative data for the two materials Araldite B and a high strength steel are given in Fig. 16. The specimens were impacted at a velocity of 0.5 m/s by a hammer of mass 4.9 kg or 90 kg respectively. The dynamic stress intensity factors  $K_I^{dyn}$  (experimental points) and the corresponding static stress intensity factors  $K_I^{stat}$  (thin curves) are plotted as functions of

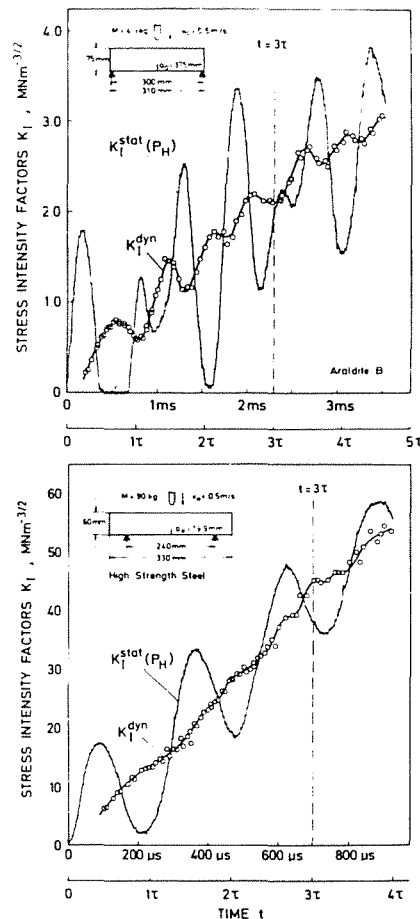


Fig. 16. Stress intensity factors for cracks under drop weight loading a) Araldite B specimen, b) high strength steel specimen

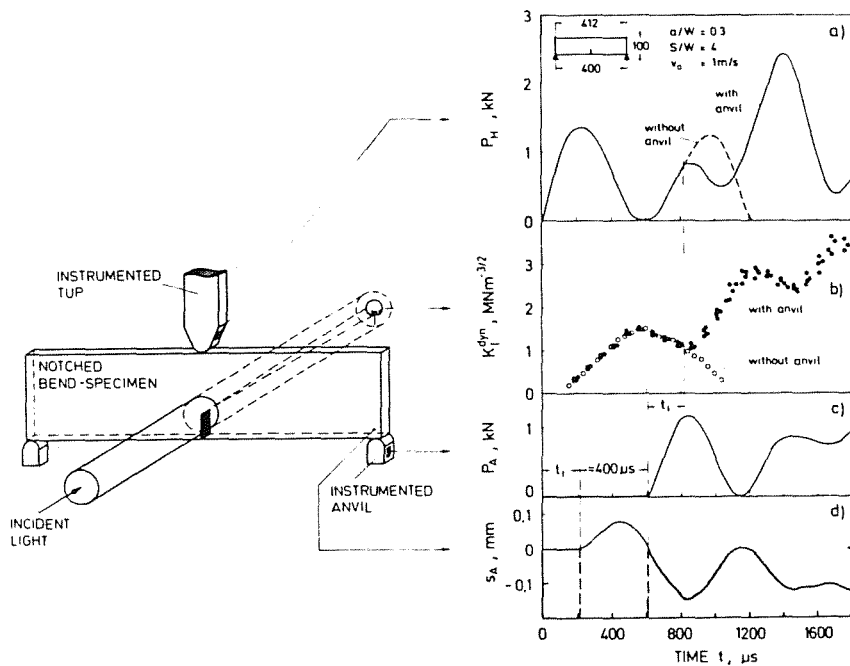


Fig. 17. Mechanical response of a notched bend specimen to drop weight loading

time. The times are given in absolute units and also in relative units by normalization by the period  $\tau$  of the eigenoscillation of the impacted specimen.

The  $K_I^{\text{stat}}$ -values show a strongly oscillating behaviour, whereas the actual dynamic stress intensity factor  $K_I^{\text{dyn}}$  show a more steadily increasing tendency. In the early time range,  $t < \tau$ , these differences are very pronounced. The differences become smaller with increasing time, but even for times larger than  $3\tau$  the influence of dynamic effects obviously has not vanished and there are still marked differences between  $K_I^{\text{stat}}$  and  $K_I^{\text{dyn}}$ . Due to the different contact stiffnesses the effects are larger with Araldite B than with high strength steel.

#### 4.2 Reaction of the Specimen to Impact Loading

The behaviour of specimens under impact loading was further investigated by also measuring the specimen reaction at the anvils [6]. Figure 17 compares the load measured at the striking hammer (a), the stress intensity factor measured at the crack tip (b), the load measured at the anvils (c), and the position of the specimen ends with regard to the anvils (d). The data were obtained with Araldite B specimens impacted at 1m/s. The  $\tau$ -value of the specimens utilized for these investigations is about 700  $\mu\text{s}$ . A comparison of the four signals indicates that non-zero loads at the anvils are registered only after a rather long time of about 600  $\mu\text{s}$ . This time is about three times larger than the time it would take the slowest wave, i.e. a transverse wave, to travel from the point of impact to the anvils. This unexpected behaviour is explained by diagram (d) in Fig. 17. A loss of contact is observed between the specimen ends and the anvils. The loss of contact starts at about 200  $\mu\text{s}$ . This time is in

agreement with the above consideration of wave propagation times. For about the next 400  $\mu\text{s}$  the specimen is completely free and only after this time, i.e. at a time of about 600  $\mu\text{s}$  total, do the specimen ends come into contact again with the anvils. In accordance with this observation loads are then recorded at the anvils. With different test conditions this loss of contact can occur later for a second time and loss of contact can also take place between the hammer and the specimen.

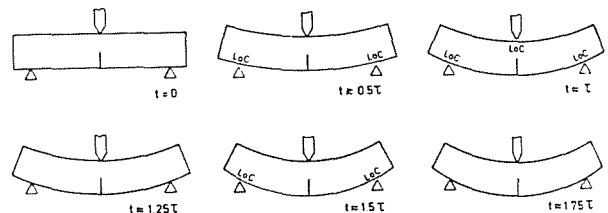


Fig. 18. Loss-of-contact (LoC) effects observed with impacted specimens

These processes are illustrated by the schematic representation in Fig. 18. Since in these experiments, the anvils were obviously of no influence during the early phase of the impact process, additional experiments were performed with unsupported specimens. The results are represented by the dashed curve and open data points in Fig. 17. In accordance with speculation, the early specimen reaction ( $t < \tau$ ) is the same for both, the supported and the unsupported specimen.

#### 4.3 Validity of Impact Fracture Toughnesses $K_{I,d}$

The data demonstrate the strong influence of dynamic effects on the mechanical behaviour of cracks under



impact loading. The method [8] proposed to ASTM for measuring the dynamic fracture toughness  $K_{Id}$  in instrumented impact tests assumes that for times larger than  $3\tau$ ,  $K_I^{stat}$ -values would represent a good approximation of the actual dynamic stress intensity factor  $K_I^{dyn}$ . However, data from the presented experiments indicate that a static analysis is not at all adequate to describe the loading condition in the specimen under the proposed conditions, except at much later times, i.e. for  $t/\tau \gg 3$ . Large times-to-fracture  $t_f$  result for high test temperatures and small impact velocities. Small  $\tau$ -values, on the other hand, result for small specimen dimensions. Often  $t_f$  and  $\tau$ , however, cannot be varied independently due to size requirements which in general demand large specimen dimensions for high test temperatures. In order to overcome these difficulties as well as the resulting restrictions on the choice of test parameters a fully dynamic measuring procedure, the so-called method of impact response curves, has been developed by the author and his colleagues, for details see [10]. This concept of impact response curves allows to correctly determine impact fracture toughnesses  $K_{Id}$  under arbitrary test conditions, even under test conditions that result in extremely high rates of loading.

## 6. SUMMARY AND CONCLUSION

The shadow optical method of caustics for determining stress intensity factors from the actual stress strain field around the tip of a crack tip is presented. The method is used in combination with high speed photography to investigate the influence of dynamic effects on test procedures for measuring dynamic fracture toughnesses. The crack arrest toughness  $K_{Ia}$  and the impact fracture toughness  $K_{Id}$  are considered as examples. For arresting cracks the stress condition at arrest is found to be still dynamic and not static although the crack velocity has become zero. The dynamic effects become small for small crack propagation velocities only. For cracks under impact loading conditions the stress intensity factors cannot be adequately derived from measured load values via static evaluation procedures. Only for large times to failure, as they result for small impact velocities and/or ductile material behaviour, do static approaches represent acceptable approximations. Reliable crack arrest and impact fracture toughnesses can only be obtained by evaluation procedures which take the dynamic effects into account. In general, the observed findings demonstrate that it can be very misleading to apply knowledge based on quasi-static fracture processes to dynamic situations. An appropriate consideration of the relevant time effects is needed for a successful treatment of dynamic fracture problems. Only on the basis of such fully dynamic investigations can one make decisions on the validity range of quasi-static measuring procedures or on the necessity for the application of fully dynamic test procedures.

## 7. REFERENCES

- [1] Manogg P., "Anwendung der Schattenoptik zur Untersuchung des Zerreißvorgangs von Platten", Dissertation, Universität Freiburg, Germany, (1964)
- [2] Kalthoff J.F., "Shadow Optical Method of Caustics", Chapter 9 in "Handbook on Experimental Mechanics", Ed. A.S. Kobayashi, Second Revised Edition, VCH Publishers, New York, 407-476 (1993)
- [3] Theocaris P.S., "Complex Stress Intensity Factors of Bifurcation Cracks", J. Mech. Phys. Solids 20, 265-279 (1972)
- [4] Rosakis A.J., Ma C.C., Freund L.B., "Analysis of the Optical Shadow Spot Method for a Tensile Crack in a Power-Law Hardening Material", J. Appl. Mech. 50, 777-782 (1983)
- [5] ASTM E 1221, "Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Toughness,  $K_{Ia}$ , of Ferritic Steels", American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1996)
- [6] Kalthoff J.F., "On the Measurement of Dynamic Fracture Toughnesses - A Review of Recent Work", Int. Journ. of Fracture 27. "Special Issue on Dynamic Fracture", 277-298 (1985)
- [7] Kalthoff J.F., Beinert J., Winkler S., "Measurements of Dynamic Stress Intensity Factors for Fast Running and Arresting Cracks in Double-Cantilever-Beam Specimens", Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, Eds., Hahn G.T. and Kanninen M.F., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 161-176 (1977)
- [8] ASTM E 24.03.03, "Proposed Standard Method of Test for Instrumented Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials", Draft 2d, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1981)
- [9] Kalthoff J.F., Böhme W., Winkler S., "Analysis of Impact Fracture Phenomena by Means of the Shadow Optical Method of Caustics", Proc. VIIth Int. Conf. on Experimental Stress Analysis, organized by SESA, Haifa, Israel, Aug. 23-27, 148-160 (1982)
- [10] Kalthoff J.F., Winkler S., Böhme W., "A Novel Procedure for Measuring the Impact Fracture Toughness  $K_{Id}$  with Precracked Charpy Specimens", Proc. Int. Conf. on Mechanical and Physical Behavior of Materials under Dynamic Loading, Paris, Sept. 2-5, 1985, Journal de Physique, Colloque C5, supplément n° 8, Thome 46, 179-186 (1985)

## Ductile fracture of thin shells and panels. Application to containment casings in aeroengines.

C Ruiz

University of Oxford  
Department of Engineering Science  
Parks Road  
Oxford OX1 3PJ

**Resumen.** Se presenta un estudio sobre el valor de parámetros elastoplásticos de mecánica de fractura para el estudio de la iniciación de grietas en tuberías y estructuras de pared fina. Se demuestra que el ángulo de apertura de grieta (COA) es preferible a la integral J y al desplazamiento en fondo de grieta (CTOD). Se describe un método para decidir si la grieta se propaga rápidamente y el efecto de barreras como refuerzos y cambios de sección. El método requiere la medición del COA y un análisis por elementos finitos en el campo elastoplástico verificado experimentalmente.

**Abstract.** The relevance of elastoplastic fracture mechanics parameters for the study of crack initiation in pipelines and thin-walled structures is considered. It is shown that the crack opening angle (COA) has advantages over the J-integral and the crack tip opening displacement (CTOD). A methodology to find whether fast crack growth occurs and the effect of crack arresters such as raised flanges or changes in section is proposed. This relies on the measurement of the COA, a finite element elastoplastic analysis and experimental verification.

### 1. INTRODUCTION

The safety of gas pipelines has prompted much of the research into crack propagation in ductile materials. Early codes of practice [1] relied on engineering judgment based on experience. They attempted to ensure integrity by specifying materials with a Charpy V impact energy above a minimum value and geometrical defects in the pipeline within certain tolerances. Statistical analysis of full scale tests reproducing service conditions helped to draft rules that have proved remarkably effective. More recently, the emphasis shifted to the application of linear elastic fracture mechanics, in line with practice in the pressure vessel industry. It was argued that fracture initiation would be avoided by maintaining the calculated stress

intensity factors associated with permissible defects below the fracture toughness of the material,  $K_{IC}$ . While successful when dealing with the thick sections normally found in pressure vessels where the dominant failure mode is plane strain, this approach has been shown to be inappropriate to the predominantly plane stress conditions found in the ductile failure of pipelines. [2] In that case, elementary limit analysis has provided accurate predictions of the bursting pressure of pipelines with known defects. While an undoubtedly useful approach, limit analysis does not account for the deformation preceding failure and can not be applied to the study of propagating cracks.

Fast crack propagation has become an important consideration in the design of

containment casings for aero engines. In these most of the thrust is provided by the fan which consists of between 22 and 26 blades each weighing about 15 to 20 kg and turning at a peripheral tip speed of 400 to 475 m/s. These fan blades obviously have a large kinetic energy and the possibility that one may become detached cannot be ignored. Indeed, airworthiness regulations demand that a fan blade released at full power must be contained within the engine and a safe shut down can be effected without hazard to the aircraft. The casing structure must therefore be designed so as to allow the blade to move out of the path of the rest of the fan while preventing it from leaving the engine cowl. This is achieved by letting the blade perforate an inner membrane and containing it within an outer casing. It is essential to ensure that the perforation does not trigger the destruction of the inner casing that would result if extensive crack growth followed impact. [4]

There are other situations in the aero engine and airframe industries where crack growth

in stressed structures presents a serious threat: fracture of combustion chambers under a sudden overpressure and of a pressurised fuselage are two examples. [5,6] A number of features are common:-

1. The material is ductile and relatively large plastic structural deformation occurs during the failure process.
2. The structure is under static or quasistatic load prior to the event that triggers crack initiation.
3. External loads continue to be applied during crack growth.
4. Fracture is mainly in shear.

The role of plastic deformation, both at the stage of crack initiation and of crack growth, is regarded as the key to the whole process. In this report, some recent work will be surveyed and current practical procedures followed to avoid the problem will be briefly discussed.

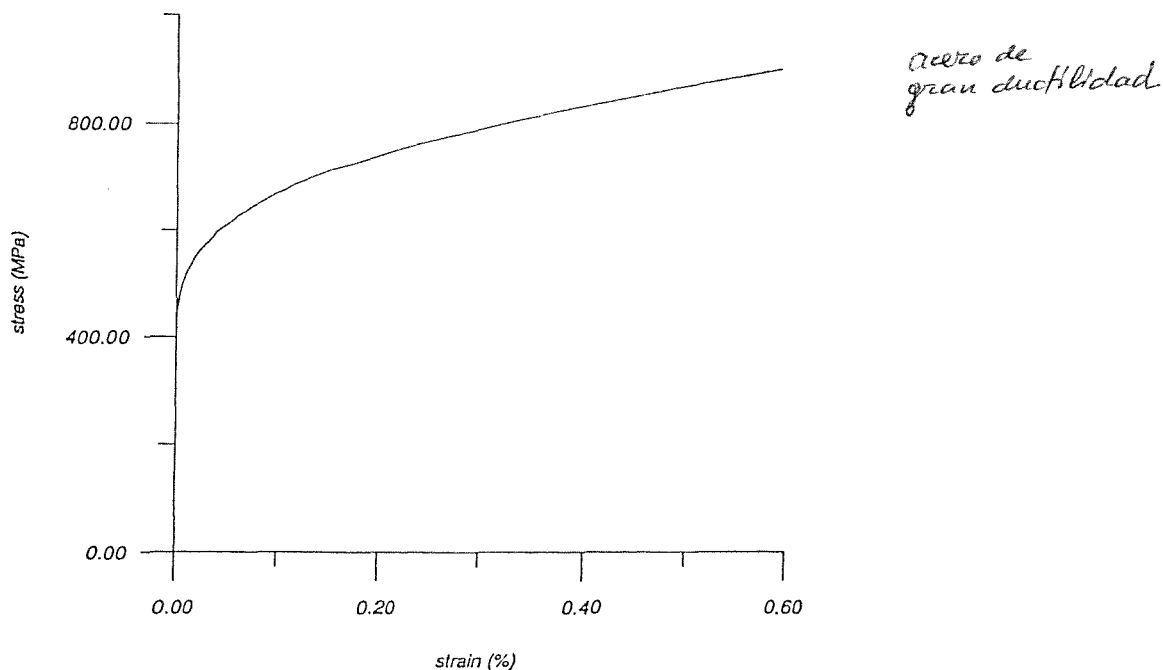


Figure 1. True stress-strain curve for gas pipeline steel [8]

## 2. PLASTIC INSTABILITY AND CONDITION FOR DUCTILE FRACTURE

Once the true stress - natural strain curve for the material is known, it is possible to find the bursting strength of a cylindrical pressure vessel or pipeline by means of the Considere's construction. [7] Taking, for example, a typical mild steel for gas pipelines whose mechanical properties are defined in figure 1, it can be shown that the bursting pressure due to plastic instability for a pipeline with nominal outside diameter  $D = 914$  mm and nominal thickness  $t = 15$  mm is 22.0 MPa. The bursting pressure can also be obtained by finite element analysis, plotting

the curve pressure viz. radial expansion for the pipeline with the material defined by figure 1. Using ABAQUS, it was found that the radial expansion tended to grow towards infinity when the pressure exceeded 21.86 MPa, in good agreement with the result obtained from the classical approach. [8] When a longitudinal crack of depth  $a$  is present, the strength of the pipeline should be reduced by the ligament efficiency factor,  $(t-a)/t$ , assuming that failure is still governed by plastic instability. In practice the material is not infinitely ductile and failure will occur through crack tearing at a lower pressure. As shown in Table 1, experimental results support this view.

Table 1  
Calculated and experimentally determined bursting pressures [8]

| Pipe No. | Outside diameter (mm) | Thickness (mm)<br>$t$ | Crack depth (mm) | Calculated* pressure (MPa) | Experimental pressure (MPa) |
|----------|-----------------------|-----------------------|------------------|----------------------------|-----------------------------|
| 0        | 914                   | 15                    | 0                | 21.9 = $p_{lim}$           | 20                          |
| 1        | 914                   | 15                    | 7.2              | 11.4                       | 10.43                       |
| 2        | 916.4                 | 16.3                  | 8.2              | 10.9                       | 10.47                       |
| 3        | 914.7                 | 15.5                  | 9.6              | 8.3                        | 7.6                         |

\* Average of Considere's and ABAQUS results

Crack tearing may occur when a characterising parameter such as  $J$ , COD, etc. reaches a critical value. Using ABAQUS and the true stress-natural strain curve of figure 1 to represent the material,  $J$  and the crack opening displacements at the mouth and at the tip of the crack as well as the crack opening angle were calculated.

The physical meaning of the crack opening parameters is clear and unambiguous; the

crack tip opening displacement (CTOD) provides a measure of the plastic stretching which changes the sharp crack into a notch and the crack mouth opening displacement (CMOD) includes the change in flank angle, (COA).

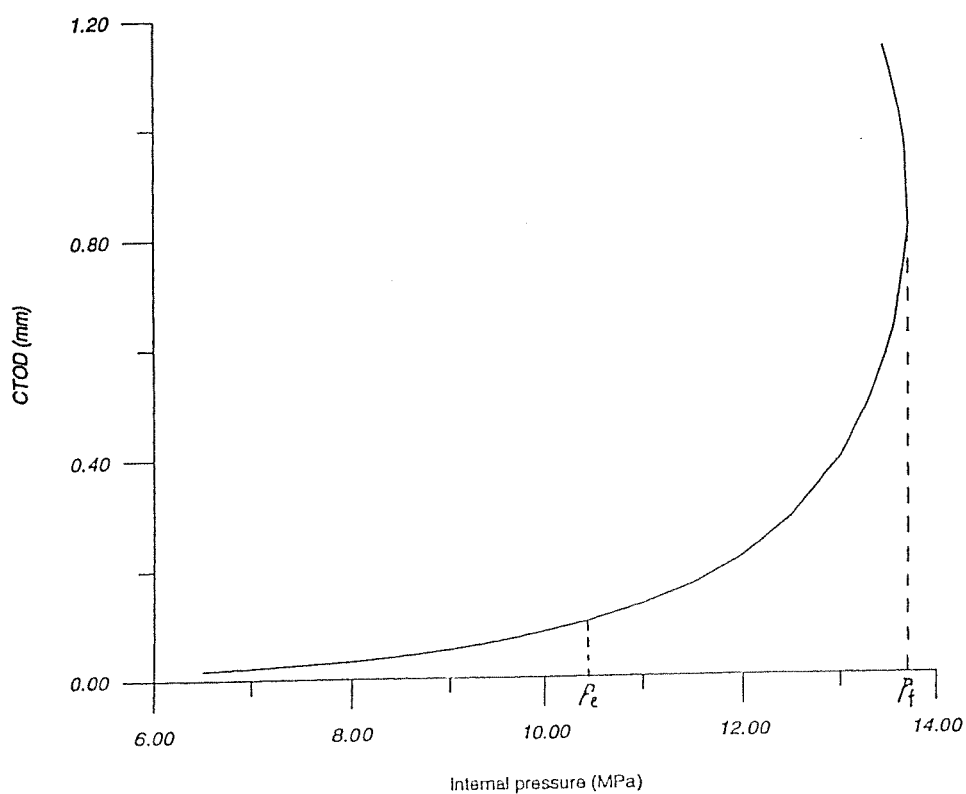


Figure 2. Relationship between internal pressure and CTOD for pipeline 1 [8]

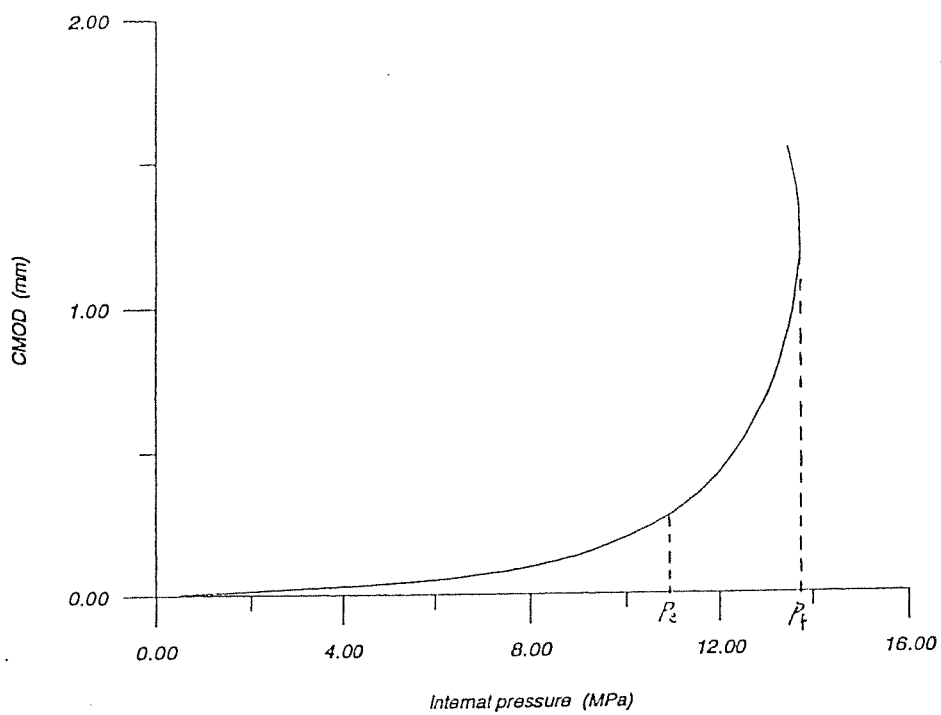


Figure 3. Relationship between internal pressure and CMOD for pipeline 1 [8]

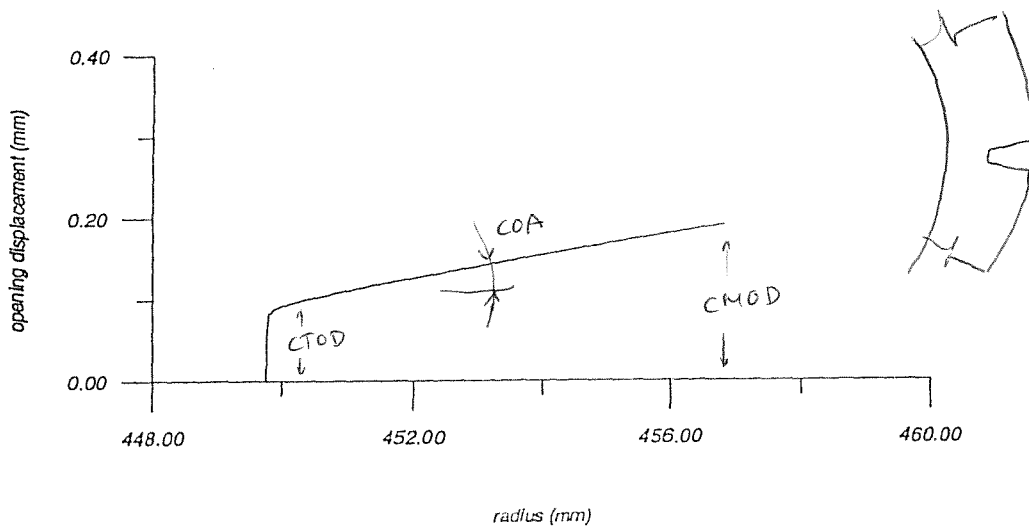
Figures 2 and 3 show the variation of the CTOD and the CMOD with internal pressure for pipeline number 1. Similar curves were

obtained for the other pipelines. The values of the CTOD, CMOD and COA at bursting are shown in Table 2.

**Table 2**  
Elastoplastic crack tearing parameters at the bursting pressure

| Pipe No. | CTOD*<br>(mm) | CMOD*<br>(mm) | COA*<br>(rad) | J<br>(kJ/m <sup>2</sup> ) | P <sub>r</sub><br>(MPa) |
|----------|---------------|---------------|---------------|---------------------------|-------------------------|
| 1        | 0.10          | 0.23          | 0.015         | 154                       | 13.7                    |
| 2        | 0.10          | 0.24          | 0.015         | 153                       | 14.1                    |
| 3        | 0.10          | 0.31          | 0.020         | 154                       | 10.2                    |

Note \*: Values refer to one face of the crack only



**Figure 4.** Crack opening shape for pipeline 1 at 10 MPa [8]

It will be noted that bursting occurs at a fixed value of the CTOD but that the values of the CMOD and of the COA differ by up to 19%. In all cases, as the pressure reaches a final value  $p_f$ , also shown in the tables, plastic instability would occur if the material were infinitely ductile. This final pressure exceeds the corresponding calculated and experimental values in Table 1. Figure 4 shows the crack profile at a pressure of 10 MPa. The flank is seen to remain straight. From a measurement of the CMOD and of the COA it is therefore possible to find the CTOD.

Although the physical meaning of J, as the strain energy released per unit of crack area, is perfectly clear, its calculation depends on finding a contour near to the crack tip but embracing an elastic region. Because of the widespread plastic deformation and the size of the crack it is very difficult to find a path independent value of J, as illustrated in figure 5. Contour number 1 is adjacent to crack tip, number 40 is at a distance of 5 mm. As the contour approaches the crack tip J decreases. Away from the crack tip there is a region over which it remains constant. The average values over this region, labelled AB in the figure, are given in Table 2.

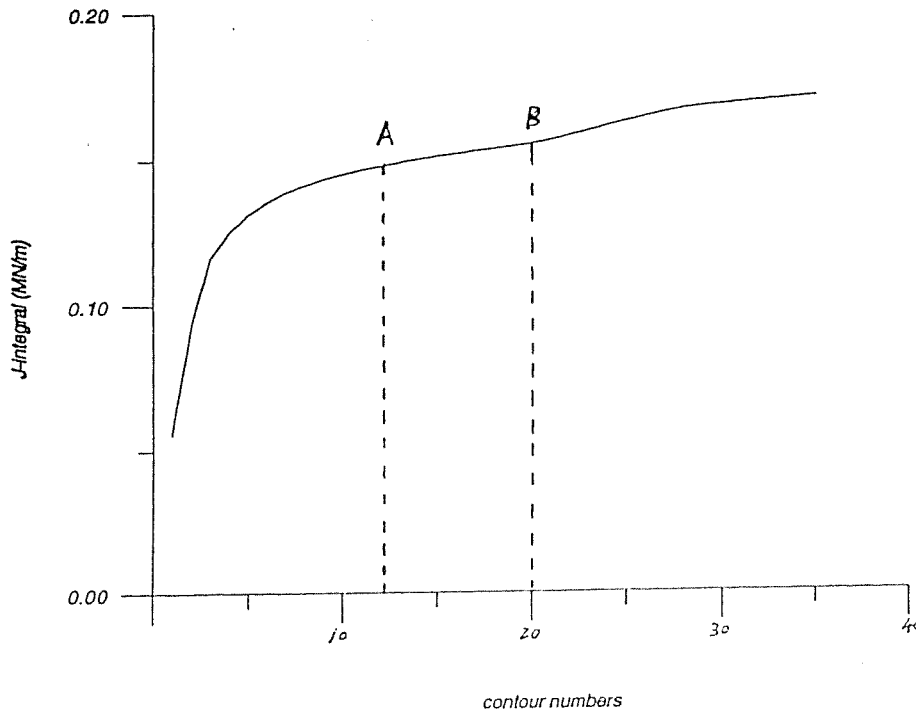


Figure 5. J - integral against contour numbers corresponding to experimental failure pressure for pipeline 1 [8]

Like the CTOD, J could be used to establish the critical condition for crack growth as a result of ductile tearing but, unlike the CTOD, it is not possible to measure J experimentally. This, added to the difficulty of calculating a path independent value of J precludes the use of J in practice.

### 3. CRACK PROPAGATION

The next question that arises is, what happens to the crack once the critical value of the CTOD has been reached? This problem has been studied by many researchers [5, 6, 9-12]. Where material toughness is high and in the case of thin-wall structures under plane stress conditions, failure occurs through plastic shearing. It

follows large displacements of the free edges behind the cracktip. The tear follows a route dictated by the orientation of the original defect and the state of stress of the structure until it is deflected by a change in wall thickness or material properties. Energy balance dictates that,

$$\text{Rate of work done by gas} = \text{Rates of elastic strain energy release} + \text{kinetic energy} + \text{plastic work} + \text{fracture energy} \quad (1)$$

The most important dissipative energy term is the rate of plastic work given the large deformation of the structure. Consider the pressurised cylindrical vessel or pipeline of figure 6.

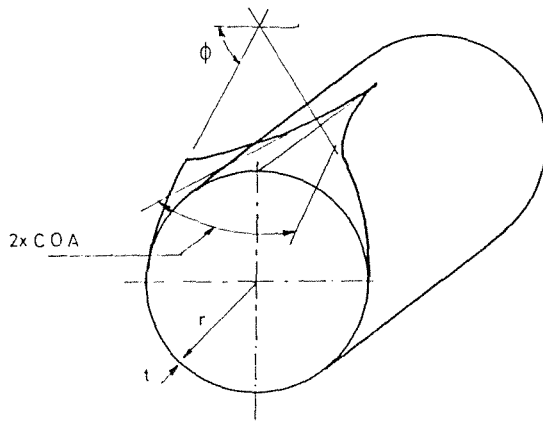


Figure 6. Ductile fracture of pressurised cylindrical vessel or pipeline

As the crack extends, it can be shown that the rate of elastic strain energy released is given by,

$$dU = - \frac{\pi r t \sigma^2}{E} da \quad (2a)$$

where  $\sigma$  is the initial stress, normally equal to two-thirds of the yield point.

The plastic work is associated with the opening angle of the pipe or vessel. For a rigid-ideally plastic material the rate of plastic work is given by

$$dW = \frac{1}{2} \phi \sigma_Y t^2 da \quad (2b)$$

where  $\sigma_Y$  is the yield point stress.

The fracture energy is,

$$dV = J t da \quad (2c)$$

and the rate of work done by the gas assuming adiabatic expansion as a first approximation,

$$dL = \frac{R\rho}{\gamma-1} T_2 \left[ \left( \frac{P_2}{P_1} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} \right] \pi r^2 da \quad (2d)$$

where the subindex 2 corresponds to the conditions prior to failure and  $p_1$  may be taken to be equal to the atmospheric pressure. Other, more accurate, formulations of the rate of work done by the gas take into account the discharge flow rate but, for an order of magnitude assessment of the magnitudes involved equation (2d) is sufficient. Consider for example the case of a cylindrical pressure vessel with a radius of 1m, a thickness of 10 mm, made of steel with a yield stress of 450 MPa. The rate of elastic energy released (equation 2a) is 14.1 kJ/m; the rate of plastic work when the vessel opens by 180° is (equation 2b) 70.75 kJ/m, the fracture energy for  $J = 150$  kJ/m<sup>2</sup> is (equation 2c) 1.5 kJ/m. The overwhelming importance of the plastic work is clearly demonstrated. In contrast, the energy associated with crack tearing is virtually negligible. To give a design stress of 300 MPa, the gas pressure should be 30 bar. Assuming that the gas is air, with  $R = 287$  J/kgK,  $\gamma = 1.4$  and a density of 1.225 kg/m<sup>3</sup> and that the temperature is 298 K, equation (2d) gives,

$$\frac{dL}{da} = 1350 \text{ kJ/m}$$



The vast disparity between the energy available and the energy required implies that the kinetic energy will be sufficient to project fragments of the vessel at very high velocities. This would not be the case if the pipeline contained a non volatile liquid. As another example, consider the containment casing of an aero engine made of an aluminium alloy, with a radius of 500 mm, a thickness of 2 mm, a yield stress of 300 MPa and  $J = 80 \text{ kJ/m}^2$ . From equations (2a) (2b) and (2c), the rates of elastic strain energy released, plastic work and fracture energy are found to be 1.8 kJ/m, 1.9 Jk/m and 0.16 kJ/m. Loading is due to its own weight and that of minor components supported by the shield and to the impact of the blade as it perforates the shield. While the fracture energy is again very small, the elastic energy released is almost equal to the dissipated plastic work. Only a small additional input of external energy would suffice to propagate the crack.

The conclusion that can be drawn from these examples is that the main terms in the energy balance equation, in addition to the external work, are the elastic strain energy and the plastic work, with any excess energy appearing as kinetic energy of the ejected fragments.

In consistency with this conclusion, a ductile fracture model has been proposed by Kanninen et al [13] for pipelines. The fundamental assumption is that the crack grows provided that the COA exceeds a critical value which is determined experimentally. An elastoplastic finite element is used to find the deformation of the pipeline as the crack grows and thus compare the calculated COA to the critical value. While the COA may not be ideal, as discussed in the previous section, it is much easier to calculate than the CTOD and it is also very easy to measure. It is however

expected that the CTOD would lead to more accurate predictions. There is no reason, other than practical considerations, why any elastoplastic finite element package should not be used once the external load is known. In the case of a pressurised gas container this is far from trivial since the pressure depends on the escaping gas flow through the opening whose size depends, in turn, on the pressure itself. Simple rules such as were used when deriving equation (2d) are not appropriate if an accurate solution is needed and the semiempirical equations proposed for gas pipelines [13] are clearly limited. There seems to be no other way than attempting to solve the coupled elastoplastic mechanics/gas dynamics equations by successive iterations, a tedious and expensive task. The problem is considerably eased if the loading is due to a non-volatile liquid under pressure or some other external force that remains constant or at least independent from the crack size as the crack grows.

#### 4. IMPLEMENTATION OF THE MODEL FOR DUCTILE FRACTURE

The procedure for the implementation of the model for ductile fracture that has been described will be illustrated by an example taken from industrial practice. A containment casing for a large high by-pass ratio aero engine consists of an inner casing wrapped by several layers of woven Kevlar tapes. The inner casing is an aluminium alloy shell electrochemically machined to display reinforcing ribs on a hexagonal pattern, as in figure 7. The casing is fixed to a ring structure at one end and carries the intake cowl at the other. The stress level under normal operating conditions is approximately equal to one-third of yield and stresses in a containment incident do not raise over two-thirds of yield overall, although local plastic deformations will clearly be found close to the point of impact.

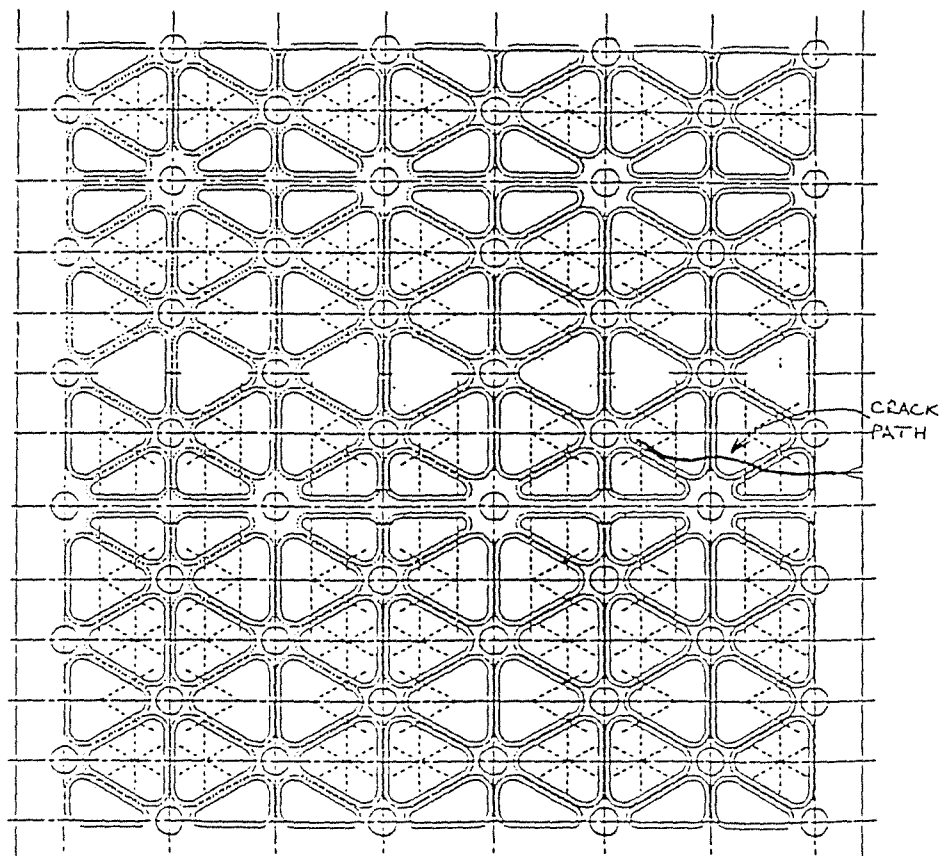


Figure 7. Typical Isogrid casing [15] Thickness of panels 2 mm, thickness of ribs 10 mm.

The shape and size of the initial defect, from which the crack starts, depends on the missile. This is a fan blade, normally hitting at the root end and forced against the casing by the other blades as they continue to rotate. Once the extent of this initial damage is established, the procedure is as follows:-

1. Calculate the COA of the damaged casing under the known external loads by means of ABAQUS [14]. If it is less than the critical COA, the crack will not grow. Note that the CTOD may be used instead.
2. If the COA calculated exceeds the critical value, the crack will grow. To find if it will accelerate, perform an energy balance as per equation (1), allowing the crack to extend over one of the cells of the isogrid.

3. If it is found that the crack accelerates, assume that its path is normal to the lines of maximum tensile stress and repeat the above calculations for various crack lengths.

The analysis requires an accurate material model in the form of true stress - natural strain relationship at the appropriate rate of strain and temperature and a critical value of the ductile fracture parameter COA, or CTOD. For the results to be accepted by the air transport licencing authorities they must also be verified preferably by a full-scale test but at least by means of some small-scale experiment designed to verify the fundamental assumptions made in the analysis.

4.1 MEASUREMENT OF CRITICAL DUCTILE FRACTURE PARAMETER

Recommendations for the measurement of the COA are found in [8]. Specimens, machined from actual pipelines, are tested in

3-point bending and the energy required to grow a crack from a pre-machined notch is found for two values of the notch depth. The value of the energy release rate is calculated by means of the following equation,

$$S_c = \left[ \frac{U_1}{B(w-a_1)} - \frac{U_2}{B(w-a_2)} \right] \div [a_1 - a_2] = \left( \frac{\Delta U}{\Delta a} \right) \text{per unit area}$$

Defining the flow stress  $\sigma_F$  as,

$$\sigma_F = 0.65 (\text{Yield stress} + \text{Ultimate tensile strength})$$

the COA is obtained from the empirical equation,

$$COA = \frac{180}{\pi} \times 0.03086 \frac{S_c}{\sigma_F}$$

↑ ¡No son unidades consistentes!

All units are Imperial. See figure 8.

*Kanninen, Graut  
Demafoni, Venzi*

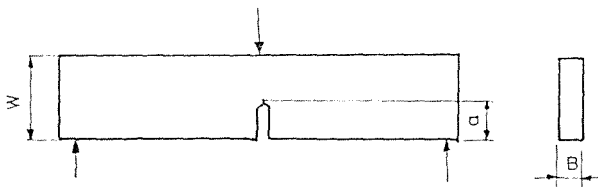


Figure 8. Three-point bend specimen for measurement of COA

A more rational procedure is based on the ASTM Standard for determination of crack arrest fracture toughness [16]. In this a compact tension specimen is fatigue precracked and the crack is opened by a wedge, as shown in figure 9. The crack

arrest fracture toughness,  $K_{Ia}$ , is given in function of the crack opening at the mouth by the equation,

$$K_{Ia} = E\delta f(x) \left( \frac{B}{B_N} \right)^{\frac{1}{2}} (W)^{-\frac{1}{2}}$$

where  $\delta$  is the CMOD, which may be deduced from the displacement of the wedge B is the thickness,  $B_N$  is the thickness of the specimen along the fracture plane and W the width.  $f(x)$  is a calibration function,

$$f(x) = 2.24 (1.72 - 0.9x + x^2) (1 - x)^{\frac{1}{2}} (9.85 - 0.17x + 11x^2)^{-1}$$

$$x = \frac{a}{W}$$

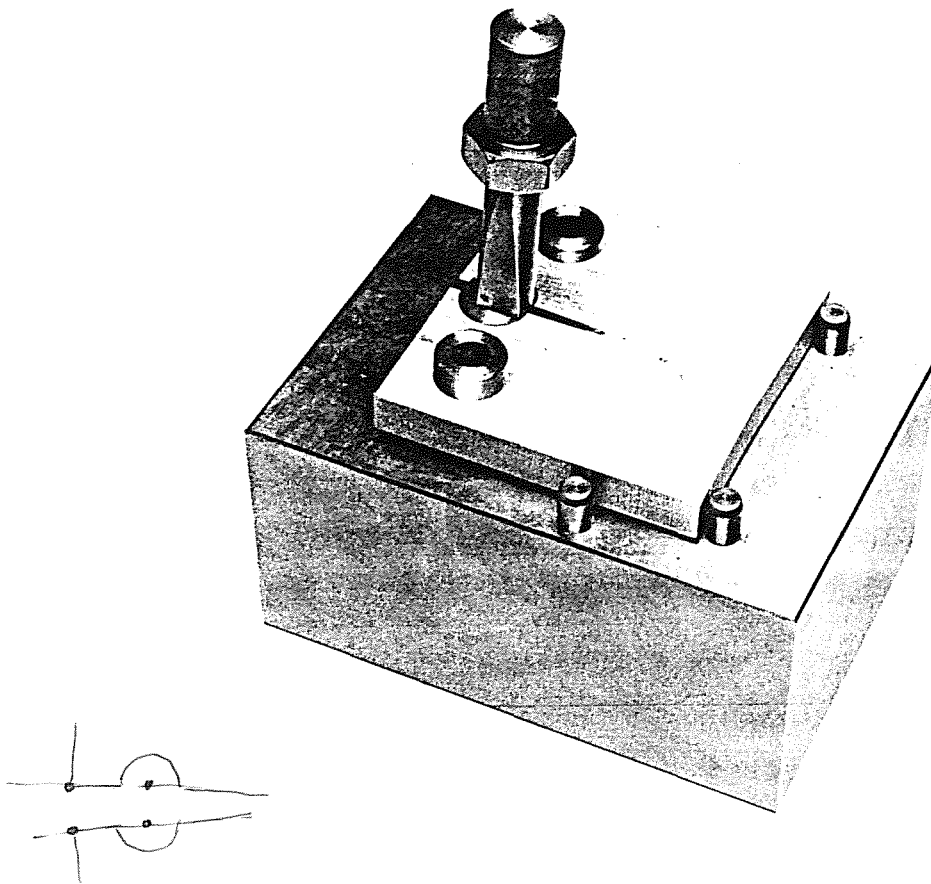


Figure 9. General arrangement for determination of crack arrest fracture toughness following ASTM guidelines

This test is meant to be used for fracture under plane strain conditions. The plane stress COA of the aluminium alloys used in the Isogrid has been measured directly with

the same testing procedure in Oxford. Two typical Al-Cu alloys with the following mechanical properties are of particular interest:-

Table 3  
Properties of two typical Al-alloys

| Alloy | Yield point (MPa) | Tensile Strength (MPa) | $K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ ) | COA (rad) |
|-------|-------------------|------------------------|----------------------------|-----------|
| A     | 371               | 444                    | 27.2                       | 0.024     |
| B     | 337               | 442                    | 31                         | 0.030     |

The relative difference between the two in fracture toughness is 13% and in COA it is 22%. It was found in practice that in casings made of alloy A cracks were much longer than in those made of alloy B.

#### 4.2 VERIFICATION OF ANALYTICAL PROCEDURE.

To verify the accuracy of the predictions made following the analytical procedure that has been described it is necessary to monitor

the growth of a crack in a preloaded panel exhibiting those features of the real structure that are regarded as essential. A testing rig

designed and built for this purpose is shown in figure 10.

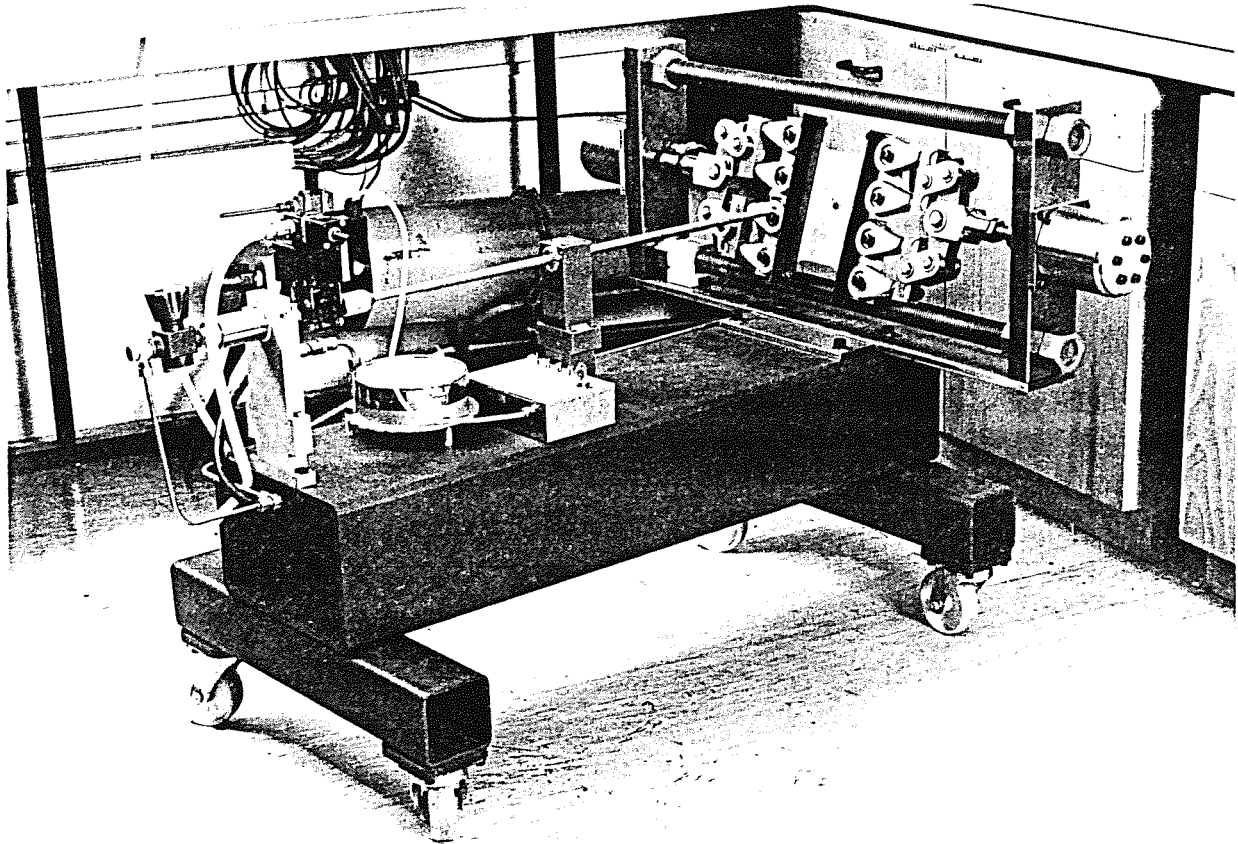


Figure 10. Test rig for the study of fast crack growth [17]

The specimen, in this case a plain panel 250 mm square is loaded by two identical pneumatic jacks capable of applying a load of 80 kN. Symmetry is important when dealing with phenomena involving stress waves and for this reason it was deemed preferable to have two jacks when one would suffice for static loading. By maintaining a large volume of compressed nitrogen as the pressurising fluid, the crack grows under constant force regardless of the

displacement of the clamps. It is also possible to achieve a fixed displacement condition by fitting collets to the loading stems. In the configuration shown in the figure, a projectile fired from a compressed gas gun perforates the specimen, causing the crack to initiate. Depending on the stress level in the panel the crack may arrest or cause the complete fracture of the panel. Features such as ribs, holes and changes of thickness may be included in the panel. A

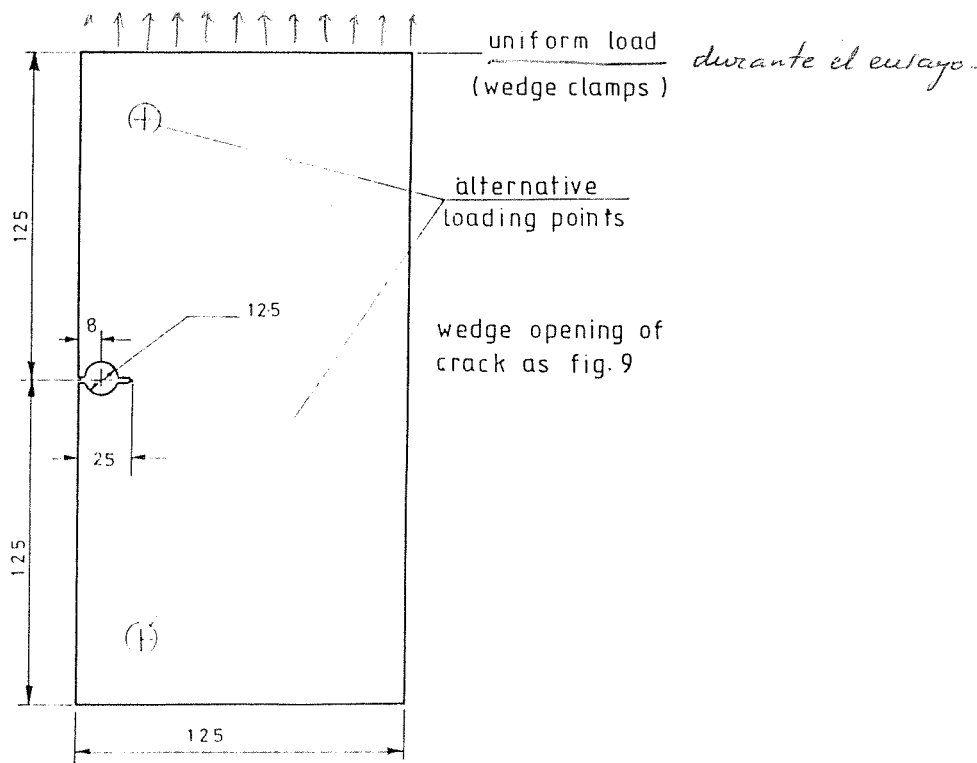


Figure 11. Test specimen for initiation of crack by wedge opening.

photodiode, located near the gun muzzle 'sees' the projectile and triggers an ultra high speed camera and a transient recorder to obtain the strain history at various points of the panel.

An alternative to this testing arrangement consists in combining the measurement of the COA and the verification of the analytical procedure. In this arrangement, figure 11, the notched specimen is loaded and the crack is initiated by hitting a wedge with a bar using an arrangement described in [18]. The transient recorder and photographic camera are triggered by a strain gauge fixed to the input bar. A clip gauge measures the CMOD and, from this, the COA can be deduced. Cracks grow under fixed force condition in a non-uniform stress field. As before, the

experiment provides data for the verification of the computer predictions.

## 5. CONCLUSIONS

A research programme to investigate the validity of the assumptions made in this paper and the accuracy of the results is currently under way in Oxford, supported by the EPSRC and by Rolls-Royce Aerospace. It is still too early to come up with any definite conclusions but it is already clear that a methodology based on elastoplastic fracture mechanics which considers only the energy associated with structural deformation, both elastic and plastic, external work and kinetic energy when the COA or the CTOD reach a critical value has considerable potential.

6. REFERENCES

1. British Gas, Inspection and repair of damaged steel pipelines, BGC/P5/P11, 1983
2. Corran, R.S.J., Davies, P.H. and Ruiz, C., Extremal elastic-ideally plastic solutions for assessment of flaws in notch-tough materials, Eng. Fract. Mech., 16, 1982, 585-604
3. Ruiz, C., Ductile growth of a longitudinal flaw in a cylindrical shell under internal pressure, Int. J. Mech. Sci. 20, 1978, 277-282
4. Ruiz, C. and Martindale, I.M., Containment of high energy fragments in aero engines, Seminar on Foreign Object Impact and Energy Absorbing Structures in Aerospace, I.Mech.E., London, March 1998
5. Kanninen, M.F., Marcharid, K.A. and O'Donoghue, P.E., Analysis of deformation and fracture of aircraft fuselages subjected to blast loading. FAA Workshop, Pleasantville N.J., April 1992.
6. Kanninen, M.F., Marchand, K.A. and O'Donoghue, P.E., An advanced fracture mechanics analysis of deformation and fracture in aircraft fuselages subjected to on-board blastloading, loc. cit. ref. 5.
7. Ruiz, C. and Koenigsberger, F., Design for Strength and Production., Macmillan, London, 1970
8. Tao, J. and Ruiz, C. Appraisal of methods of analysis of ductile failure, UTC Report No British Gas E24375, Oxford, Feb. 1996.
9. Kanninen, M.F., Grant, T.S., Demofoni, G. and Venzi, S. Development of theoretically based guidelines for the prevention of ductile fracture in gas transmission pipelines, Proc. PRC/EPRG 9th Tech. Meeting Line Pipe Research, Houston, May 1993.
10. Baum, M.R., Disruptive failure of pressure vessels, J. Pressure Vessel Techn., 110, 1988, 168-176.
11. Shoemaker, A.K. and McCartney, R.F., Displacement considerations for a ductile fracture in a line pipe, J. Eng. Materials, 95, 1974, 318-322.
12. Emery, A.F., Perl, M., Love, W.J. and Kobayashi, A.S., J. Pressure Vessel Techn., 103, 1981, 281-286
13. Kanninen, M.F., Grant, T.S. and Venzi, S. The development and validation of theoretical ductile fracture model, Proc. 8th Symp. on Gas Pipe Research, Houston, Sept. 1993.
14. ABAQUS, Users Manual, Version 5.6, Hibbitt Karlsson and Sorensen (UK) Ltd., Warrington, Cheshire, UK, 1997
15. Brooks, R., Rolls-Royce plc, private communication, July 1997.
16. ASTM, Standard Test Method for determining plane-strain crack arrest fracture toughness of ferritic steels, E1221-88, Annual book of ASTM standards, Vol. 03.01, 798-813.
17. Medina, J.L. and Ruiz, C., Fast crack growth in airframes and aeroengines. Preliminary Report. Rolls-Royce UTC for Solid Mechanics, Oxford, March 1998.
18. Corran, R.S.J., Benitez, F.G., Harding, J. and Ruiz, C., Towards the development of a dynamic fracture initiation test, Sih, G., Sommer, E. and Dahl, J., eds., Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures, Nijthoff, 1984, 443-454

## FRACTURA DINÁMICA DE MATERIALES CERÁMICOS AVANZADOS

Vicente Sánchez Gálvez

Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos  
Universidad Politécnica de Madrid  
Ciudad Universitaria E-28040 Madrid

**Resumen.** El conocimiento de las ecuaciones constitutivas y criterios de rotura de materiales cerámicos avanzados sometidos a cargas de impacto es necesario para una correcta utilización de los modernos programas numéricos de simulación de impacto balístico sobre blancos cerámicos. Este trabajo presenta una revisión de los modelos más ampliamente utilizados, así como de los datos experimentales disponibles que dichos modelos necesitan. Se hace especial énfasis en las lagunas existentes, especialmente en lo referente a los criterios de rotura.

**Summary.** The knowledge of the constitutive equations and failure criteria for advanced ceramic materials under impact loadings is necessary for a precise utilization of modern numerical hydrocodes of ballistic impact simulation on ceramic targets. This paper is a review of the most widely utilized models as well as the available experimental data required to feed those models. Uncertainties of existing models are pointed out, particularly with respect to failure criteria.

## 1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento mecánico de materiales cerámicos avanzados sometidos a cargas dinámicas ha sido y sigue siendo objeto de un gran interés por parte de numerosos investigadores que buscan desarrollar blindajes más eficientes y menos pesados para proteger vehículos y personas frente al impacto de los modernos proyectiles de energía cinética y carga hueca.

Desde los trabajos pioneros de Wilkins [1] a finales de la década de los 60, han sido muy numerosas las investigaciones que han demostrado las grandes ventajas de los materiales cerámicos frente a los materiales metálicos en el campo de los blindajes ligeros.

El diseño óptimo de un blindaje frente a una amenaza concreta puede llevarse a cabo utilizando métodos empíricos, analíticos o numéricos. Los métodos empíricos, basados exclusivamente en la realización de pruebas de fuego, son caros, dado el elevado número de variables que es necesario examinar y raramente se utilizan para el diseño de blindajes compuestos.

Los métodos analíticos son sencillos y rápidos, aunque su grado de fiabilidad suele ser inversamente proporcional a su grado de complejidad. Los modelos de

Woodward [2], den Reijer [3] y Zaera [4] son algunos de los más utilizados para el diseño de blindajes cerámica/metal, mientras que el modelo de Chocrón [5] es el primero desarrollado para simular analíticamente el impacto de un proyectil sobre un blindaje cerámica/compuesto.

Finalmente, los métodos numéricos se basan en la utilización de programas de elementos finitos o de diferencias finitas (hidrocódigos) para la simulación del proceso completo de penetración del proyectil en el blanco. Los métodos numéricos proporcionan una gran información sobre el proceso y con el espectacular avance de los modernos ordenadores en capacidad y velocidad de cálculo, resultan relativamente rápidos y sencillos de utilizar. En el caso de blancos metálicos han demostrado sobradamente su elevado grado de fiabilidad [6], por lo que son insustituibles en el diseño de blindajes metálicos. En el caso de blindajes compuestos cerámica/metal o cerámica/compuesto, los programas numéricos de simulación requieren conocer las ecuaciones constitutivas de los materiales antes y después de la rotura así como disponer de criterios de rotura fiables. La escasez de muchos de los datos necesarios obliga a utilizar parámetros empíricos, con lo que se reduce drásticamente la capacidad predictiva de estos métodos numéricos. Es por tanto, del mayor interés desarrollar



ecuaciones constitutivas y criterios de rotura dinámica fiables para materiales cerámicos así como determinar experimentalmente los datos que dichas ecuaciones precisan. En esta comunicación se presentan de forma resumida las ecuaciones constitutivas y criterios de rotura dinámica para materiales cerámicos avanzados así como los datos experimentales disponibles hasta la fecha, haciendo especial hincapié en las lagunas existentes.

**2. ECUACIONES CONSTITUTIVAS PARA MATERIALES CERÁMICOS**

Suele ser frecuente en muchas publicaciones sobre materiales cerámicos confundir los términos ecuaciones constitutivas, criterios de fallo y leyes tensión-deformación uniaxial. Por ecuaciones constitutivas de un material entendemos las relaciones que ligán entre sí los tensores de tensión y deformación y en su caso sus derivadas temporales para un punto dado del sólido. Por lo general, los programas de simulación numérica de impacto utilizan para los materiales cerámicos el mismo tipo de ecuaciones constitutivas que para los materiales metálicos.

Así pues, mientras el tensor de tensiones no alcanza un valor crítico que se definirá más adelante a través del criterio de plastificación, la respuesta del material es elástica y la ecuación constitutiva más frecuente es la típica ecuación de Mie-Gruneisen de un material elástico.

El tensor de tensiones  $\sigma_{ij}$  se separa en sus componentes hidrostática  $p \delta_{ij}$  y desviadora  $\sigma'_{ij}$ :

$$\sigma_{ij} = p \delta_{ij} + \sigma'_{ij} \tag{1}$$

Tabla 1: Constantes elásticas de varias cerámicas

| Propiedad                                 | AD 99,5 | Si C | B <sub>4</sub> C | Ti B <sub>2</sub> | Al N |
|---|---------|------|------------------|-------------------|------|
| Densidad (Kg/m <sup>3</sup> )             | 3890    | 3177 | 2516             | 4452              | 3250 |
| Módulo de rigidez (GPa)                   | 152     | 187  | 199              | 237               | 127  |
| $\beta_1$ (Módulo de compresibilidad) GPa | 231     | 204  | 233              | 230               | 201  |
| $\beta_2$ (GPa)                           | -160    | 204  | 50               | 930               | 0    |
| $\beta_3$ (GPa)                           | 2774    | 0    | 0                | -1310             | 0    |
| $\Gamma$                                  | 1       | 1    | 1                | 1                 | 1    |

A menudo, las ecuaciones constitutivas adoptadas para materiales cerámicos suponen que, al igual que los materiales metálicos, una vez se alcanza un determinado nivel de tensiones, el comportamiento del material deja de ser elástico y aparecen deformaciones plásticas. Los criterios de plastificación más simples suponen que la plastificación tiene lugar cuando la tensión equivalente  $\bar{\sigma}$  de Von Mises alcanza un valor crítico  $\sigma_Y$  (criterio de Von Mises para materiales metálicos):

La componente desviadora de la tensión es proporcional a la componente desviadora de la deformación  $\epsilon'_{ij}$ :

$$\sigma'_{ij} = 2 G \epsilon'_{ij} \tag{2}$$

donde  $G$  es el módulo de rigidez y la presión  $p$  se relaciona con la deformación volumétrica a través de la ecuación de estado de Mie-Gruneisen:

$$p = (1 - 0.5 \Gamma \eta) P_H + \Gamma \rho_0 (I - I_0) \tag{3}$$

$$P_H = \beta_1 \eta + \beta_2 \eta^2 + \beta_3 \eta^3 \tag{4}$$

donde  $\Gamma$  es el parámetro de Mie-Gruneisen,  $\eta$  es la deformación volumétrica,  $\rho_0$  la densidad inicial del material,  $I_0$  e  $I$  la densidad de energía inicial y la densidad de energía instantánea respectivamente y  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  y  $\beta_3$  constantes del material

Los valores de las constantes elásticas se suelen suponer independientes de la velocidad de deformación. En consecuencia, pueden utilizarse valores obtenidos en ensayos estáticos. La tabla 1 resume los datos elásticos de varias cerámicas de interés para protecciones balísticas [7,8]

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J'_2} = \sigma_Y \tag{5}$$

donde  $J'_2$  es el segundo invariante del tensor desviador de tensiones.

El límite elástico  $\sigma_Y$  se supone independiente de la deformación, presión y temperatura, utilizándose generalmente el límite elástico Hugoniot (HEL), es decir el valor del límite elástico en condiciones uniaxiales de deformación. Aún así, en estos modelos sencillos, se supone que el límite elástico es función de la velocidad de

deformación  $\dot{\epsilon}$  utilizándose expresiones del tipo siguiente:

$$\sigma_Y = C_1(1 + C_2 \ln \dot{\epsilon}) \quad (6)$$

donde  $C_1$  y  $C_2$  son constantes experimentales.

La tabla 2 resume datos existentes sobre límite elástico de cerámicos avanzados.

Recientemente, se han propuesto criterios de plastificación para materiales cerámicos más complejos. Entre ellos, uno de los más utilizados es el criterio de Johnson-Hollmquist [9,10].

En el modelo Johnson-Hollmquist se sigue suponiendo que el material cerámico tiene un comportamiento elastoplástico, pero a diferencia de los metales se acepta que el límite elástico es función de la presión hidrostática  $P$ :

$$\sigma_Y^* = A(P^* + T^*)^N (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) \quad (7)$$

donde las magnitudes se han adimensionalizado de forma que

$$\sigma_Y^* = \sigma_Y / \sigma_{HEL}, P^* = P / P_{HEL}, T^* = T / P_{HEL}$$

$$y \dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0$$

siendo  $\sigma_{HEL}$  la tensión equivalente  $\bar{\sigma}$  para el límite elástico Hugoniot,  $P_{HEL}$  la presión hidrostática para el límite elástico Hugoniot,  $T$  la tensión hidrostática máxima que puede soportar el material,  $\dot{\epsilon}$  y  $\dot{\epsilon}_0$  la velocidad de deformación real y  $\dot{\epsilon}_0$  la velocidad de deformación de referencia  $=1.0 \text{ s}^{-1}$ .  $A$ ,  $N$  y  $C$  son constantes empíricas.

Finalmente el modelo de Steinberg [11] (desarrollado inicialmente para metales) supone que el límite elástico es función de la deformación, de la presión hidrostática y de la temperatura:

$$\sigma_Y = Y_0(1 + \beta \epsilon)^n$$

$$\left[ 1 + \frac{\sigma'_P}{Y_0} \frac{P}{\eta^{1/3}} + \frac{G'_T}{G_0} (T - 300) \right] \quad (8)$$

donde  $\sigma'_P$  es la derivada del límite elástico respecto de  $p$  (a  $T$  constante),  $G'_T$  es la derivada del módulo de rigidez respecto de la temperatura,  $p$  es la presión,  $\eta$  es la deformación volumétrica,  $G_0$  el módulo de rigidez,  $T$  la temperatura y  $Y_0$ ,  $\beta$ ,  $n$  parámetros empíricos.

Tabla 2: Límite elástico Hugoniot de varias cerámicas

|  | AD<br>99,5 | Si C | B <sub>4</sub> C | Ti B <sub>2</sub> |
|--|------------|------|------------------|-------------------|
| Límite elástico Hugoniot ( $C_1$ ) GPa     | 6,57       | 11,5 | 12,5             | 12,0              |
| Constante de vel. de deformación ( $C_2$ ) | 0,007      | 0,01 | 0,01             | 0,01              |

### 3. CRITERIOS DE ROTURA PARA MATERIALES CERÁMICOS

Como dice Rosenberg, hasta la fecha no existe aún un modelo capaz de predecir correctamente el comportamiento en rotura de un material cerámico sometido a un estado de tensiones triaxial [8]. No obstante, existen numerosos criterios de rotura para materiales cerámicos más o menos sencillos que proporcionan resultados aproximados al comportamiento real en determinadas situaciones o experimentos concretos. Rajendran clasifica los modelos existentes en cuatro grupos [12]:

a/ Modelos instantáneos, en los que la rotura se supone que sucede de forma súbita cuando alguna de las variables (tensión máxima, deformación máxima, energía elástica, etc) alcanza un valor crítico.

b/ Modelos plásticos, en los que a menudo se confunden los conceptos de criterio de rotura del material y criterio de plastificación. Se utilizan los criterios de Von Mises, de Tresca, de Coulomb, de Drucker-Prager, etc. El modelo de Steinberg [11] estaría incluido en este grupo, si se supone que la rotura sucede cuando la tensión equivalente de Von Mises es igual al límite elástico del material dado por la ecuación 8.

El modelo de Johnson-Hollmquist [9,10] aún cuando supone un comportamiento elastoplástico, tal como indicamos en el apartado anterior, presenta un avance importante por cuanto la plastificación y la rotura ya dejan de ser sucesos simultáneos.

En efecto, una vez que la tensión equivalente de Von Mises alcanza el límite elástico dado por la ecuación 7, se supone que el material comienza a sufrir un daño acumulativo  $D$  que es simplemente la relación entre la

adición de los sucesivos incrementos de deformación plástica equivalente  $\Delta \bar{\epsilon}^P$  y la deformación plástica de rotura  $\epsilon_p^f$ , que a su vez es función de la presión:

$$\epsilon_p^f = D_1 (P^* + T^*)^{D_2} \tag{9}$$

donde  $P^*$  y  $T^*$  ya fueron definidos anteriormente y  $D_1$  y  $D_2$  son parámetros empíricos. Para considerar el efecto del daño acumulado sobre las propiedades del material, se supone que la relación entre la tensión equivalente  $\sigma_Y^*$  y la presión  $P^*$  es función del parámetro de daño  $D$  a través de una expresión lineal:

$$\sigma_Y^* = \sigma_{Yi}^* - D(\sigma_{Yi}^* - \sigma_{Yf}^*) \tag{10}$$

donde  $\sigma_{Yi}^*$  es el límite elástico para material intacto ( $D=0$ ) dado por la expresión 7 y  $\sigma_{Yf}^*$  es dicho límite elástico para material fracturado ( $D=1$ ), dado por

$$\sigma_{Yf}^* = B P^{*m} (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) \tag{11}$$

donde  $B$  y  $m$  son dos nuevos parámetros empíricos. La figura 1 muestra en esquema las leyes del modelo de Johnson-Hollmquist. Como puede verse, para valores de la presión altos, el límite elástico del material fracturado deja de aumentar, quedando limitado por un último parámetro empírico SFMAX.

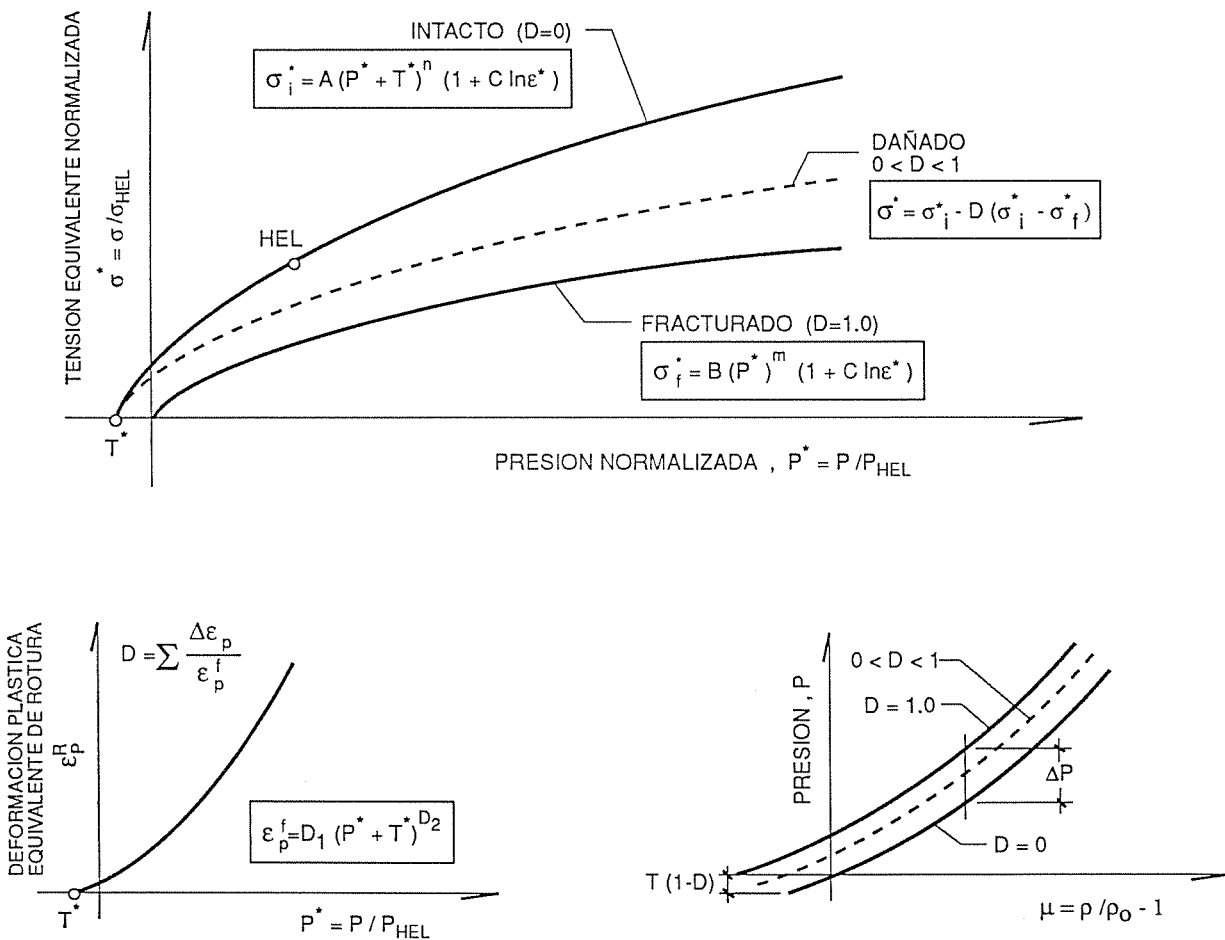


Fig. 1 Leyes del modelo de Johnson-Hollmquist

Así pues, el modelo de Johnson-Hollmquist, ampliamente utilizado para simular la rotura dinámica de

materiales cerámicos, requiere determinar 8 parámetros empíricos  $A, B, C, N, m, SFMAX, D_1$  y  $D_2$ . La tabla 3 resume los valores de dichos parámetros para alúmina de 99,5% de pureza [13]

**Tabla 3:** Valores de las constantes del modelo de Johnson-Hollmquist para alúmina 99,5%

|                  |       |
|------------------|-------|
| A=               | 0,88  |
| N=               | 0,64  |
| C=               | 0,007 |
| B=               | 0,28  |
| m=               | 0,60  |
| SFMAX=           | 1     |
| D <sub>1</sub> = | 0,01  |
| D <sub>2</sub> = | 0,70  |

El modelo de Cortés et al [14] es también un modelo elastoplástico con inclusión de un parámetro de daño  $\eta$  dependiente del tiempo. La evolución de este parámetro se supone gobernada por una ley del tipo:

$$\dot{\eta} = \dot{\eta}_0 (\sigma - \sigma_0) \quad \text{para } \sigma > \sigma_0 \quad (12)$$

$$\dot{\eta} = 0 \quad \text{para } \sigma = \sigma_0$$

donde el punto indica derivada respecto del tiempo,  $\sigma$  es la presión hidrostática,  $\dot{\eta}_0$  es un parámetro empírico y  $\sigma_0$  es la presión umbral para inicio de la fractura.

El límite elástico del material dañado se supone que sigue una ley idéntica a la del modelo de Johnson-Hollmquist (ec. 10)

$$\tau = (1 - \eta) \tau_i + \eta \tau_c \quad (13)$$

donde  $\tau_i$  es el límite elástico para el material intacto y  $\tau_c$  el límite elástico para el material fracturado.

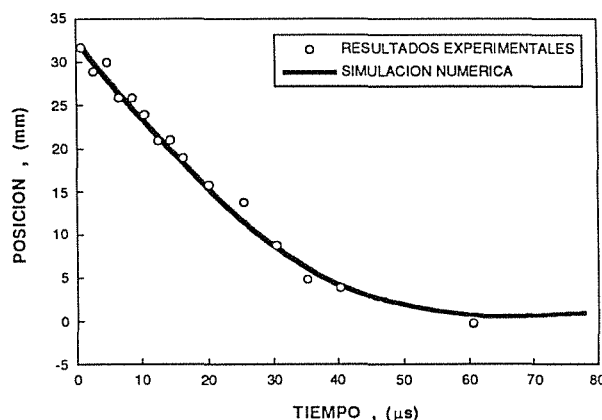
El límite elástico tanto para material intacto como para material fracturado se supone que es función de la presión hidrostática  $\sigma$  a través de las ecuaciones de Drucker Prager y Mohr-Coulomb respectivamente:

$$\tau_i = a - b\sigma \quad (14)$$

$$\tau_c = \mu\sigma \quad (15)$$

El modelo de Cortés et al. se ha implementado en el programa de elementos finitos AUTODYN y se ha

utilizado para simular el impacto de proyectiles de energía cinética sobre blancos de cerámica/aluminio, habiéndose comprobado un buen acuerdo con las observaciones experimentales [14] (véase figura 2)



**Fig. 2** Comparación de los resultados experimentales de den Reijer y las predicciones numéricas del modelo de Cortés para impacto de un proyectil de 7,62 mm sobre blanco de alumina/aluminio a 916 m/s

c/ Modelos de nucleación y crecimiento de grietas. En este grupo de modelos se supone que en el material cerámico existe un gran número de microfisuras que crecen bajo la acción de las cargas dinámicas y terminan por ocasionar la rotura de un elemento del material cuando las fisuras coalescen.

Así el modelo de Curran et al. [15] supone una función de densidad de fisuras planas y circulares dada por la expresión:

$$N = N_0 \exp\left\{-\frac{R}{R_1}\right\} \quad (16)$$

donde  $N$  es el número de fisuras por unidad de volumen de radio mayor que  $R$ ,  $N_0$  el número total de fisuras por unidad de volumen y  $R_1$  un parámetro del modelo. La densidad de fisuras se supone que crece con el tiempo según una expresión del tipo

$$\dot{N}_0 = N_1 \exp\left\{\frac{\sigma_{\max} - \sigma_0}{\sigma_1}\right\} \quad (17)$$

donde  $\sigma_{\max}$  es la tensión principal mayor para el elemento considerado y  $N_1$ ,  $\sigma_1$  y  $\sigma_0$  constantes empíricas.

Asimismo las microfisuras existentes crecen de tamaño según una ley del tipo

$$\dot{R} = R_2 (\sigma_{max} - \sigma_{go}) R \tag{18}$$

donde  $R_2$  y  $\sigma_{go}$  son dos parámetros empíricos adicionales del modelo, si bien  $\sigma_{go}$  puede estimarse como

$$\sigma_{go} = \sqrt{\frac{\pi}{4R}} K_{IC} \tag{19}$$

donde  $K_{IC}$  es la tenacidad de fractura del material

d/ Modelos basados en Mecánica de la Fractura

En el modelo de Rajendran y Grove [7], se define un parámetro de daño  $\gamma$  como

$$\gamma = N_0 a^3 \tag{20}$$

donde  $N_0$  es el número de microfisuras por unidad de volumen y  $a$  el tamaño de la microfisura mayor.  $N_0$  se supone constante en el modelo y se admite también que las microfisuras inician su crecimiento cuando el estado de tensiones cumple el criterio de Griffith generalizado [16]:

$$\sigma_{zz}^2 + \frac{1}{2(1+\nu)} (\sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2) \geq \frac{\pi RE}{2a(1-\nu^2)} \tag{21}$$

para  $\sigma_{zz} > 0$

$$\left( \sqrt{\sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2} - \tau \right)^2 \geq \frac{\pi RE}{a(1-\nu)} \tag{22}$$

para  $\sigma_{zz} < 0$

$z$  es el plano de la microfisura,  $E$  es el módulo elástico,  $\nu$  el coeficiente de Poisson,  $a$  el tamaño de la microfisura,  $R$  la energía por unidad de superficie necesaria para propagar la fisura y  $\tau$  la tensión debida al rozamiento entre las caras de la fisura, dada por

$$\tau = \tau_0 - \mu \sigma_{zz} \tag{23}$$

donde  $\tau_0$  es la cohesión y  $\mu$  el coeficiente de rozamiento dinámico.

Una vez alcanzado el criterio de propagación de las microfisuras, éstas crecen de acuerdo con la ley:

$$\dot{a} = n_1 C_R \left[ 1 - \left( \frac{R}{G_1} \right)^{n_2} \right] \tag{24}$$

donde  $\dot{a}$  es la velocidad de crecimiento de las fisuras,  $C_R$  la velocidad de las ondas Rayleigh,  $G_1$  la tasa de liberación de energía y  $n_1$  y  $n_2$  parámetros empíricos que se suponen distintos cuando la fisura está sometida a tracción ( $\sigma_{zz} > 0$ ) que cuando está sometida a compresión ( $\sigma_{zz} < 0$ ).

Rajendran y Grove [7] han determinado los valores de las constantes del modelo para Si C, B<sub>4</sub>C y Ti B<sub>2</sub> que conducen a un mejor ajuste de los resultados del mismo con los datos experimentales de los experimentos de Kipp y Grady [17] de impacto de placas. La tabla 4 resume tales datos.

Tabla 4: Parámetros del modelo de Rajendran y Grove

|                            | Si C              | B <sub>4</sub> C  | Ti B <sub>2</sub> |
|----------------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
| $K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ ) | 4                 | 2                 | 7                 |
| $\mu$                      | 0,1               | 0,1               | 0,1               |
| $N_0$ (m <sup>-3</sup> )   | 1.10 <sup>9</sup> | 5.10 <sup>9</sup> | 1.10 <sup>9</sup> |
| $n_1^-$                    | 0,1               | 0,1               | 0,15              |
| $a_0$ ( $\mu$ m)           | 0,5               | 0,5               | 2,0               |
| $n_1^+$                    | 1,0               | 1,0               | 1,0               |
| $n_2^-$                    | 1,0               | 1,0               | 1,0               |
| $n_2^+$                    | 1,0               | 1,0               | 1,0               |

Las figuras 3, 4 y 5 muestran el buen acuerdo logrado entre el modelo de Rajendran y Grove y los resultados empíricos de Kipp y Grady [17], para las tres cerámicas ensayadas.

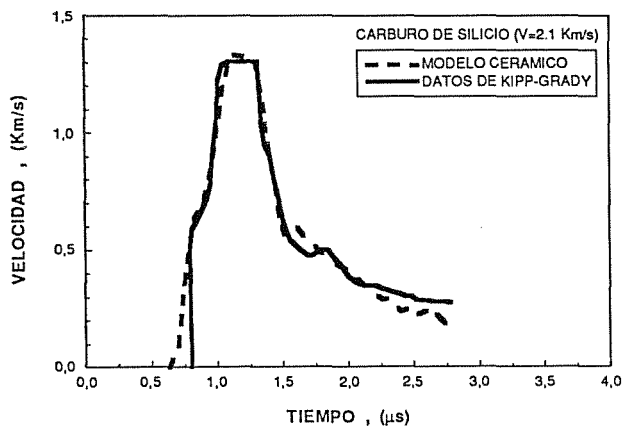


Fig. 3 Comparación de los resultados experimentales de Kipp y Grady y las predicciones del modelo de Rajendran y Grove para impacto de placas de carburo de silicio a 2,1 Km/s

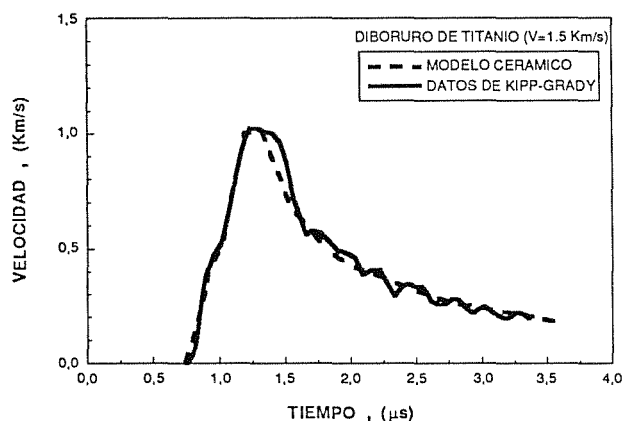


Fig. 4 Comparación de los resultados experimentales de Kipp y Grady y las predicciones del modelo de Rajendran y Grove para impacto de placas de diboruro de titanio a 1,5 Km/s

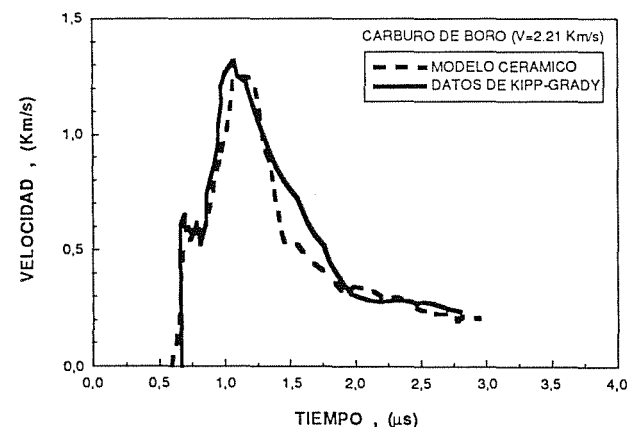


Fig. 5 Comparación de los resultados experimentales de Kipp y Grady y las predicciones del modelo de Rajendran y Grove para impacto de placas de carburo de boro a 2,21 Km/s

Finalmente, a medida que crecen las fisuras, el parámetro de daño  $\gamma$  aumenta y se supone que el material está completamente fracturado cuando  $\gamma$  alcanza un valor crítico que se supone arbitrariamente igual a 0,75.

Una variante del modelo de Rajendran y Grove puede considerarse el modelo de daño anisótropo propuesto recientemente por Riou [18]. En este caso se supone también que el daño en el material proviene del crecimiento de microfisuras existentes en el material. A diferencia del modelo de Rajendran, se supone que las fisuras solamente se propagan cuando la tensión normal a su plano es de tracción y se hace además la hipótesis de velocidad de crecimiento constante.

Se supone que la propagación de una microfisura tiene lugar cuando la tensión principal  $\sigma_i$  normal a su plano supera un valor crítico  $\sigma_{ci}$  que a su vez disminuye con el daño:

$$\sigma_{ci} = \sigma_R (1 - d_i) \quad (25)$$

donde  $\sigma_R$  es la tensión de propagación de fisuras inicial y  $d_i$  el parámetro de daño para el plano normal a la tensión principal ( $i=1,2,3$ ). El parámetro de daño se relaciona con el tamaño de las fisuras simplemente como

$$d_i = N_s \frac{\pi a_i^2}{4} \quad (26)$$

donde  $N_s$  es el número de fisuras (supuestas circulares) por unidad de superficie y  $a_i$  el diámetro de las mismas.

Una vez superada la tensión umbral de propagación  $\sigma_{ci}$ , las fisuras crecen a velocidad constante.

$$\dot{a}_i = V_{fis} \quad (27)$$

y el daño acumulado en los tres planos principales se convierte por la transformación clásica del tensor de tensiones a las direcciones de los ejes fijos.

Riou realizó numerosas pruebas de impacto de proyectiles sobre placas de Si C, obteniendo un buen acuerdo entre los resultados experimentales y la simulación numérica utilizando el modelo de daño anisótropo [18] (Véase por ejemplo la figura 6)

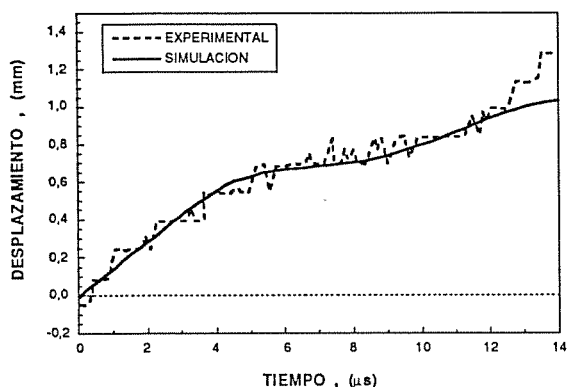


Fig. 6 Comparación de los resultados experimentales y las predicciones numéricas del modelo de Riou para impacto de un proyectil de 12,7 mm sobre placa de carburo de silicio a 152 m/s

4. ECUACIONES CONSTITUTIVAS PARA CERÁMICAS FRACTURADAS

El impacto de proyectiles en blancos cerámicos ocasiona la fragmentación y pulverización del material cerámico en muy poco tiempo. En consecuencia, la penetración del proyectil en el blanco tiene lugar fundamentalmente en un medio fragmentado cuyas propiedades mecánicas son muy distintas de las del material intacto. Sin embargo, los modelos de comportamiento existentes consideran al material cerámico fragmentado de una forma simplista. Por lo general se supone que el material no puede soportar tracciones y que bajo la acción de una presión hidrostática positiva, la resistencia a cortante es proporcional a la presión (criterios de Mohr-Coulomb y Drucker-Prager):

$$Y = \alpha + \beta p \tag{28}$$

donde Y es la tensión equivalente de Von Mises, p la presión hidrostática y  $\alpha$  y  $\beta$  constantes [7] (aunque por lo antedicho  $\alpha$  se suele tomar igual a cero).

La ecuación 28 conduce a valores de la resistencia a cortante del material fragmentado muy elevados para presiones altas, por lo que en ocasiones se limita con un valor máximo [18]

$$Y = \min (s_1, \alpha p) \tag{29}$$

donde p es la presión hidrostática,  $s_1$  es el valor máximo del límite elástico del material fragmentado y a una constante.

Finalmente, el modelo de Johnson-Hollmquist supone que para el material totalmente fragmentado ( $D=1$ ), el límite elástico es una función potencial de la presión y de la velocidad de deformación (ecuación 11) con un valor límite SFMAX. Asimismo las constantes elásticas de la

ecuación de Mie-Gruneisen son menores para el material dañado en la forma que muestra la figura 1.

5. CONCLUSIONES

En este artículo, hemos realizado una revisión de los modelos de comportamiento dinámico de materiales cerámicos más utilizados en la simulación numérica del impacto en blancos cerámicos.

Ninguno de los modelos existentes es capaz de predecir correctamente la respuesta dinámica de un material cerámico frente a un estado de cargas triaxial cualquiera. En particular, los modelos de rotura existentes suelen adolecer del defecto de la instantaneidad. Suponen que cuando se alcanza el criterio de rotura establecido, el material se rompe subitamente, lo cual no sucede en la realidad para muchos materiales cerámicos, por lo que las discrepancias entre las observaciones experimentales y las simulaciones numéricas en cuanto a iniciación de la rotura y extensión de la región fragmentada pueden ser importantes. Por otro lado, modelos como el de Johnson-Hollmquist de acumulación de daño, aunque obvian el inconveniente anterior, tienen la grave desventaja de exigir un gran número de parámetros empíricos por lo que su capacidad predictiva es muy limitada.

Finalmente se observa una falta acusada de modelos de comportamiento dinámico de materiales cerámicos fragmentados, que por otro lado juegan un papel predominante en la resistencia al impacto de blancos cerámicos.

6. REFERENCIAS

[1] Wilkins, M.L. "Mechanics of penetration and perforation", Int. J. Engng. Sci, 16, pp. 793-807, (1978)

[2] Woodward, R.L. "A simple one-dimensional approach to modelling ceramic composite armour defeat", Int. J. Impact Engng. 9, 4, pp. 455-474, (1990)

[3] den Reijer, P.C. "Impact on Ceramic Faced Armours", Ph D. Thesis, Delft University of Technology, (1991)

[4] Zaera, R. y Sánchez Gálvez, V. "Analytical modelling of normal and oblique ballistic impact on ceramic/metal lightweight armours", Int. J. Impact Engng, aceptado para publicación

[5] Chocron, I.S. y Sánchez Gálvez, V. "A new analytical model to simulate impact on to ceramic/composite armors", Int. J. Impact Engng., aceptado para publicación

[6] Zukas, J.A. (ed.) "High Velocity Impact Dynamics", Wiley Interscience, New York, (1990)

[7] Rajendran, A.M. y Grove, D.J. "Modeling the shock response of silicon carbide, boron carbide and titanium diboride", Int. J. Impact Engng., 18, 6, pp. 611-631. (1996)

- [8] Rosenberg, Z. "The dynamic response of ceramics to shock wave loading" en "Shock and Impact on Structures", Mechanics Publications pp. 73-105. (1994)
- [9] Johnson, G.R. y Hollmquist, T.J. "A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressures" en "Shock wave and high-strain rate phenomena in Materials", M.A. Meyers, L.E. Murr y K.P. Staudhammer (Eds.). Marcel Dekker Inc. New York, pp. 1075-1081 (1992)
- [10] Johnson, G.R. y Hollmquist, T.J. "An improved computational constitutive model for brittle materials" en "High Pressure Science and Technology", S.C. Schmidt J.W. Shaner, G.A. Samara y M. Ross (Eds.) AIP Press, Woodbury pp. 981-984 (1994)
- [11] Steinberg, D.J. "Constitutive model used in computer simulation of time-resolved, shock-wave data", Int. J. Impact Engng., 5, pp. 603-611, (1987)
- [12] Rajendran, A.M. y Cook, W.H. "A comprehensive review of modeling of impact damage in ceramics", University of Dayton Report UDRI-TR-88-125 Oct. (1988)
- [13] Anderson, C.E., Walker, J.D. y Lankford, J. "Investigations of the ballistic response of brittle materials", Southwest Research Institute Report SWRI Project 06-5117/002. (1995)
- [14] Cortés, R., Navarro, C., Martínez, M.A., Rodríguez, J. y Sánchez Gálvez, V. "Numerical modelling of normal impact on ceramic composite armours", Int. J. Impact Engng., 12, 4, pp.639-651 (1992)
- [15] Curran, D.R., Seaman, L. y Shockey, D.A. "Dynamic failure of solids". Physics Reports, 147, 5 y 6, pp. 253-388, (1987)
- [16] Margolin, L.G. "A generalized Griffith criterion for crack propagation". Engng., Fract. Mech. 19 (30), pp. 539-543, (1984)
- [17] Kipp, M.E. y Grady, D.E. "Shock compression and release in high-strength ceramics" Sandia Report SAND 89 - 1461
- [18] Riou, P. "Contribution à l' étude de l'endommagement du carbure de silicium lors d'un impact de basse energie: Application aux blindages", Ph D These. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. (1996)



# APLICACIÓN DE UN MODELO COHESIVO DE DAÑO AL CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA

O. López García, A. De Andrés Martínez, J.L. Pérez Aparicio  
 Área de Análisis y Diseño en Ingeniería Mecánica  
 Instituto de Investigación Tecnológica  
 Universidad Pontificia Comillas  
 c/ Santa Cruz de Marcenado 26, 28015 MADRID

31 de Enero 1998

## Resumen

**Resumen** En recientes estudios se ha desarrollado un elemento finito cohesivo tridimensional basado en una ley cohesiva irreversible del tipo Smith-Ferrante. En el presente trabajo se aplica dicho modelo al estudio del crecimiento de grietas por fatiga sobre probetas de tipo CT ("compact tension"). Utilizando una malla simplificada de elementos finitos, se han implantado diferentes algoritmos de extrapolación para evaluar la evolución de la longitud de grieta con el número de ciclos y se han comparado con el resultado analítico.

**Abstract** In recent studies a tridimensional cohesive finite element has been developed based on a Smith-Ferrante-type irreversible cohesive law. In the present work this model has been applied to the study of the fatigue crack growth in a Compact Tension specimen. Using a simplified finite element mesh, different extrapolation algorithms have been implemented and used to evaluate the fatigue crack growth rate. This simulations have been compared with the analytical result.

## 1 INTRODUCCIÓN

En este artículo se propone una aproximación a la predicción de la vida a fatiga basada en el uso de leyes cohesivas. Se parte del punto de vista que considera la fractura como un fenómeno gradual, en la cual se considera que la zona cohesiva en frente de punta de grieta ofrece la resistencia a fractura. La fractura desde el punto de vista macroscópico debe entrañar cierta irreversibilidad en el proceso, lo que requiere la formulación de leyes irreversibles de tipo cohesivo como las propuestas por Needleman [8] o Camacho y Ortiz [3]. La irreversibilidad asociada a la descarga conduce a la acumulación de daño, aspecto que es particularmente crítico en simulaciones de crecimiento de grieta por fatiga. En este artículo se presenta un análisis para evaluar el comportamiento numérico de distintos métodos que estiman la variación de la longitud de grieta con el número de ciclos. Estos métodos pretenden ser una primera aproximación a problemas de crecimiento por fatiga en presencia de zonas plásticas grandes así como etapas cercanas a la rotura definitiva.

## 2 UNA CLASE DE LEYES COHESIVAS IRREVERSIBLES

La pérdida gradual de resistencia con aumento de separación entre las caras de la grieta tiene como resultado final el crecimiento de la misma. La ley cohesiva determina la energía de separación o energía de fractura requerida para la completa formación de la superficie libre. En esta sección se formula una clase de ley cohesiva inelástica que proporciona la base sobre la que se sustenta el modelo de crecimiento por fatiga empleado.

Se considera un cuerpo en una configuración inicial  $B_0 \subset R^3$ . El cuerpo realiza un movimiento descrito por una transformación  $\chi : B_0 \times [0, T] \rightarrow R^3$ , donde  $[0, T]$  es el intervalo de tiempo considerado. Sea  $\mathbf{F}$  el gradiente de deformación y  $\mathbf{P}$  el tensor de tensiones de Piola-Kirchoff [13]. El continuo está dividido en dos partes  $B_0^\pm$  por una superficie cohesiva  $S_0$  orientada según su normal unitaria  $\mathbf{N}$ . La potencia de las fuerzas de volumen  $\rho_0 \mathbf{b}$  y las

fuerzas de contorno  $\mathbf{t}$  es:

$$\dot{W} = \sum \int_{B_0^\pm} \rho_0 \mathbf{b} \cdot \dot{\boldsymbol{\chi}} dV_0 + \sum \int_{\partial B_0^\pm} \mathbf{t} \cdot \dot{\boldsymbol{\chi}} dS_0 \quad (1)$$

donde la suma es sobre las dos partes del cuerpo  $B_0^\pm$ . De igual forma la energía cinética del cuerpo se expresa por:

$$K = \sum \int_{B_0^\pm} \frac{1}{2} \rho_0 |\dot{\boldsymbol{\chi}}|^2 dV_0 \quad (2)$$

La potencia debida a la deformación, es decir, la parte de la potencia aplicada al sólido y que no es empleada en aumentar su energía cinética es por tanto:

$$\begin{aligned} \dot{W} - \dot{K} &= \sum \int_{B_0^\pm} \rho_0 (\mathbf{b} - \ddot{\boldsymbol{\chi}}) \cdot \dot{\boldsymbol{\chi}} dV_0 \\ &+ \sum \int_{\partial B_0^\pm} \mathbf{t} \cdot \dot{\boldsymbol{\chi}} dS_0 \end{aligned} \quad (3)$$

Adicionalmente, el equilibrio de cantidad de movimiento implica:

$$\nabla_0 \cdot \mathbf{P} = \rho_0 (\ddot{\boldsymbol{\chi}} - \mathbf{b}) \quad \text{en } B_0^\pm \quad (4)$$

$$\mathbf{P} \cdot \mathbf{N} = \mathbf{t} \quad \text{sobre } \partial B_0^\pm \quad (5)$$

$$\|\mathbf{P} \cdot \mathbf{N}\| = \|\mathbf{t}\| = 0 \quad \text{sobre } S_0^\pm \quad (6)$$

donde  $\nabla_0 \cdot$  representa la divergencia material sobre  $B_0$  y  $\mathbf{N}$  es la normal unitaria. Substituyendo (4) en (3), aplicando el teorema de la divergencia y haciendo uso de (5) y (6) se obtiene la potencia de deformación:

$$P^D = \sum \int_{B_0^\pm} \mathbf{P} \cdot \dot{\mathbf{F}} dV_0 + \sum \int_{S_0} \mathbf{t} \cdot \|\dot{\boldsymbol{\chi}}\| dS_0 \quad (7)$$

Esta expresión generaliza la fórmula de la potencia de deformación [7] para cuerpos con superficies cohesivas. Como en sólidos convencionales, en la primera integral de (7), el primer tensor de tensiones de Piola-Kirchhoff  $\mathbf{P}$  opera en el gradiente de deformación  $\mathbf{F}$  sobre el volumen del cuerpo. En la segunda integral las tracciones trabajan sobre los incrementos de los desplazamientos ("de apertura") sobre la superficie cohesiva  $S_0$ .

$$\delta = \|\boldsymbol{\chi}\| \quad (8)$$

Las anteriores expresiones fijan la base para el desarrollo de una teoría general de cohesión en sólidos, en la que los desplazamientos de apertura  $\delta$  son una medida de deformación y las tracciones la medida de tensión conjugada.

Se consideran las leyes cohesivas que derivan de una energía libre  $\phi(\delta, \theta, \mathbf{q})$  de la forma:

$$\mathbf{t} = \frac{\partial \phi}{\partial \delta}(\delta, \theta, \mathbf{q}) \quad (9)$$

donde  $\theta$  es la temperatura local y  $\mathbf{q}$  es cualquier conjunto adecuado de variables internas que describen el proceso inelástico relacionado con la decohesión. La evolución de las variables internas de  $\mathbf{q}$  se asume determinada por un conjunto de ecuaciones cinéticas en la forma general:

$$\dot{\mathbf{q}} = \mathbf{f}(\delta, \theta, \mathbf{q}) \quad (10)$$

Este estudio se restringe a procesos isotérmicos (independientes de  $\theta$ ), de forma que la estructura potencial que posee la ley cohesiva es una consecuencia directa de la primera y segunda ley termodinámica [5],[6]. La ventaja de éste método es que podemos reducir la identificación de la ley cohesiva desde las tres funciones independientes  $\mathbf{t}(\delta, \theta, \mathbf{q})$  a una única función  $\phi(\delta, \theta, \mathbf{q})$ .

La formulación de las leyes cohesivas en modo mixto sigue a Camacho y Ortiz [3] para definir un desplazamiento de apertura efectiva  $\delta$ . La ley universal de Smith-Ferrante y su aplicación sistemática según [1] proporcionan la siguiente expresión de la función potencial:

$$\phi = e \sigma_c \delta_c \left[ 1 - \left( 1 + \frac{\delta}{\delta_c} \right) e^{-\delta/\delta_c} \right] \quad (11)$$

donde  $\sigma_c$  es la tracción cohesiva normal máxima y  $\delta_c$  es un desplazamiento de apertura característico.

### 3 ELECCIÓN DE MATERIAL Y PRO-BETA CT

El material elegido para la simulación del crecimiento por fatiga es la aleación Al-7075-T6 con características:

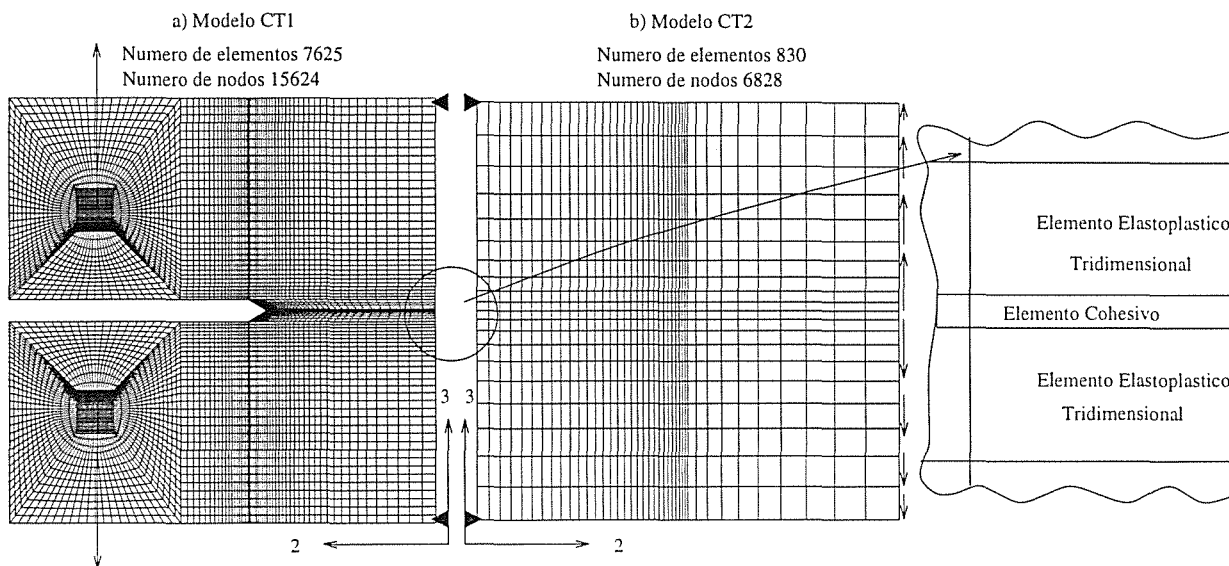


Figura 1: Tipos de malla empleados para modelar probeta CT.

Tabla 1: Propiedades mecánicas de Al-7075-T6

| Propiedad                              | Valor       |
|--|-------------|
| Módulo Elástico                        | 72000 MPa   |
| Límite Elástico                        | 530 MPa     |
| Tensión de rotura                      | 593 MPa     |
| Tenacidad a la fractura                | 2490 MPa√mm |
| Valor crít. energ. lib. en la fractura | 86 MPa mm   |
| Apertura crítica                       | 0.053 mm    |

La probeta que se ha elegido para realizar la simulación es una CT (“compact tension”). De acuerdo con la norma ASTM E 647 [2] se eligen las dimensiones:

Tabla 2 : Dimensiones importantes de la probeta CT

| Dimensión | Valor  |
|-----------|--------|
| a         | 75 mm  |
| w         | 150 mm |
| B         | 10 mm  |

#### 4 DESCRIPCIÓN DE LOS MODELOS GEOMÉTRICOS EMPLEADOS

Se ha modelado la probeta CT siguiendo dos filosofías (Figura 1). El primer modelo (CT1) simula con todo detalle la geometría, incluyendo la forma de la entalla y los puntos de aplicación de la carga. En el segundo (CT2) se recurre a una geometría mucho más sencilla consiguiendo un menor número de elementos.

En ambos modelos condiciones de contorno apropiadas evitan problemas de convergencia asociados a modos de sólido rígido provocados por rótulas plásticas espúreas. En la Figura 1 se muestra con detalle la inserción de elementos cohesivos entre las caras de los elastoplásticos.

El modelo numérico empleado contiene dos tipos de elementos, el primero elastoplástico tridimensional mejorado (“enhanced”) propuesto por Simo et al. [10], y el segundo cohesivo tridimensional de comportamiento irreversible basado en la ley de Smith-Ferrante [1]

La carga exterior que actúa sobre la probeta se aplica de forma diferente en función del modelo. Para CT1 se aplica en el nodo central de la malla de los bulones, resultando una concentración de tensiones local. En CT2 se aplica una distribución superficial tangencial equivalente a la tensión exterior.

Ambos modelos no utilizan simetría respecto al plano de la fractura: introducir simetría por medio de desplazamientos nulos sobre los elementos cohesivos prescribe sus estados de daño.

##### 4.1 Evaluación de los resultados para el caso de carga estática

Atendiendo a los resultados que se obtienen de los dos modelos bajo carga estática se concluye que es más útil emplear el modelo CT2, con mejor relación resultados frente a tiempo de cálculo: la distribución de tensiones verticales es muy parecida en valor y forma para los dos casos, sin que en CT2 aparezcan de concentración de tensiones en los puntos de aplicación de carga (Figura 2).

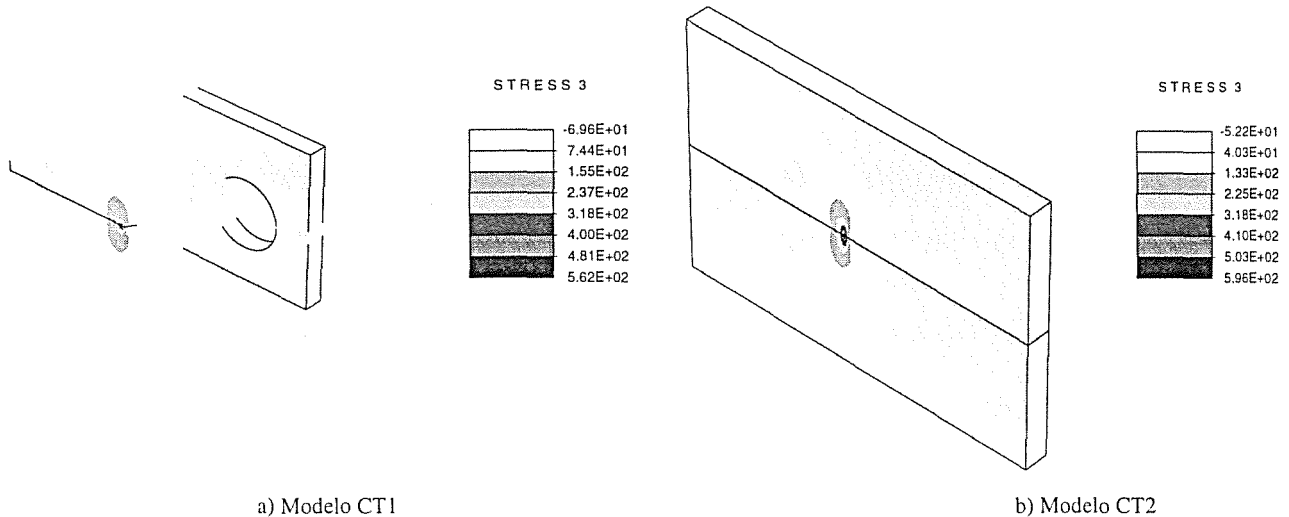


Figura 2: Distribución de esfuerzos en la dirección 3 mostrando la zona plástica de las probetas CT.

## 5 CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA

### 5.1 Cálculo analítico vida a fatiga

En primer lugar se presentan las fórmulas analíticas [2] [4] para evaluar la vida a fatiga de la probeta CT. Considerando la expresión del factor de intensificación de tensiones que proporciona la norma [2] podemos evaluar el incremento de dicha magnitud en un ciclo, según:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{w}} \frac{2 + \xi}{(1 - \xi)^{3/2}} p(\xi) \quad \xi \geq 0.2 \quad (12)$$

donde:  $p(\xi) = 0.886 + 4.64\xi - 13.32\xi^2 + 14.72\xi^3 - 5.6\xi^4$  y  $\xi = a/w$ .

Introduciendo estos valores en un ecuación de velocidad de crecimiento (Forman) podemos evaluar la vida de la probeta como:

$$N = \int_{\xi_i}^{\xi_f} \psi(\xi) d\xi \quad (13)$$

donde  $\xi_f$  es la mínima longitud de grieta que cumple  $K(\xi_f) \geq K_c$  donde  $K_c$  es la tenacidad a fractura.

### 5.2 Extrapolación numérica del daño a fatiga

En un estudio de crecimiento de grieta por fatiga es habitual la presencia de cientos de miles de ciclos, por tanto se introduce en la formulación del elemento finito cohesivo

algoritmos de extrapolación de daño que permitan la evaluación de éste para un número significativo de ciclos en cada paso computacional. Los métodos aquí propuestos se basan en variaciones del desarrollo en serie de Taylor para la función de daño, que en el instante  $n + 1$  se puede evaluar como:

$$\phi_{n+1} = \phi_n + \left( \frac{d\phi}{dN} \right)_n \Delta N_{n+1} \quad (14)$$

donde la evaluación de la  $d\phi/dN$  en el instante  $n$  es objeto de esta sección, y para todos los casos  $\Delta N_{n+1}$  se calcula según:

$$\Delta N_{n+1} = \frac{\phi_{coh} - \phi_0}{\left( \frac{d\phi}{dN} \right)_n} \quad (15)$$

que es el incremento de ciclos necesarios para que los puntos de daño  $\phi_0$  en el instante  $n$  alcancen un daño  $\phi_{coh}$ , suficiente para pertenecer al frente de grieta. Este valor suele fijarse a efectos prácticos en el 80% del valor crítico de la energía liberada en la fractura  $G_c$ , demostrando los cálculos actuales que la elección arbitraria de este valor no afecta fundamentalmente a los resultados finales.

En las siguientes subsecciones se presentan los modelos que calculan el incremento de la función de daño con el número de ciclos  $d\phi/dN$ . Estos modelos se implantarán en el programa de elementos finitos FEAP. [11]

### 5.3 Modelo lineal

En este modelo la derivada de la función de daño, expresada como tracción efectiva  $d\phi/d\delta$  cambia de variable al

objetivo  $d\phi/dN$  mediante el incremento de  $\delta$  y  $N$  entre los instantes  $n$  y  $n - 1$ . El salto  $\Delta N_{n+1}$  se fija a un valor constante relacionado con un incremento de ciclos característico, siendo lo suficientemente pequeño para evitar problemas de no convergencia numérica.

$$\frac{d\phi}{dN} = \frac{d\phi}{d\delta} \frac{\delta_n - \delta_{n-1}}{N_n - N_{n-1}} \quad (16)$$

**5.4 Modelos de velocidad de crecimiento exponencial**

Se ha realizado otra aproximación de  $d\phi/dN$  teniendo en cuenta que la función de daño realmente depende de la apertura, que se puede relacionar con el número de ciclos mediante:

$$\frac{d\phi}{dN} = \left(\frac{d\phi}{d\delta}\right)^3 \frac{\pi}{E \sigma_y} \frac{da}{dN} \quad (17)$$

esta fórmula se basa en las aproximaciones

$$\delta \sim \frac{K^2}{E \sigma_y} \sim \frac{\sigma^2 \pi a}{\sigma_y E} \quad (18)$$

De esta forma se puede relacionar el objetivo  $d\phi/dN$  y las conocidas expresiones para el crecimiento de grietas por fatiga: ecuaciones de Paris, Walker y Forman:

Tabla 3 : Ecuaciones de velocidad de crecimiento exponencial

| Ecuación | $\frac{da}{dN}$                                       |
|----------|---|
| Paris    | $C \Delta K^m$  |
| Walker   | $\frac{C_1 \Delta K^{m_1}}{(1-R)^{(1-\gamma)^{m_1}}}$ |
| Forman   | $\frac{C_2 \Delta K^{m_2}}{(1-R) K_c - \Delta K}$     |

**5.5 Modelo geométrico de apertura**

Según Suresh [9] la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga en la zona lineal de la ecuación de Paris es proporcional al incremento de la apertura del frente de grieta. La base física de este modelo es la relación geométrica entre el espaciado de las estriaciones (marcas de playa) y el proceso de achatamiento en punta de grieta ("crack tip blunting"). La variación del daño con el número de ciclos se expresa según:

$$\frac{d\phi}{dN} = \left(\frac{d\phi}{d\delta}\right)^3 \frac{\pi (\Delta\delta)}{E \sigma_y} \quad (19)$$

Las características de este modelo permiten incluirlo de una forma natural en la teoría cohesiva ya que a diferencia de los anteriores  $d\phi/dN$  no depende directamente del valor del incremento de concentración de tensiones  $\Delta K$ , que en todo caso en los modelos cohesivos no hay que calcular.

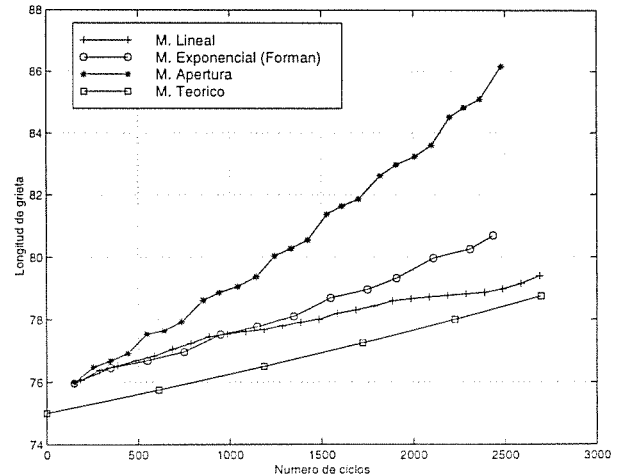


Figura 3 : Evolución de la longitud de grieta con el número de ciclos. Parámetros de la simulación  $p_{max} = 5600N$  y  $R = 0.15$

**5.6 Análisis de los resultados**

En la Figura 3 se presentan los resultados obtenidos en la extrapolación para el criterio analítico y los numéricos (elementos finitos) anteriores.

En primer lugar el resultado analítico, con el que se van a comparar los demás, aparece lineal ya que se dibujan sólo los 3000 primeros ciclos. Las tres curvas de resultados numéricos comienzan en el mismo punto ya que el inicio de la simulación se hace de la misma forma.

Se observa que el método de apertura es el que menos se ajusta al analítico en este rango de ciclos. El método exponencial basado en la expresión de Forman [4] presenta un mejor ajuste aunque es el más inestable numéricamente sobre todo cuando la simulación es hasta la rotura, debido a la singularidad que la ecuación de Forman presenta en puntos cercanos a la fractura.

El método numérico que más se aproxima al analítico es el lineal. Aunque pudiera parecer que métodos más sofisticados debieran ajustarse mejor al analítico, un factor adicional es que en este método  $\Delta N_{n+1}$  se fija a un valor constante, lo suficientemente pequeño para que no proporcione problemas numéricos. Nótese que los diferentes métodos utilizan diferente número de pasos.

El objetivo a medio plazo de esta línea de investigación es, basándose en el estudio de la física cohesiva del problema, obtener valores de  $\Delta N_{n+1}$  variables y óptimos para simular correctamente la curva de crecimiento en cada momento.

## 6 CONCLUSIONES

Los métodos presentados pretenden simular la parte central del crecimiento de grieta por fatiga en una probeta CT. El objetivo futuro es calibrar un nuevo método numérico basado en los elementos finitos a emplear en la simulación de situaciones más complicadas [12]

Las pruebas realizadas muestran que los métodos basados en la velocidad de crecimiento exponencial se muestran más inestables que el basado en la apertura: los primeros, por ejemplo el de Forman, presentan una singularidad cuando la longitud de grieta se aproxima a la crítica, por lo que son particularmente sensibles a divergencias numéricas. Se está estudiando la forma de determinar un incremento variable de ciclos en el modelo lineal con cierto significado físico que se comporte correctamente para todas las zonas de la vida de la probeta.

Como segundo método factible, el basado en la apertura efectiva es el que mejor se ajusta y converge al resultado esperado en la zona próxima a la rotura, por lo que se está desarrollando otro modelo basado en la apertura efectiva que ajuste mejor a la curva de crecimiento de grieta.

## Agradecimientos

Los autores agradecen al Profesor R.L. Taylor su inestimable ayuda y paciencia a la hora de implantar la teoría del método en el programa de elementos finitos FEAP, al Profesor M.Ortiz sus continuas y certeras observaciones acerca de las leyes constitutivas irreversibles y al Profesor F. Armero sus sugerencias acerca del elemento elastoplástico.

## Referencias

[1] DE ANDRÉS A. Y PÉREZ J. L., "Simulación del crecimiento de grietas en materiales dúctiles mediante elementos interface de espesor nulo" *Anales de Mecánica de la Fractura*, **13** (1996)109-113

- [2] ASTM E 647 "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates", Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, 1991
- [3] CAMACHO G.T. Y ORTIZ M. "Computational Modeling of Impact Damage in Brittle Materials" *Int. J. Solids Stru.*, **33** (1986) 2899-2938
- [4] DOWLING N.E., *Mechanical Behavior of Materials*, Prentice-Hall International Editions, 1993
- [5] LUBLINER J., "On the Thermodynamic Foundations of Non-Linear Solids Mechanics", *International Journal of Non-Linear Mechanics*, **7** (1972) 237-254
- [6] LUBLINER J., "On the Structure of the Rate Equations of Materials with Internal Variables", *Acta Mechanica*, **17** (1973) 109-119
- [7] MARSDEN J.E., and HUGHES T.J.R., *Mathematical Foundations of Elasticity*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N.J., 1983
- [8] NEEDLEMAN E., "Micromechanical Modeling of Interfacial Decohesion" *Ultramicroscopy*, **40** (1992) 203-214
- [9] SURESH. S, *Fatigue of Materials*, Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press, 1991
- [10] SIMO J.C., ARMERO F. Y TAYLOR R.L., "Improved versions of Assumed Enhanced Strains Trilinear Elements for 3D Finite Deformations Problems" *Comp. Meth. Appl. Mech. Engr.*, **110** (1993) 359-386
- [11] TAYLOR R.L "FEAP A Finite Element Analysis Program" Department of Civil Engineering, University of California at Berkeley, Version 6.00 February 1997
- [12] THOMPSON K.D. AND SHEPPARD S.D., "Fatigue Crack Growth in notched and plain shafts subjected to torsion and axial loading" *Eng. Fract. Mech.* **43-1** 55-71 (1992)
- [13] TRUESDELL C., *A First Course in rational Continuum Mechanics* Vol **1**, Academic Press, 1991

## DISIPACIÓN EN LA PROPAGACIÓN DINÁMICA DE LA FRACTURA

O. Pla<sup>1</sup>, F. Guinea<sup>1</sup> E. Louis<sup>2</sup> and L. M. Sander<sup>3</sup><sup>1</sup> Instituto de Ciencia de Materiales, Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Cantoblanco, E-28049 Madrid, Spain.<sup>2</sup> Departamento de Física Aplicada, Universidad de Alicante, Apartado 99, E-03080 Alicante, Spain.<sup>3</sup> Physics Department, The University of Michigan, Ann Arbor MI 48105-1120. USA

**Resumen.** La dinámica de grietas en materiales frágiles ha atraído recientemente un gran interés. En particular se han investigado las inestabilidades que aparecen en la punta de la grieta al aumentar las fuerzas externas. Se ha observado que, por encima de una velocidad de propagación determinada, la grieta se ramifica. En este trabajo se muestra, mediante simulaciones numéricas y razonamientos cualitativos, que una grieta recta se inestabiliza por encima de una velocidad de propagación que depende de las fuerzas viscosas no locales. En ausencia de disipación, esta velocidad es muy pequeña, en comparación con la velocidad del sonido. Nuestros resultados sugieren que la mayoría de los experimentos se llevan a cabo en un régimen de sobreatenuación, en el que la disipación ocurre en una zona muy próxima a la punta de la grieta. Como consecuencia del reducido tamaño de esta zona se pueden producir calentamientos apreciables que han sido observados experimentalmente.

**Abstract.** There is a growing interest in the study of the dynamics of cracks under applied strains in brittle materials. In particular in the instabilities that appear at the crack tip when the external driving forces are increased, and, above a threshold velocity, the crack splits into two. In this work we show, by means of numerical simulations and qualitative arguments, that straight cracks become unstable at a velocity which depends on non-local viscous forces. In the absence of dissipation, this velocity is negligible, as compared with the velocity of sound. Our results suggest that most experiments are done in the over-damped regime, where dissipation takes place close to the crack tip. As a consequence of the reduced size of this region, there can be heating effects that have been observed experimentally.

## 1 INTRODUCTION

The dynamics of cracks in brittle materials have recently attracted a great deal of interest (see [1]). Particular attention has been devoted to the study of crack tip instabilities. These instabilities appear when the driving forces which make the crack grow are increased[2, 3]. Typically, the crack tip reaches a critical velocity beyond which branching or oscillation appear. Interesting patterns were also observed under an applied thermal gradient[4].

The first study of instabilities in dynamic cracks can be found in[5]. It was shown that a straight crack is intrinsically unstable at a velocity which is a fraction of the sound velocity (although the Rayleigh velocity is more commonly used). The analysis reported in[5] assumed that a crack was moving at a constant velocity, and the stresses around the tip were calculated analytically. Beyond a certain velocity, the maximum stresses are at a finite angle with respect to the direction of the tip. An instability was assumed to take place. This seminal work obtained a close analytical solution for the stresses around a moving crack assuming that the

dynamics of the medium are purely inertial, with no damping.

In real systems, sound waves are attenuated. Viscosity can be added to the standard theory of elasticity in a standard way[6]. Sound waves acquire a damping which increases with the square of the frequency. Thus, there is a frequency, or wave-vector, at which the damping of a wave becomes comparable to its frequency. Beyond this scale, the analysis reported in[5] needs to be modified. Results in PMMA[7] suggest that sound waves of frequencies  $\sim 500$  kHz are damped at scales of order of 0.1 – 1 cm. The wavelength of modes in the kHz range are also of order of centimeters, so that this is the scale below which damping processes are expected to dominate over inertial dynamics. The diameter of the crack tip is much smaller. Hence, the tip instabilities should be strongly influenced by the viscosity of the material.

## 2 SIMULATIONS

In order to analyze the role of the viscosity we have discretized the continuum equations of elasticity by us-

ing a triangular two dimensional grid, following previous work on pattern formation in fracture in brittle materials[8, 9, 10] (we are modeling experiments on thin slabs). The equations of motion which describe the dynamics of the nodes combine inertial and viscous terms. The friction forces are assumed to depend only on the relative velocities of neighboring nodes, preserving translational invariance[6]. The equations of motion to be integrated are:

$$m \frac{\partial^2 \vec{u}_{ij}}{\partial t^2} = \sum_{i'j'} k \vec{n}_{ij,i'j'} [\vec{n}_{ij,i'j'} (\vec{u}_{ij} - \vec{u}_{i'j'})] + \sum_{i'j'} \eta \vec{n}_{ij,i'j'} \left[ \vec{n}_{ij,i'j'} \left( \frac{\partial \vec{u}_{ij}}{\partial t} - \frac{\partial \vec{u}_{i'j'}}{\partial t} \right) \right] \quad (1)$$

where the sums in the second term are over the nearest neighbor nodes,  $(i'j')$ , to node  $(i, j)$  and  $\vec{n}_{ij,i'j'}$  is the unit vector from node  $(i, j)$  to node  $(i', j')$ . All nodes lie in a triangular lattice. The fracture process is described by deleting the forces between two nearest neighbor nodes when the relative strain,  $\vec{n}_{ij,i'j'} [\vec{n}_{ij,i'j'} (\vec{u}_{ij} - \vec{u}_{i'j'})]$ , exceeds a threshold,  $u_{th}$ . This process is irreversible, and the coupling remains zero at all latter times. In previous work[8], we have analyzed the propagation of cracks where the fracture proceeded stochastically. Different bonds at the surface of the crack had a failure probability which was a function of the local strain. In between failure processes, the strains relaxed fully to equilibrium. The model used here is deterministic, and the system is always out of equilibrium. In terms of the macroscopic parameters of the material we have that:

$$\begin{aligned} m &= \rho \frac{\sqrt{3}}{2} a^2 d \\ k &= \frac{8c_T^2 m}{3a^2} \\ \eta &= \frac{\mu d}{a^2} \end{aligned} \quad (2)$$

where  $\rho$  is the density of the slab,  $d$  its thickness,  $\mu$  the macroscopic viscosity,  $c_T$  is the velocity of transversal sound waves, and  $a$  is the lattice parameter of the discrete model. Qualitatively, each node represents a region in the material small with respect to the scales relevant to the experimental situation. We take this scale to be of the order of the crack tip radius, that is, no smaller than a few microns. This argument fixes  $a$  in eq. (2).

We assume that the elastic energy dissipated by the moving crack goes into heat, which raise the temperature of the material. We analyze later the temperature changes to be expected. The role of thermal noise, and the changes induced by heating processes and temperature gradients on the growth process will be addressed in a future publication.

As mentioned above, dissipation in PMMA sets in at scales of order of centimeters. The dynamics at scales

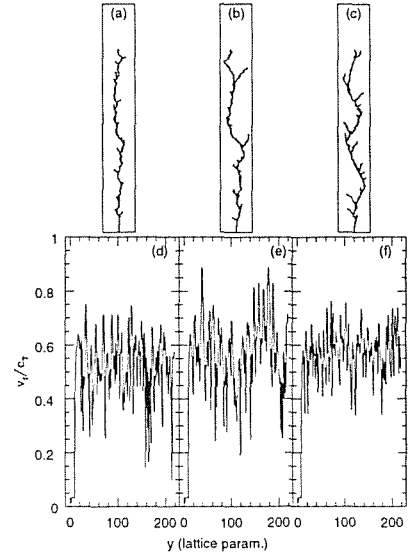


Figure 1: Behavior of inertial cracks when the external strain,  $u_0$ , is varied. (a)  $u_0=0.024$ . (b)  $u_0=0.026$ . (c)  $u_0=0.028$ . And also their velocity (in units of  $c_T$ ) as function of position of the advancing crack tip. (d)  $u_0=0.024$ . (e)  $u_0=0.026$ . (f)  $u_0=0.028$ . The threshold for breaking is  $u_{th} = 0.1$ .

comparable to that of the nodes in our discretization is strongly over-damped. Our phenomenological damping term,  $\eta$ , should suffice to account for the dissipative processes in PMMA. The scheme used here is intermediate between a full scale atomic simulation[11], and more phenomenological models[12], where dissipation takes place within the units used in the discretization.

Simulations have been performed in rectangular samples with the  $y$  orientation along one of the axis of the triangular lattice. The lattices shown in the figures are 50 nodes wide and 275 nodes long. Fixed strains, below  $u_{th}$ , are applied at the vertical edges. Then, bonds near the lower horizontal edge are broken at a fixed rate, so that the velocity of the crack is well below  $c_T$ . Once the crack is sufficiently long, strains near its tip begin to exceed  $u_{th}$ , and the crack continues growing by itself.

In the absence of damping, straight cracks become unstable on short time scales (of the order of the maximum phonon frequency in the model). Typical results for cracks growing in a narrow slab under an applied strain at the edges are shown in figure 1 (a)-(c). In addition, the crack tips tend to accelerate, which enhances the tendency towards an instability. The velocity of the upper-most part of the crack pattern is depicted in fig. 1 (d)-(f). It shows an initial acceleration, and a very irregular behavior once the crack develops branches and oscillations.

The initial acceleration can be understood by noting that the stresses around a crack tend to grow with its



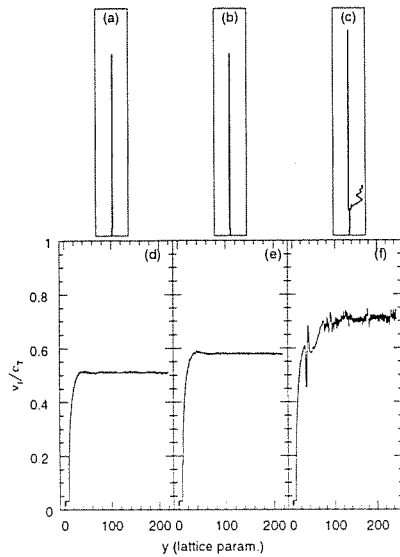


Figure 2: Behavior of dissipative cracks when the external strain,  $u_0$ , is varied. (a)  $u_0=0.028$ . (b)  $u_0=0.030$ . (c)  $u_0=0.032$ . And also their velocity (in units of  $c_T$ ) as function of position of the advancing crack tip. (d)  $u_0=0.028$ . (e)  $u_0=0.030$ . (f)  $u_0=0.032$ . The threshold for breaking is  $u_{th} = 0.1$ , and  $k = \eta$ .

length. The only two scales are the length of the crack,  $l$ , and the radius of the tip,  $a$ . Using elasticity theory, we find that the stresses at distance  $r$  from the tip must scale as  $\sqrt{l/r}f(a/r, a/l)$ . When  $a/l \rightarrow 0$ , the stresses must grow as  $\sqrt{l}$ . This growth is arrested when  $l$  becomes comparable to the width of the system.

Our numerical results confirm this tendency towards acceleration and subsequent instability. Note that the inertial solution found in[5] assumes the existence of a crack of constant length moving at constant velocity. The change in the length of the crack, which definitively takes place in experiments, prevents a direct application of the results in[5] to many situations of practical interest.

We find that straight cracks are stable, and move at constant velocity, only in the presence of dissipation. As the driving force is increased, we observe a branching instability. Typical results are shown in fig. 2 (a)-(c). A series of instabilities are observed, as the strains applied at the boundaries are increased. The velocity of the crack tip, for the same applied strains, is shown in fig. 2 (d)-(f).

### 3 ANALYSIS OF INSTABILITIES

In the presence of dissipation, an analytical solution, of the type presented in[5], cannot be found. We can, however, outline the main features of the stresses near a crack moving at constant speed. The stress field de-

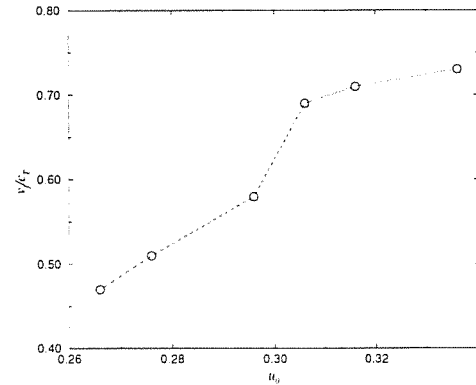


Figure 3: Asymptotic Fracture velocity (in units of  $c_T$ ) as function of external applied strain.

scribed in[5] can be derived from an appropriate distribution of forces applied at the crack edges, in such a way as to satisfy the boundary conditions. Let us assume that, as a first approximation, these forces do not change in the presence of dissipation. They have the general form  $\vec{f}(\vec{r} - \vec{v}t)$ . The stresses at an arbitrary point of the plane can be obtained by means of the Green function,  $G_{ij}(\vec{r} - \vec{r}', t - t')$ , with Fourier transform  $G_{ij}(\vec{k}, \omega)$ . In the absence of dissipation, the frequency  $\omega$  appears only in combinations of the type  $\omega^2 - c_{L,T}^2|\vec{k}|^2$ , where  $c_{L,T}$  denote the velocity of longitudinal and transverse sound waves. Dissipation changes these expressions into  $\omega^2 - c_{L,T}^2|\vec{k}|^2 - i\mu\omega|\vec{k}|^2$ . The Fourier transform of the applied forces can be written as  $\vec{f}(\vec{k}, \omega = \vec{v}\vec{k})$ . Hence, the denominators in the Green's functions become  $(\vec{v}\vec{k})^2 - c_{L,T}^2|\vec{k}|^2 - i\mu\vec{v}\vec{k}|\vec{k}|^2$ . At low values of  $|\vec{k}|$ , the influence of the viscosity is negligible. The long distance behavior is well described by the solution in[5]. For  $|\vec{k}| \gg |\vec{v}|/\mu$ , on the other hand, the viscous term dominates. This term is less anisotropic than the inertial term, as it contains one power of  $\vec{v}\vec{k}$ , instead of two. Hence, we expect the tendency towards instabilities to be reduced.

The previous analysis is supported by the numerical results. In the presence of dissipation, straight cracks are stable below a critical applied strain. The velocity is almost constant. Simultaneously with the instability of the straight cracks, the velocity shows a sudden jump, as shown in fig.(3). This discontinuity in the velocity seems to be in agreement with recent experiments[13].

### 4 DISSIPATION AND HEAT

Our results suggest that viscous forces are dominant in crack propagation. Near the crack tip typical deviations of the nodes from equilibrium are of order  $a$ .

Typical velocities are of order  $ku_{th}/\eta$ , where  $u_{th}$  is the threshold at which a bond breaks. The energy dissipated per node and per unit time is  $\sim k^2u_{th}^2/\eta$ . In terms of macroscopic quantities, the energy generated per unit time and unit volume is  $\sim \rho^2c^4a^2\sigma_c^2/(\mu E^2)$ , where  $c$  is some average of the longitudinal and transverse sound velocities,  $E$  is the Young's modulus and  $\sigma_c$  is the macroscopic elastic limit. This dissipation generates thermal gradients. They will be determined by the condition:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2 T + \frac{1}{\rho c_e} \frac{\partial E}{\partial t} = 0 \quad (3)$$

where  $\kappa$  is the thermal diffusion coefficient, and  $c_e$  is the specific heat. Assuming that most of the dissipation takes place at distances from the crack tip comparable to its radius, we find that the temperature increase at the tip can be written as:  $\Delta T_{tip} \sim c^4a^4\sigma_c^2/(\kappa\mu c_e E^2)$ . This expression is highly sensitive to the choice of  $a$ , the tip radius. Hence, it is difficult to make accurate estimates of the expected heating. Experimentally, significant increases in temperature near the crack tip have been reported[14]. Energy dissipation has also been observed in[3], where it is argued that most of the energy is spent in increasing the crack surface. However, even for slow, straight cracks, a significant rise in energy dissipation as function of velocity is reported. In our simulations the elastic energy lost when one spring is cut would go into surface energy, whereas the viscous dissipation would go into heat.

## 5 CONCLUSIONS

In conclusion, we find that dissipation plays a crucial role in stabilizing straight cracks in brittle materials under stress. For the particular case of PMMA, the dynamics at scales of the order of the crack tip are highly over-damped. Significant heating effects are to be expected. It would be interesting to study the dynamics of cracks in materials which are in the under-damped regime.

## 6 ACKNOWLEDGEMENTS

We acknowledge many fruitful discussions with P. Español and M. A. Rubio. We are also grateful to S. Ciliberto and J.-F. Boudet for a most illuminating description of the experimental situation. FG is supported by CICYT grant no. PB96-0875, EL by CICYT grant no. PB96-0085, and LMS by NSF grant DMR 94-20335 and a grant from the Iberdrola Foundation.

## 7 REFERENCES

[1] L. B. Freund, **Dynamic Fracture Mechanics** (Cambridge University Press, New York, 1990).

- [2] J.F. Boudet, S. Ciliberto, and V. Steinberg, *Europhys. Lett.* **30**, 337 (1995).
- [3] E. Sharon, S.P. Gross, and J. Fineberg, *Phys. Rev. Lett.* **76**, 2117 (1996).
- [4] A. Yuse and M. Sano, *Nature* **362**, 329 (1993).
- [5] E. H. Yoffe, *Phil. Mag.* **42**, 739 (1951).
- [6] L. Landau and E. Lifchitz, *Théorie de l'élasticité*, (2<sup>e</sup> édition, Editions Mir, Moscou (1990).
- [7] J. F. Boudet, private communication.
- [8] E. Louis and F. Guinea, *Europhys. Lett.* **3**, 871 (1987).
- [9] P. Meakin, G. Li, L.M. Sander, E. Louis, and F. Guinea, *J. Phys. A* **22**, 1393 (1989).
- [10] O. Pla, F. Guinea, E. Louis, G. Li, L. M. Sander, H. Yan, and P. Meakin, *Phys. Rev. A* **42**, 3670 (1990).
- [11] F. F. Abraham, *Phys. Rev. Lett.* **77**, 869 (1996).
- [12] M. Marder and S.P. Gross, *J. Mech. Phys. Solids* **43**, 1 (1995).
- [13] J. F. Boudet and S. Ciliberto, Interaction of sound with fast crack propagation, preprint (1997).
- [14] K. N. G. Fuller, P. G. Fox and J. E. Field, *Proc. R. Soc. Lond. A* **341**, 537 (1975).

## EL USO DE MODELOS DE SIMULACION CICLO A CICLO EN LA PREDICCIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS EN FATIGA CON CARGAS ALEATORIAS.

B. Moreno, J. Zapatero, J. Pascual

Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica

Dpto. de Ingeniería Civil y de Materiales

E.T.S.I.I. de Málaga, Plaza del Ejido s/n, 29013 MÁLAGA.

**Resumen.** El presente trabajo analiza el comportamiento del modelo de simulación de crecimiento de grieta propuesto por Newman, e implementado en el programa FASTRAN II. Se analiza la capacidad del modelo para predecir las vidas de crecimiento de grieta con cargas de amplitud variable. Se estudia el efecto de la utilización de factores de restricción para considerar distintos estados de tensión. Las comparaciones se realizan con vidas obtenidas experimentalmente para tres anchos de banda diferentes, y para la aleación de aluminio 2024-T351. Se encuentra una fuerte influencia del factor de restricción sobre las vidas de crecimiento en las simulaciones, tanto en las vidas medias como en las dispersiones, así como una fuerte correlación entre las vidas y el valor del pico máximo del registro de carga. La vida media aumenta con el ancho de banda para los mismos niveles de carga.

**Abstract.** In this paper the behaviour of crack growth model proposed by Newman and implemented in the FASTRAN II computer program is analyzed. Capability of the model to predict crack growth life under variable amplitude loads is considered. The effect of the constraint factors used to consider the stress condition is analyzed. The results of the simulations are compared with the experimental lives obtained for 2024-T351 aluminium alloy. The simulated lives present, a strong influence of the constrain factor. The mean life increase with the broadband of the spectrum.

### 1. INTRODUCCIÓN

Muchos componentes y sistemas mecánicos están sometidos a cargas complejas de amplitud variable durante su vida en servicio. Una de las consideraciones importantes en el diseño de tales componentes, es la vida esperada de fatiga. El fallo de componentes críticos puede producir daño a otros componentes y pérdidas de sistemas completos. Una forma de prevenir estas situaciones es mediante inspecciones periódicas, cuyos periodos de inspección son función de la velocidad de crecimiento de grieta.

La determinación de la vida de fatiga de un elemento sometido a cargas de amplitud variable, necesita obtener historias de carga representativas de las variaciones de carga soportadas en servicio por el elemento. Lo anterior, implica definir un registro de cargas de una longitud finita representativo del proceso completo, y repetirlo hasta el fallo. El número de repeticiones hasta el fallo final permitirá estimar la vida del elemento. La elección de esta historia representativa no es tarea fácil [1], pudiendo influir grandemente en las estimaciones de vida.

La vida se puede determinar por medio de ensayos o mediante métodos de simulación, en ambos casos, definidas varias historias, es posible definir como más representativa aquella que obtenga la vida más corta, y así poder determinar la fiabilidad y el error de las estimaciones[2]. Las determinaciones experimentales, son caras y conllevan un gran consumo de tiempo, siendo las estimaciones mediante simulación ampliamente utilizadas. Estas permiten simular el comportamiento de una grieta bajo cargas de amplitud variable, manteniendo el efecto de secuencia [3-5], y analizar la variabilidad en la vida producida por los cambios en la historia de cargas. La mayoría de éstos modelos han sido contrastados mediante ensayos con cargas de amplitud constante, así como en algunos casos, con cargas de amplitud variable [6-8]. Para este tipo de cargas, se pueden producir errores apreciables, tanto en las determinaciones de vida como en las estimaciones de la variabilidad de la misma, estos errores son función del registro y de las variables del modelo utilizadas.

En este trabajo, se analiza el comportamiento del modelo de simulación basado en la MFEL propuesto por Newman [5], e implementado en el programa de ordenador FASTRAN II [9], estudiándose la capacidad del modelo para predecir crecimientos de grieta (variabilidad y vida media) con cargas de amplitud variable. Se estudia la influencia del factor de restricción elegido para considerar el estado de tensiones (tensión o deformación plana), así como el efecto de la longitud de la historia finita de cargas y de las sobrecargas dentro de cada historia. Las estimaciones que el modelo predice son comparadas con los resultados de ensayos con tres procesos de distinto ancho de banda. Se han generado entre veinte y treinta historias de carga de amplitud variable para cada uno de los tres anchos de banda estudiados. Para cada registro, se han obtenido experimentalmente los ciclos de carga necesarios para crecer una grieta desde una longitud  $a_0$  hasta otra  $a_f$  definidas previamente. Los resultados experimentales son comparados con las estimaciones del modelo para las mismas historias de carga.

## 2. ENSAYOS Y SIMULACIÓN

Los ensayos y las estimaciones se realizan sobre la aleación de aluminio 2024-T351, la probeta utilizada es del tipo "Compact Tension" (CT) con un ancho de 50 mm y un espesor de 12 mm, todas las probetas fueron obtenidas de una misma plancha. Para el ajuste de las curvas de crecimiento se utilizaron los datos obtenidos por Lapetra [10] con probetas idénticas a las anteriores, sacadas también de la chapa anterior. Estos ensayos se realizaron con  $R=0.2$  ( $P_{min}=882$  N y  $P_{max}=4410$  N) y longitudes de grieta:  $a_0=17.5$  mm y  $a_f=25.5$  mm. La ecuación de crecimiento usada es la propuesta por Newman mostrada a continuación:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_{eff}^{C_2} \frac{1 - \left( \frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}} \right)^2}{1 - \left( \frac{K_{max}}{C_5} \right)^2} \quad (1)$$

con

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (2)$$

$$\Delta K_0 = C_3 \left( 1 - C_4 \frac{S_0}{S_{max}} \right) \quad (3)$$

Donde  $\Delta K_0$  es el rango del factor de intensidad de tensiones umbral,  $K_{op}$  es el factor de intensidad de tensiones de apertura de grieta, y  $C_1$  a  $C_5$  son parámetros del modelo.

Los valores de los parámetros obtenidos así como el método de ajuste utilizado, se encuentran con más detalle en la referencia [11].

Para los ensayos con cargas de amplitud variable se utilizaron tres procesos de distinto ancho de banda, caracterizado cada uno por el factor de irregularidad  $\varepsilon$ , definido como la relación entre la frecuencia de cruces con pendiente positiva y la frecuencia de picos. El valor de  $\varepsilon$  varía entre 0 y 1, siendo la banda más estrecha a medida que  $\varepsilon$  tiende a 1. Los anchos de banda utilizados para éste estudio han sido  $\varepsilon=0.85$ ,  $\varepsilon=0.77$  y  $\varepsilon=0.64$ , variando desde una banda relativamente estrecha ( $\varepsilon=0.85$ ) hasta una banda ancha ( $\varepsilon=0.64$ ). Cada historia fue obtenida numéricamente de un proceso estacionario, con una densidad espectral  $S(\omega)$  de tipo bimodal [11]. Las tres funciones de densidad espectral se han seleccionado de manera que todas tengan la misma varianza.

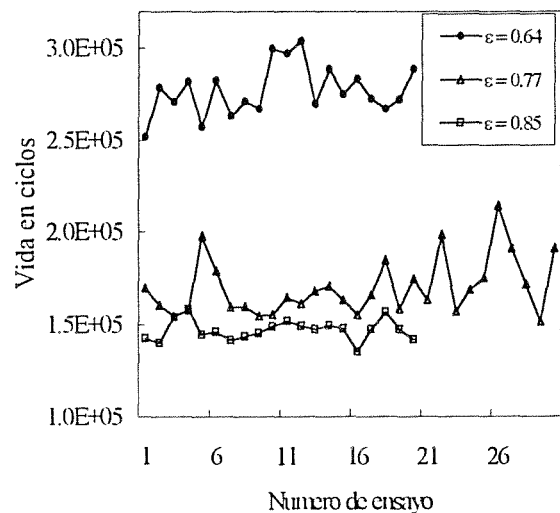


Fig.1. Vidas obtenidas en los ensayos experimentales para los tres anchos de banda.

El número de ciclos de los registros fue, de 5000 para el ancho de banda  $\varepsilon=0.77$  y de 25000 para los otros dos. Se generaron 30 historias para el ancho de banda  $\varepsilon=0.77$ , y 20 para cada uno de los otros procesos. Con cada una de estas historias se ensayó una probeta, determinando la vida del ensayo como el número de ciclos que tarda en crecer la grieta, entre una longitud  $a_0=15$  mm y  $a_f=25.3$  mm. El seguimiento de la grieta se ha realizado mediante un sistema de caída de potencial de corriente alterna (ACPD).

Todos los ensayos se han realizado con una carga media de 4850 N, y una desviación estándar de 1085 N. En la figura 1 se muestran las vidas obtenidas en los ensayos para los distintos anchos de banda. Como se ve los resultados presentan una gran dispersión, siendo ésta función del ancho de banda del proceso. Esta dispersión

es fundamentalmente función de la carga. En un trabajo anterior se determinó la dispersión debida al material y al entorno (maquina de ensayo, temperatura, tolerancia de probetas, etc.), encontrándose que la dispersión debida a las cargas es mucho más alta que la debida al resto de variables [2].

Las simulaciones se han realizado con el modelo propuesto por Newman. Este modelo determina la velocidad de crecimiento de grieta según la ecuación (1). Para la aplicación de esta ecuación es necesario conocer los valores de la tensión de cierre, y a partir de ellos determinar los valores efectivos del factor de intensidad de tensiones. Estos valores de la tensión de cierre, son estimados por el modelo en función del estado de tensiones tridimensional (tensión o deformación plana). Cada uno de estos estados está caracterizado por un factor de constricción ( $\alpha$ ), que varía entre 1 para tensión plana y 3 para deformación plana. El modelo permite considerar estados de tensión diferentes en la carga y en la descarga, utilizando otro factor de constricción ( $\beta$ ) para la descarga.

Para ajustar estos parámetros en el modelo, se han utilizado los datos de amplitud constante y las cargas de ancho de banda  $\varepsilon = 0.77$ , se ha utilizado este ancho de banda por ser intermedio entre los tres utilizados. Para la elección de los parámetros  $\alpha$  y  $\beta$ , se ha considerado como fundamental la aproximación a las dispersiones de los ensayos. Con los datos de amplitud constante se encuentra que con  $\alpha=1.5$  y  $\beta=1$  se consiguen los mejores resultados. Con estos parámetros se encuentra también, que con las cargas de ancho de banda  $\varepsilon = 0.77$ , la dispersión está muy próxima a la obtenida en los ensayos con estas mismas cargas. El efecto de los factores de constricción sobre las estimaciones de crecimiento de grieta en el modelo de Newman, es muy acusado, siendo por tanto de gran importancia la elección correcta de estos parámetros.

**3. ANALISIS DE RESULTADOS.**

Para estudiar la bondad del modelo en la estimación del proceso de crecimiento de grieta, se han simulado con las mismas cargas todos los casos ensayados, con distintos factores de constricción  $\alpha$  y  $\beta$ . Se han utilizado valores de  $\alpha$  desde 1.2 hasta 2.3, es decir desde estados próximos a tensión plana hasta próximos a deformación plana. Del factor  $\beta$  se han usado valores entre 1 y 1.5. La influencia de la elección de estos parámetros en las determinaciones de la vida de crecimiento se estudian a continuación.

Efecto de los parámetros del modelo de simulación.

La tabla 1 muestra los valores de vida media ( $\mu_N$ ) y dispersión ( $\sigma_N$ ) obtenidas tanto de los resultados de

ensayos como de las simulaciones realizadas con distintos valores de los parámetros alfa y beta, para las 30 historias de carga con ancho de banda 0.77.

Tabla1. Vidas medias ( $\mu$ ) y desviaciones típicas ( $\sigma$ ) obtenidas por simulación para las cargas de ancho de banda  $\varepsilon=0.77$

| Parámetros del modelo |          | Vida media | Desviación estándar |
|-----------------------|----------|------------|---------------------|
| $\beta$               | $\alpha$ | $\mu_N$    | $\sigma_N$          |
| 1                     | 1.2      | 116508     | 24466               |
|                       | 1.3      | 107254     | 22993               |
|                       | 1.5      | 91644      | 15459               |
|                       | 1.7      | 83202      | 6107                |
|                       | 1.9      | 82521      | 3751                |
|                       | 2.1      | 84017      | 2538                |
|                       | 2.3      | 88400      | 1568                |
| 1.3                   | 1.5      | 145332     | 41231               |
|                       | 1.7      | 117253     | 29540               |
| 1.4                   | 1.5      | 175518     | 50599               |
| 1.5                   | 1.7      | 166864     | 51743               |
|                       | 1.9      | 128012     | 35600               |
| Ensayos               |          | 169969     | 15272               |

Como puede observarse de la tabla 1, para un valor constante del parámetro  $\beta$ , tanto la vida media ( $\mu_N$ ) como la dispersión ( $\sigma_N$ ) disminuyen a medida que aumenta el valor del parámetro  $\alpha$ . Aunque las estimaciones de vida se ajustan mejor a los resultados experimentales para valores bajos de  $\alpha$ , los valores de dispersión resultan muy superiores a los reales, siendo las vidas medias estimadas siempre inferiores a las ensayadas. Así, para  $\beta=1$ , la vida media varía de 116508 ciclos para  $\alpha=1.2$  a 88400 ciclos para  $\alpha=2.3$ , a cambio la desviación típica se reduce desde 24466 ciclos ( $\alpha=1.2$ ) hasta los 1568 ciclos ( $\alpha=2.3$ ). En la figura 2 se muestran algunos de estos resultados.

La dispersión obtenida para  $\beta=1$  y  $\alpha=1.5$  es la que mejor se ajusta a los resultados experimentales, al mismo tiempo dicho valor de  $\alpha$  coincide con el que produce mejor ajuste entre la ley de crecimiento y los valores obtenidos en los ensayos con carga de amplitud constante, produciendo la mejor estimación tanto de vida media como de dispersión. Adoptándose este como el más apropiado para representar las dimensiones de la probeta y el nivel de cargas. Puede concluirse que el modelo es válido para estimar con mucha aproximación la variabilidad de la vida.

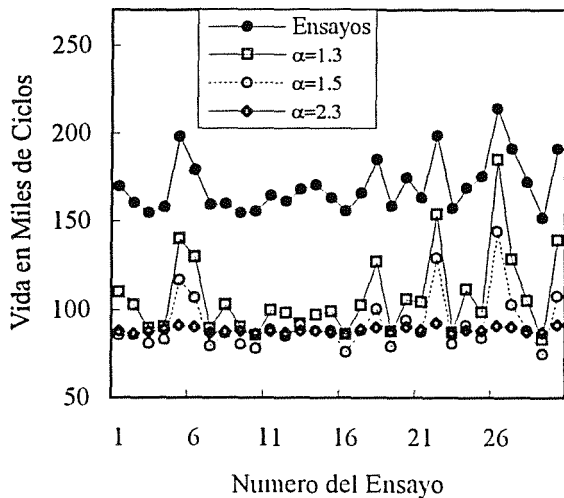


Fig 2. Comparación de las simulaciones y los resultados de los ensayos para  $\varepsilon=0.77$  y  $\beta=1$

De la figura 2 se puede observar, que las simulaciones del modelo de Newman (para  $\beta=1$ ) reproducen las variabilidades encontradas en los ensayos, aunque los valores de vida obtenidos son siempre inferiores a los reales. Sin embargo a medida que  $\alpha$  aumenta, las diferencias entre una u otra simulación se hacen prácticamente imperceptibles. Valores más altos del parámetro  $\beta$  aumenta las vidas medias, ver figura 3, sin embargo el efecto de dispersión se hace mucho más acusado.

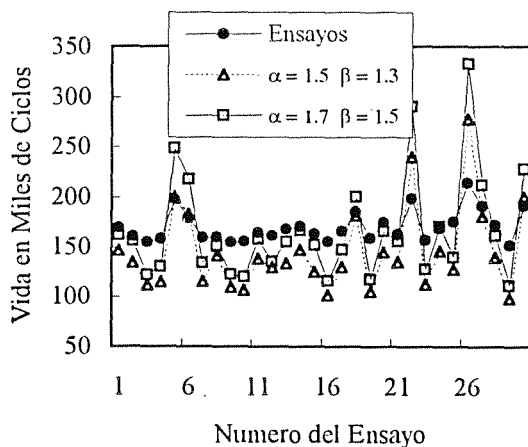


Fig.3. Comparación de las simulaciones y los resultados de los ensayos para  $\varepsilon=0.77$  y  $\beta=1.3$  y  $1$

De los datos de la tabla 1 puede verse como para  $\beta=1.3$  y  $\alpha=1.5$ , la dispersión aumenta del orden de 2.6 veces comparada con el valor de  $\beta=1$ . Este análisis de resultados sugiere que mientras valores altos del parámetro  $\beta$  pueden arrojar mejores resultados sobre el valor de vida estimada el grado de aproximación sobre

la variabilidad de dicha vida disminuye resultando valores excesivamente altos sobre la dispersión de los mismos. Habría que tener en cuenta además, que en los ensayos existen más factores que pueden influir en la dispersión de los resultados (material, máquina, preparación de probeta, tolerancias, temperatura, equipos de medida, etc.), dando sin embargo desviaciones típicas inferiores a las estimadas por el modelo ciclo a ciclo.

Los valores obtenidos por simulación con las 20 historias de carga correspondientes al proceso aleatorio de banda más ancha ( $\varepsilon=0.64$ ) conducen a idénticas conclusiones. Los resultados de la tabla 2 muestran como valores pequeños de  $\alpha$  conducen a mejores estimaciones de vida, con dispersiones muy alejadas de los valores experimentales, y como el valor de  $\alpha=1.5$  corresponde al mejor ajuste en relación a la variabilidad de la vida o dispersión pero con estimaciones muy conservadoras sobre la vida media.

Tabla 2. Valores de ensayos y de simulaciones par el ancho de banda  $\varepsilon=0.64$ .

| Parámetros del Modelo |          | Vida media | Desviación estándar |
|-----------------------|----------|------------|---------------------|
| $\beta$               | $\alpha$ | $\mu_N$    | $\sigma_N$          |
| 1                     | 1.2      | 166336     | 20482               |
|                       | 1.5      | 148701     | 16872               |
|                       | 1.7      | 135113     | 6584                |
| Ensayos               |          | 277165     | 13379               |

La tabla 3 muestra los valores de vida media ( $\mu_N$ ) y dispersión ( $\sigma_N$ ) obtenidas tanto de los resultados de ensayos como de las simulaciones con  $\beta=1$  y  $\alpha=1.5$  para los tres procesos aleatorios, anchos de banda  $\varepsilon=0.85$ ,  $\varepsilon=0.77$  y  $\varepsilon=0.64$ . Como conclusiones generales puede verse que tanto los valores de ensayo como los obtenidos numéricamente muestran grandes variaciones de la vida media con el ancho de banda aumentando a medida que aumenta éste. Sin embargo las dispersiones no muestran una tendencia clara en los valores obtenidos experimentalmente. En cuanto a los obtenidos por simulación, pese a que las dispersiones aumentan con el ancho de banda, en cuanto al valor de número de ciclos, no así el coeficiente de variación ( $\sigma_N/\mu_N$ ) que aumenta de 0.0537 a 0.1687 al disminuir el ancho de banda de 0.85 a 0.77, mientras que disminuye a 0.1135 al considerar ancho de banda 0.64. Este hecho puede estar condicionado por haber empleado registros de 5000 ciclos de longitud en el caso de  $\varepsilon=0.77$ , a diferencia de los 25000 empleados con los otros dos espectros.

Tabla 3. Valores de vida y desviaciones típicas de simulaciones para  $\alpha=1.5$  y  $\beta=1$  y ensayos.

| Ancho Banda     | Vida media $\mu_N$ |            | Desviación estándar $\sigma_N$ |            |
|-----------------|--------------------|------------|--------------------------------|------------|
|                 | Ensayos            | Simulación | Ensayos                        | Simulación |
| $\epsilon=0.85$ | 146972             | 75104      | 5363                           | 4032       |
| $\epsilon=0.77$ | 169969             | 91644      | 15272                          | 15459      |
| $\epsilon=0.64$ | 277166             | 148701     | 13379                          | 16872      |

A la vista de los resultados para ( $\alpha=1.5$  y  $\beta=1$ ), se puede observar como la relación vidas simuladas/ensayos está entre 0.51 ( $\epsilon=0.85$ ) y 0.54, para los otros dos casos. La dispersión obtenida en las simulaciones se ajusta peor a los resultados experimentales, tanto en el proceso de banda más estrecha ( $\epsilon=0.85$ ), aproximadamente un 25% inferior a la real, como en el proceso de banda más ancha ( $\epsilon=0.64$ ), del orden de un 26% superior a la real.

Efecto de la carga máxima del registro.

En los procesos de cargas aleatorias, el efecto de las sobrecargas entre distintos registros varía en función de la secuencia de cargas del mismo. También la longitud del registro puede condicionar la influencia del valor máximo de carga sobre la vida del componente. En las historias de carga cortas, que se repiten indefinidamente hasta el fallo, una sobrecarga puede tener efectos importantes en la historia de ciclos, al repetirse inmediatamente después de que sus efectos hayan cesado o mientras aún afectan al crecimiento.

Para analizar esta influencia se ha obtenido el factor de correlación ( $\rho$ ) entre la carga máxima y la vida para los distintos registros en los tres procesos de carga considerados. En la figura 4 se representan las vidas frente al valor de la carga del pico máximo de cada registro para los anchos de banda utilizados. El factor de correlación así obtenido es de  $\rho=0.68$  para  $\epsilon=0.64$ ,  $\rho=0.96$  para  $\epsilon=0.77$ , y  $\rho=0.72$  para  $\epsilon=0.85$ .

Para el caso de la banda intermedia en que las correlaciones son más altas, si se consideran en lugar de los valores de vida experimentales los obtenidos de la simulación numérica con  $\beta=1$  y  $\alpha=1.5$  dicho factor es de 0.93. Estos datos revelan un fuerte efecto de retardo producido por el valor extremo de cada historia que introduce un efecto artificial de secuencia debido a la repetición indefinida de dicha secuencia de cargas en cada ensayo. En este caso la longitud de los registros utilizada para los ensayos fue de 5000 ciclos frente a los 25000 empleados para los otros registros de los

procesos caracterizado por  $\epsilon=0.85$  y  $\epsilon=0.64$ . Estos resultados sugieren que el efecto de la carga máxima es más acusado en el caso del uso de registros cortos que largos como demuestra el mayor factor de correlación para aquellos, pero que también está influenciado por el tipo de carga siendo su efecto mayor en procesos de banda estrecha que en aquellos de banda ancha.

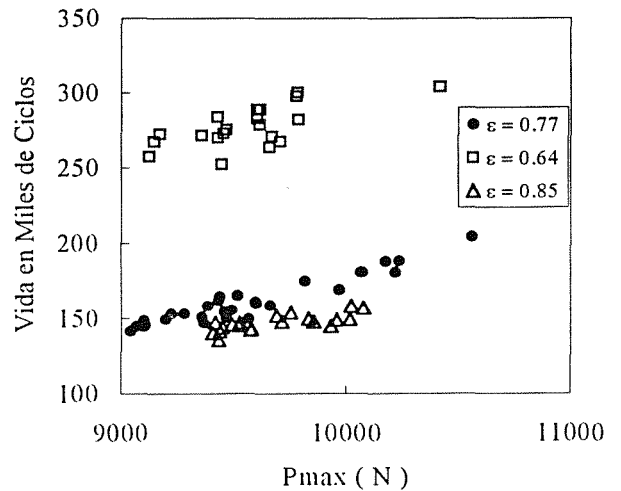


Fig 4. Vidas frente al valor extremo del registro

**4. CONCLUSIONES**

Este trabajo aporta nuevos datos experimentales sobre el crecimiento de grietas bajo cargas de amplitud variable, contribuyendo a determinar la influencia que el uso de diferentes historias de carga representativas del mismo proceso tiene sobre el crecimiento. La comparación entre los resultados obtenidos de los ensayos y las estimaciones numéricas realizadas, permiten analizar la capacidad del modelo propuesto por Newman para predecir la vida a fatiga.

De los resultados experimentales obtenidos puede concluirse:

1. El ancho de banda del proceso determina fundamentalmente la vida media. Para el mismo nivel de carga, la vida aumenta con el ancho de banda del proceso.
2. El uso de registros de longitud finita produce un efecto de secuencia haciendo que la carga máxima del registro, debido a los efectos de retardo que produce, tenga una enorme influencia en la vida. Se ha encontrado que la correlación entre la vida y el valor de carga máxima del registro es mayor en los registros de menor longitud.

3. Dicha correlación entre vida y carga máxima del registro es mayor en los procesos de banda estrecha que en los de banda ancha.

De los resultados obtenidos de las simulaciones en base al modelo de Newman, se ha encontrado que si bien el modelo reproduce los efectos de las sobrecargas y su secuencia con precisión y es posible la estimación de la variabilidad de la vida de crecimiento en función de la historia de carga, los resultados de vida son muy conservadores. Estas conclusiones pueden puntualizarse en:

1. Mientras para cargas de amplitud constante el modelo estima vidas muy similares en las simulaciones a las obtenidas experimentalmente, en cargas de amplitud variable difieren marcadamente. Estas diferencias dependen de los valores de sobrecarga del registro y los usados para los factores de constricción  $\alpha$  y  $\beta$ . La variabilidad de los resultados sin embargo, sigue el mismo comportamiento: los registros que alcanzan mayor vida en ensayo son también los de mayor vida en la simulación.
2. La dispersión de los resultados obtenidos con el modelo está altamente influenciada por los valores de los parámetros  $\alpha$  y  $\beta$ . Los valores de estos parámetros que aproximan con más exactitud las vidas medias, presentan dispersiones bastante más altas que las encontradas experimentalmente.
3. Los valores de vida estimados con  $\alpha=1.5$  y  $\beta=1$  están muy por debajo de los experimentales mientras que la variabilidad se reproduce con bastante aproximación.
4. De los resultados se puede decir, que para cualquier factor de constricción aunque las predicciones son buenas con respecto a la media, el resultado de una simulación particular puede ser grandemente conservativo, dependiendo del pico máximo del registro de cargas utilizado.

## 5. REFERENCIAS

[1] Ten Have A. A., "European Approaches in Standard Spectrum Development", Development of Fatigue Loading Spectra, (Editado por Potter J. M. y Watanabe R. T.) ASTM STP 1006, 17-35 (1989).

[2] Domínguez J., Zapatero J. y Pascual J., "Effect of load Histories on Scatter of Fatigue Crack Growth in Aluminum Alloy 2024-T351". Engng. Fract. Mechs. 56, 65-76, (1997).

[3] Willemborg J. D., Engle R. M. y Wood H. A., "A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept, AFFDL-TM-FBR-71-1 (1971).

[4] Johnson W. S., "Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, (Editado por Chang J.B. y Hudson C.M.) ASTM STP 748, 85-102. (1981)

[5] Newman J. C., "A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, (Editado por Chang J. B. y Hudson C. M.), ASTM STP 748, 53-84. (1981)

[6] Chang J. B. y Hudson C. M., "Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading", ASTM STP 748, (1981)

[7] Newman J. C., "Advances in Fatigue Life Prediction", Methodology for Metallic Materials. Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue, (Editado por Blom A.F. y Beevers C.J.), 301-325 (1992)

[8] Zhang S. J., Döker H., Nowak H., Schulte K. y Trautmann K. H., "Exact Determination of  $\Delta K_{eff}$  and Crack Propagation Prediction for Selected Loading Sequences", Advances in Fatigue Life Predictive Techniques, (Editado por Mitchell M.R. y Landgraf R.W.) ASTM STP 1211, 54-71, (1993)

[9] Newman J. C., "FASTRAN II-A Fatigue Crack Growth Structural Analysis Program", NASA Tech. Memorandum 104159, NASA Langley Research Center, Hampton, VA. (1992)

[10] Lapetra C., Mayo J. y Domínguez J., "The Randomness of Fatigue Crack Growth under Constant-amplitude Loads.", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 17, 589-600. (1996)

[11] Zapatero J., Moreno B. y Domínguez J. "On the use of the strip-yield model to predict fatigue crack growth under irregular loading", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 20, 759-770 (1997).



**CARACTERIZACION MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS DE LAS CONDICIONES DE INICIACION Y PROPAGACION DE FISURAS EN ACEROS DUPLEX ENVEJECIDOS**

J.M. Alegre<sup>1</sup>, L. Sánchez<sup>2</sup>, F. Gutiérrez-Solana<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Area de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras  
E. Universitaria Politécnica de Burgos  
Avda. General Vigón s/n, 09006. Burgos

<sup>2</sup> Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales  
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria  
Avda. Castros s/n, 39005. Santander

**Resumen.** Dentro de un amplio programa experimental para modelizar el envejecimiento a baja temperatura de aceros inoxidable dúplex se ha propuesto un modelo fenomenológico para determinar la tenacidad del material en función del contenido de ferrita y la cinética de envejecimiento. Dado que la tenacidad se ha determinado a través de la curva de resistencia a fractura basada en los valores de la integral J, se ha llevado a cabo un análisis complementario por elementos finitos para determinar las condiciones locales de tensiones y deformaciones cuando se inicia la fractura y la cinética de fisuración durante la propagación para apoyar un modelo micromecánico de los procesos de fractura que tienen lugar en estos aceros bajo diferentes condiciones de envejecimiento.

**Abstract.** A phenomenological model able to determine material toughness as a function of ferrite content and aging kinetics data was proposed within an extensive experimental program to modelise the low-temperature aging embrittlement of duplex stainless steels. As toughness is determined through the crack resistance curve based on J-integral values, complementary finite elements analysis have been made to determine the local conditions of stress and strain when fracture begins and the cracking kinetics during propagation to support a micromechanical model of the fracture processes taking place in these steels under different aging conditions.

**1. INTRODUCCION**

La fragilización por envejecimiento a baja temperatura de la fase ferrítica en los aceros dúplex provoca un aumento de la propia dureza (microdureza) y de la resistencia mecánica, acompañada de una disminución de la ductilidad. Se produce, asimismo, un descenso de la tenacidad al impacto.

El hecho de que la disminución de la tenacidad en los aceros dúplex sea debido a la fragilización de la fase ferrítica está ampliamente demostrado, y el objetivo siguiente consiste en buscar métodos de previsión de la evolución de la tenacidad con el envejecimiento.

El presente artículo pretende complementar un modelo fenomenológico desarrollado en estudios anteriores [1], con el fin de establecer un criterio de fractura a escala local basado en el campo de tensiones y deformaciones en la zona de fractura, y en las velocidades de crecimiento de fisura.

**2. MATERIAL**

Las características del material estudiado se presentan en la Tabla 1, donde aparece la composición química del

acero 12F, su contenido en ferrita, % $\delta$ , y la distancia media entre islas de ferrita,  $\lambda$ , derivado del análisis metalográfico. En la Tabla 2 se presentan las características mecánicas del acero 12F tanto en el estado de recepción como envejecido durante diferentes tiempos a 400°C. Es conveniente señalar que el estado de recepción de este acero se corresponde con un envejecimiento equivalente de unas 30 horas a 400°C [1] ya que procede de una válvula que estuvo en servicio durante 10 años a una temperatura próxima a 280°C.

**Tabla 1.** Composición química (% en peso) y porcentaje en ferrita del acero 12F

| C     | Mn   | Si   | Cr   | Ni   | Mo   | % $\delta$ | $\lambda$ mm |
|-------|------|------|------|------|------|------------|--------------|
| 0.035 | 0.70 | 1.10 | 18.6 | 10.4 | 2.00 | 12.2       | 100          |

**Tabla 2.** Comportamiento mecánico del acero 12F

| t (h)  | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) | $e_u$ (%) | RA (%) |
|--------|------------------|------------------|-----------|--------|
| origen | 232.5            | 487.3            | 30.5      | 73.8   |
| 510    | 246.5            | 563.5            | 25.0      | 68.5   |
| 1050   | 255.0            | 579.0            | -         | 74.0   |
| 4880   | 231.5            | 565.0            | -         | 61.0   |
| 14800  | 245.0            | 586.0            | 27.5      | 64.5   |

### 3. EVOLUCION DE LA TENACIDAD

La influencia del envejecimiento en la evolución de la tenacidad se estudió [1] determinando las curvas de resistencia a la fisuración  $J_R$  sobre probetas CT de 20 mm de espesor, para diferentes estados de envejecimiento del material.

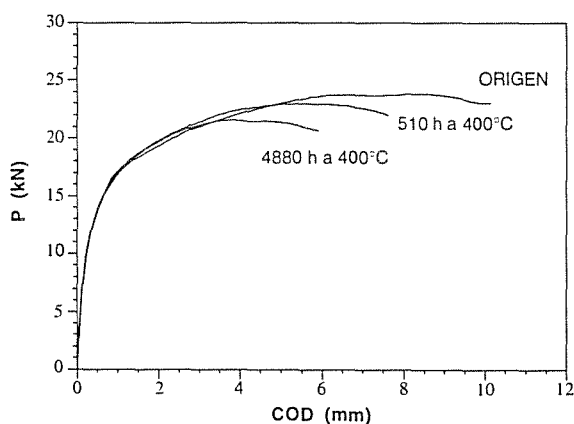
#### 3.1. Comparación de las curvas Carga-Desplazamiento (*P-COD*)

Para poder comparar entre sí las curvas carga-desplazamiento, *P-COD*, obtenidas experimentalmente, se han seleccionado las probetas que tienen las mismas dimensiones y la misma fisura inicial, pero distintos niveles de envejecimiento (ver Tabla 3). De esta manera se pueden superponer todas las curvas en un mismo gráfico.

**Tabla 3.** Características de acero 12F, en distintos niveles de envejecimiento a 400°C

| <i>t</i> (h) a 400°C<br>envejecimiento | $J_{0.2/BL}$<br>(kJ/m <sup>2</sup> ) | Fisura<br>inicial (mm) |
|--|--------------------------------------|------------------------|
| origen                                 | 996.7                                | 23.75                  |
| 510                                    | 701.8                                | 23.78                  |
| 4880                                   | 455.1                                | 23.70                  |

Se ha observado que las curvas *P-COD* para el acero envejecido siguen, inicialmente, a la curva del acero en estado de recepción, llegando un punto en el que se separan. El punto de separación se produce para niveles de carga más pequeños cuanto mayor sea el envejecimiento del material, como puede observarse en la Figura 1.



**Fig 1.** Comparación de las curvas *P-COD* para distintos niveles de envejecimiento

La rotura por clivaje de la ferrita en el material envejecido [1-3] favorece la aparición de huecos, aumentando el deterioro local del material. Como consecuencia de este deterioro local es necesario un menor nivel tensional y de deformación para la propagación de la fisura. El estado tensional y de deformación en el que se produce la separación es conocido, ya que lo es el valor de la integral  $J$  en ese punto. El punto de separación coincide aproximadamente con el valor de  $J_{0.2/BL}$ , o de iniciación de la fisura.

Por lo tanto las condiciones límites de iniciación de fisura pueden ser estudiadas a partir del estado tensional y de deformación que se produce en la punta de la fisura, para el valor de  $J_{0.2/BL}$ , que presenta el acero en cada nivel de envejecimiento. Este estado tensional y de deformación que tiene lugar en la punta de la fisura se ha obtenido mediante un análisis por elementos finitos.

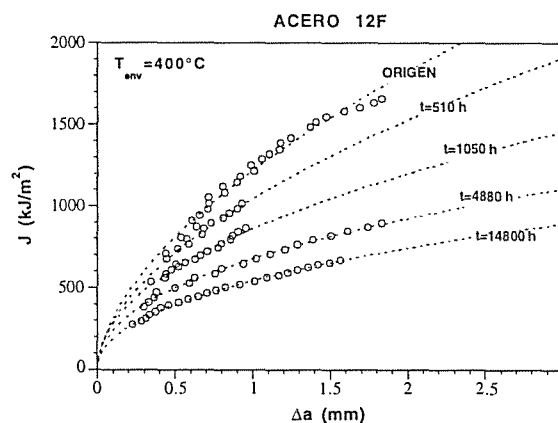
Para el resto de probetas ensayadas, que presentan una fisura inicial diferente, y no pueden ser comparadas sus curvas *P-COD*, se toman como condiciones críticas, en atención a lo anteriormente expuesto, los estados locales que se producen para el valor de  $J_{0.2/BL}$ .

#### 3.2. Evolución de la tenacidad a fractura con el tiempo de envejecimiento

Las curvas  $J_R$  obtenidas experimentalmente para diferentes tiempos de envejecimiento a 400°C se muestran en la Figura 2. Como se puede observar en la Figura 3, el envejecimiento a 400°C del acero 12F se traduce en una pérdida de tenacidad, que no sólo queda reflejada en una disminución de  $J_{0.2/BL}$ , sino también en una disminución del módulo de desgarro definido por

$$T_R = \frac{E}{\sigma_y^2} \cdot \frac{dJ_R}{d\Delta a} \quad (1)$$

representado en la figura por su valor  $\Lambda$  en  $\Delta a = 1 \text{ mm}$ . En la expresión (1)  $E$  es el módulo de elasticidad y  $\sigma_y$  el límite elástico del material.



**Fig. 2.** Evolución de las curvas  $J_R$  para distintos tiempos de envejecimiento a 400°C [1]

Las correlaciones existentes del parámetro de iniciación,  $J_{0.2/BL}$ , y el módulo de desgarro,  $\Lambda$ , con el tiempo de envejecimiento vienen determinadas por las siguientes expresiones [1]:

$$J_{0.2/BL} = 404.0 + 598.8 \cdot \exp(-t/1013.8) \quad (2)$$

$$\Lambda = 949.4 + 1378.0 \cdot \exp(-t/704.6) \quad (3)$$

Los valores de los parámetros  $J_{0.2/BL}$  y  $\Lambda$  presentan una disminución muy fuerte de la tenacidad en las primeras horas de envejecimiento, sin embargo, al igual que la dureza de la ferrita [4] revela una tendencia a la

saturación, lo mismo sucede con dichos parámetros, que también tienden a un límite para tiempos de envejecimiento grandes, como puede observarse en la Figura 3.

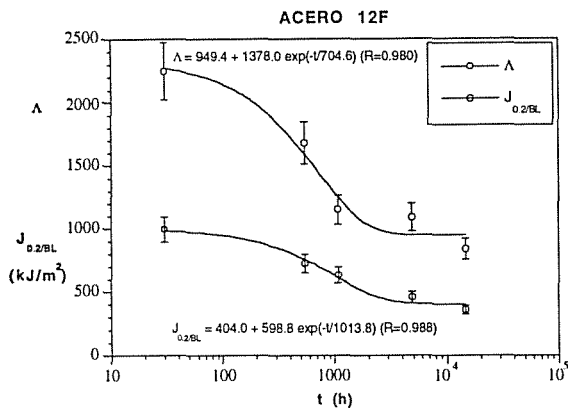


Fig. 3. Evolución de  $J_{0.2/BL}$  y  $\Lambda$  con el tiempo de envejecimiento a 400°C

4. CRITERIO LOCAL DE INICIACION DE FRACTURA

Para el establecimiento de un criterio macroscópico de fractura basado en  $J_{0.2/BL}$ , o en  $K_{Ic}$ , no es necesario comprender los aspectos microscópicos que envuelven a la fractura del material. Sin embargo, a menudo interesa conocer completamente cuál es el mecanismo de fractura, especialmente en los casos en los que la microestructura es sensible a cambios que modifican la tenacidad del material. Interesa por ello definir un criterio de fractura a escala local.

En este caso se da esta situación, ya que el material sufre una pérdida de tenacidad con el envejecimiento debido a la fragilización de una de sus fases, mientras que a escala macroscópica no se observa ningún efecto aparente: la curva de tracción del material no sufre cambios importantes con el envejecimiento, únicamente un ligero endurecimiento por deformación, y la fractura sigue siendo dúctil, si bien hay que destacar una menor tenacidad y una presencia creciente de ferrita en los huecos a medida que aumenta el nivel de envejecimiento.

Para el acero en estado de recepción no se ha observado presencia de ferrita rota por clivaje, y la rotura del material se produce de forma dúctil. Por otra parte, aunque para el acero envejecido la rotura a escala global siga siendo dúctil por formación, crecimiento y coalescencia de microhuecos, a medida que aumenta el nivel de envejecimiento la ferrita se muestra más frágil y aparece un mayor número de islas de ferrita rotas por clivaje, como núcleos de los microhuecos posteriormente formados. La Figura 4 muestra un ejemplo de una rotura frágil de una isla de ferrita en el interior de un microhueco.

Mediante un análisis fractográfico de la superficie de fractura realizado en las probetas para distintos niveles de envejecimiento se ha determinado el número medio

de ferritas rotas por clivaje, cuyos valores se recogen en la Tabla 4.

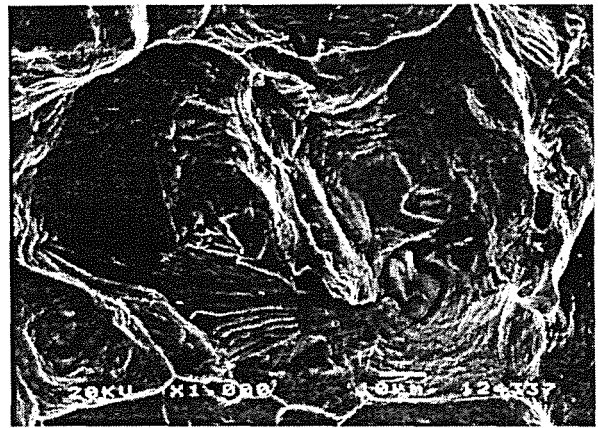


Fig. 4. Rotura por clivaje de la ferrita para un envejecimiento de 14800 horas a 400°C

Tabla 4. Características de acero 12F, en distintos niveles de envejecimiento

| <i>t(h) a 400°C</i><br><i>envejecimiento</i> | <i>Nº de islas</i><br><i>rotas por</i><br><i>mm</i> | <i>Distancia</i><br><i>entre clivajes</i><br><i>(µm)</i> |
|--|---|--|
| origen                                       | 0   | -  |
| 510  | 1.82  | 549  |
| 1050   | 1.87  | 534  |
| 4880   | 4.20  | 238  |
| 14800  | 4.55  | 220  |

De los resultados reflejados en la Tabla 4 puede observarse que la distancia entre las islas de ferrita que aparecen rotas por clivaje en el camino de rotura disminuye claramente con el tiempo de envejecimiento.

Sin embargo, aún en el caso de mayor envejecimiento, el número total de islas de ferrita que se rompen es aproximadamente el 50% del total, debido probablemente a la gran influencia que tiene la orientación de los cristales de ferrita con respecto a la tensión aplicada, lo cual da un marcado carácter estadístico al número de clivajes presentes en el camino de rotura como núcleos de aparición de microhuecos. Teniendo en cuenta estas observaciones y que la forma de rotura global es por formación de huecos en todos los casos analizados, se desarrolla en primera aproximación un análisis de las condiciones de rotura basado en el modelo de deformación crítica por formación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

De los numerosos criterios de fractura local, el que mejor se adapta al aspecto observado en el material estudiado es el definido por McClintock [5] que propone un modelo basado en la consideración de deformación crítica como condición de rotura.

Según este criterio, para  $J = J_{0.2/BL}$ , la deformación plástica equivalente local,  $\epsilon_p$ , debe exceder una deformación crítica  $\epsilon_f^*$  sobre una distancia característica

$l_0^* \approx d_p$ , donde  $d_p$  es la distancia entre huecos. Así, la condición de rotura es:

$$\overline{\varepsilon}_p > \overline{\varepsilon}_f^* \quad (4)$$

La Figura 5 intenta esquematizar el criterio de fractura local definido previamente.

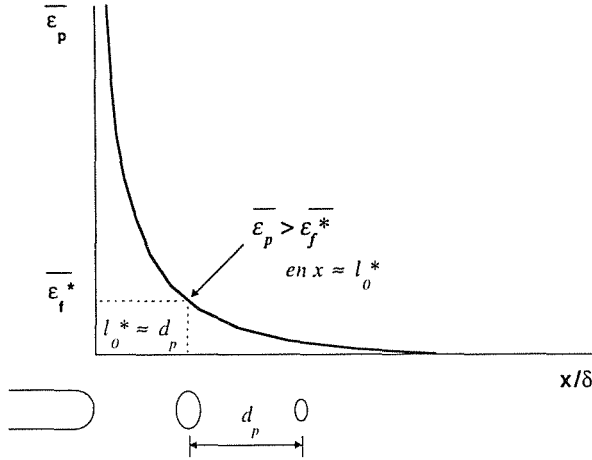


Fig 5. Idealización esquemática del proceso de fractura local [5].

## 5. ESTUDIO POR ELEMENTOS FINITOS

Para poder establecer los criterios de fractura local, es preciso obtener previamente el estado de tensiones y deformaciones que se producen en la punta de la fisura, para lo que se ha efectuado un análisis por elementos finitos con el programa COSMOS/M 1.75.

El mallado empleado presentaba un elevado refinamiento en la punta de la fisura, evitando el uso de elementos degenerados, y colocando elementos de grandes deformaciones en la punta. Se ha dado un redondeo inicial a la punta de la fisura para evitar la singularidad que se produce. El tamaño del redondeo inicial ha sido 0.01 mm, ya que se considera que los resultados obtenidos no se ven afectados por él siempre que el CTOD, o redondeo en la punta después de la deformación, sea mayor de 5 veces el inicial [6].

Se ha efectuado un análisis previo, para determinar cuál es el estado al que mejor se ajusta la probeta, bien sea tensión plana, deformación plana o un estado intermedio. La presencia de ranuras laterales efectuadas en las probetas CT favorecen la deformación plana, de tal manera que la simulación del problema puede realizarse con elementos planos 2D "plane strain".

Para este análisis se han tomado ensayos reales, donde se conoce la carga,  $P$ , el tamaño de fisura en cada instante,  $a$ , y el COD. Por elementos finitos se han calculado curvas teóricas,  $a = cte$ , en deformación plana para distintos valores de  $a$ , y en el punto de corte de las curvas real y teórica se observa la coincidencia del COD, la carga  $P$  y la longitud de fisura  $a$ . La Figura 6,

representa el análisis efectuado con las curvas correspondientes al material en estado de recepción y envejecido, junto con las curvas teóricas calculadas por elementos finitos para la fisura inicial ( $a = 23.7 \text{ mm}$ ) y final ( $a = 26.07 \text{ mm}$ ). El tramo inicial coincidente entre las curvas reales y la teórica para la longitud inicial y la coincidencia en los puntos últimos ratifican lo adecuado de la consideración del estudio en condiciones de deformación plana.

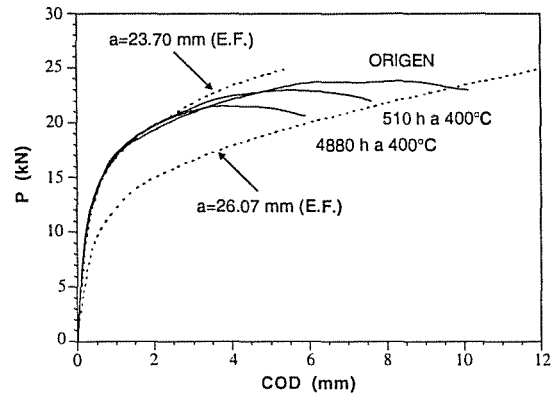


Fig. 6. Comparación entre las curvas teóricas y reales para fisuras inicial y final

Una vez analizado y comprobado que las probetas con ranuras laterales se ajustan bien al estado de deformación plana, se ha realizado un análisis para determinar los campos de tensiones y deformaciones en la punta de la fisura. Como la integral  $J$  es un parámetro que define el estado local en la punta de la fisura, el estado tensional y de deformación que se produce en el entorno de la fisura es el mismo siempre que la  $J$  sea la misma, independientemente de las dimensiones de la probeta y del tamaño de fisura.

Existe una correlación entre el estado tensional para distintos valores de  $J$ , que puede obtenerse normalizando el eje  $X$ , y representando los valores de tensión frente a  $X \cdot \sigma_0 / J$ , donde  $X$  representa la distancia real a la que se encuentran los puntos del frente de la fisura después de la deformación (Figura 7) [6].

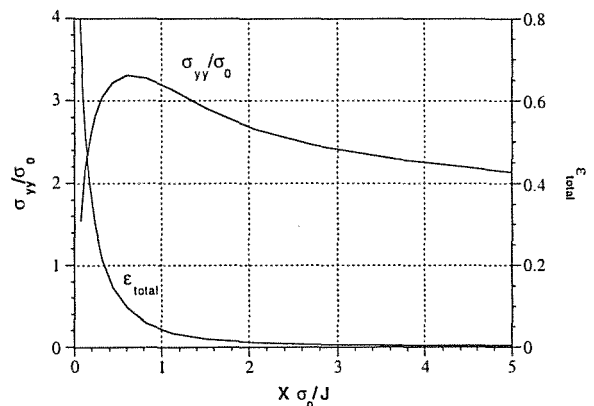


Fig 7. Campo de tensiones y deformaciones en la punta de la fisura, para el acero 12F, con escalas normalizadas ( $\sigma_0 = (\sigma_y + \sigma_u)/2$ )

En el caso de que el tamaño de fisura sea muy grande, es decir que exista poco ligamento, la presencia del final de la probeta influye el campo tensional y de deformaciones, lo cual puede inducir a errores si no se tiene en cuenta. En ese caso no se pueden agrupar todas las curvas normalizando los ejes, y se debería calcular el estado tensional correspondiente a cada  $J$  independientemente con el método de elementos finitos.

Como el inicio de la propagación se produce para el tamaño de fisura inicial y el tamaño del ligamento es grande, el gráfico anterior puede ser usado para determinar las condiciones locales que se producen en el acero, independientemente del nivel de envejecimiento.

**6. APLICACION AL ANALISIS DEL PROCESO DE FISURACION**

La metodología que se ha seguido para definir las condiciones críticas de iniciación de la propagación de fisura, en distintos niveles de envejecimiento, ha sido la siguiente:

- a. Se han determinado las curvas de deformación plástica en la punta de la fisura, para distintos tiempos de envejecimiento, mediante el análisis por elementos finitos.
- b. Se ha efectuado un análisis de la microestructura, para obtener la distancia entre huecos, también para distintos tiempos de envejecimiento.
- c. Posteriormente, se ha obtenido de cada nivel de envejecimiento, la deformación plástica correspondiente a la distancia observada entre huecos.
- d. Finalmente se ha representado la evolución de la deformación frente al tiempo de envejecimiento.

**6.1. Criterio de iniciación de fractura local basado en la deformación crítica**

A partir de los estados de tensión y deformación representados en la Figura 7, se determinan las curvas de deformación en el frente de fisura para los valores de  $J_{0.2/BL}$  en origen y envejecidos, con lo que obtendremos las curvas de deformación críticas para cada nivel de envejecimiento que se muestran en la Figura 8.

La fractografía revela que la distancia entre huecos, para distintos tiempos de envejecimiento, así como el tamaño medio de los huecos, permanece prácticamente invariable, siendo aquélla aproximadamente de 150  $\mu\text{m}$ . Como diferencia se observa que con el envejecimiento aparece ferrita rota por clivaje en los huecos.

Con la distancia media entre huecos para cada nivel de envejecimiento y la curva de deformación en el frente de fisura se determina el valor de la deformación crítica para la que se inicia la fractura en cada nivel de envejecimiento. Los resultados obtenidos se recogen en la Tabla 5 y en la Figura 9.

Las deformaciones críticas obtenidas en el estado de recepción puede atribuirse exclusivamente a la austenita ya que es la única fase presente en el camino de rotura.

Sin embargo, a partir del momento en el que la fragilidad de la ferrita condiciona los mecanismos de rotura los valores de la deformación crítica representan un valor promedio atribuible a las dos fases.

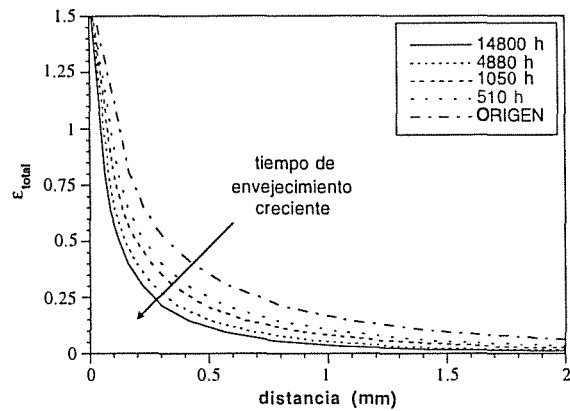


Fig. 8. Curvas de deformación para los distintos tiempos de envejecimiento.

Tabla 5. Valores de  $J_{0.2/BL}$  y deformación crítica necesaria para la propagación dúctil de la fisura

| $t(h)$ a $400^{\circ}\text{C}$<br>envejecimiento | $J_{0.2/BL}$<br>( $\text{kJ}/\text{m}^2$ ) | $\epsilon_f^*$<br>(% I) |
|--|--|-------------------------|
| origen   | 996.7                                      | 1.07                    |
| 510  | 701.8                                      | 0.73                    |
| 1050   | 596.3                                      | 0.65                    |
| 4880   | 455.1                                      | 0.53                    |
| 14800  | 376.4                                      | 0.46                    |

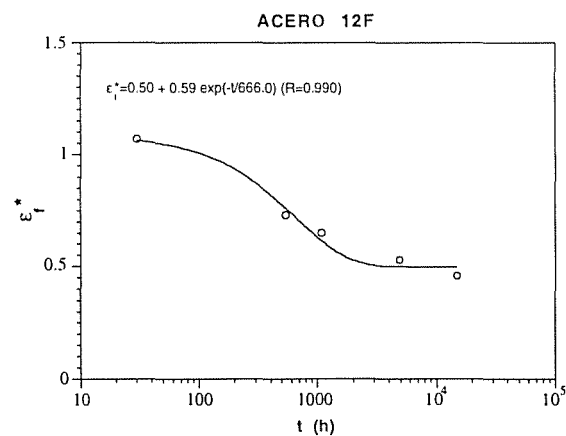


Fig. 9. Deformación crítica de rotura frente al tiempo de envejecimiento a  $400^{\circ}\text{C}$

Por tanto, como se aprecia en la Figura 9, es la presencia de la ferrita, fragilizada en su envejecimiento, como iniciadora de los procesos de rotura la que condiciona el descenso de la deformación crítica necesaria para generar los microhuecos. Este descenso guarda un paralelismo total con la evolución de los valores macroscópicos de tenacidad, presentada en la Figura 3, lo que soporta su elección como criterio local de inicio de la fisuración.

## 6.2. Velocidad de propagación

El envejecimiento de la ferrita condiciona no sólo la zona de iniciación de la fisura, sino también la zona de propagación estable de la misma. Las condiciones de propagación en función del nivel de envejecimiento del material se han determinado a partir de la velocidad de propagación de fisura, definida según la expresión:

$$\frac{da}{dt} = \frac{da}{d(COD)} \cdot \frac{d(COD)}{dt} = \frac{da}{d(COD)} \cdot v_d \quad (5)$$

donde  $v_d$  es la velocidad de sollicitación, en control de desplazamiento, de los ensayos realizados.

En la Figura 10 representa la velocidad de crecimiento de la fisura frente a la integral  $J$ . Los valores representados corresponde a los datos en los que  $J$  es mayor que  $J_{0.2/BL}$ , es decir en la zona de propagación para cada nivel de envejecimiento. En el cálculo de los valores  $da/d(COD)$  necesarios para determinar la velocidad de propagación se ha efectuado una media aritmética de tres valores consecutivos para disminuir la dispersión de los datos del ensayo.

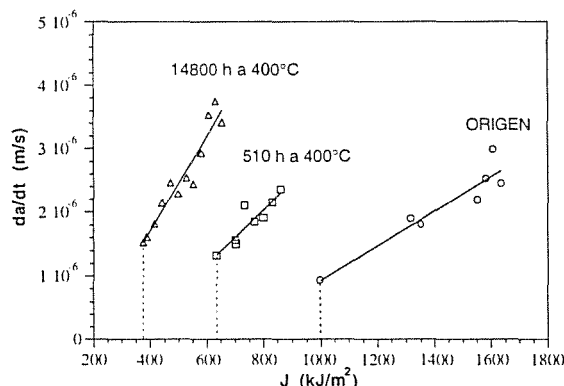


Fig. 10. Representación de la velocidad de propagación de fisura frente a la integral  $J$

Los datos de la Figura 10 se han ajustado mediante una recta ( $da/dt=mJ+b$ ) cuya pendiente  $m$  aparece en la Tabla 6. Se observa, que la velocidad de propagación es creciente con el envejecimiento, y por tanto con la presencia de ferrita rota por clivaje en los mecanismos de rotura, lo que concuerda con la necesidad de una menor deformación plástica en el frente de fisura para mantener el proceso de propagación.

Asimismo el módulo de desgarro se puede determinar como

$$T_R = \frac{E}{\sigma_y^2} \cdot \frac{dJ}{da} = \frac{E}{\sigma_y^2} \cdot \left( \frac{dJ}{d(COD)} \cdot \frac{d(COD)}{da} \right) \quad (6)$$

es decir

$$T_R = \frac{E}{\sigma_y^2} \cdot \left( k \cdot \frac{v_d}{da/dt} \right) \quad (7)$$

donde  $k$  es la pendiente de la relación entre  $J_R$  y  $COD$  variable con el envejecimiento.

A partir de la expresión (7) se han determinado los valores del módulo de desgarro para una longitud de fisura de  $1 \text{ mm}$ ,  $\Lambda$ , que presentan una buena correlación con los obtenidos experimentalmente [1] como queda reflejado en la Tabla 6.

Tabla 6. Valores obtenidos de la pendiente  $m$  y del módulo de desgarro

| $t$ (horas)         | 30                   | 510                  | 4880                 | 14800                |
|---------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| $\sigma_y$ (MPa)    | 235.0                | 246.5                | 245.0                | 245.0                |
| $k$                 | 168                  | 164                  | 152                  | 144                  |
| $m$                 | $2.70 \cdot 10^{-9}$ | $4.27 \cdot 10^{-9}$ | $5.28 \cdot 10^{-9}$ | $7.42 \cdot 10^{-9}$ |
| $\Lambda$ con (7)   | 2130.8               | 1419.0               | 855.1                | 799.6                |
| $\Lambda_{exp}$ [1] | 2247.0               | 1547.0               | 956.0                | 899.4                |

## 7. CONCLUSIONES

Se han determinado las condiciones de deformación crítica para la iniciación de la fractura de un acero dúplex con un 12% de ferrita para diferentes niveles de envejecimiento. Dicha deformación crítica decrece a medida que aumenta el grado de envejecimiento, presentando una evolución semejante a la de  $J_{0.2/BL}$ . Asimismo el análisis de las velocidades de propagación justifica que éstas aumentan con el envejecimiento y se correlacionan adecuadamente con los valores observados del módulo de desgarro. En ambos casos la presencia de islas de ferrita rotas por clivaje previamente a la formación de huecos justifica la evolución de ambos parámetros: la deformación crítica y la velocidad de propagación.

## 8. AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de este trabajo se incluye dentro de una Acción Especial (Ref.: APC1997-0118) de la Dirección General de Formación y Promoción del Conocimiento.

## 9. REFERENCIAS

- [1] Sánchez, L., "Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura en Aceros Inoxidables Austenoferríticos", Tesis doctoral, Universidad de Cantabria, Santander, España, 1996.
- [2] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F. and González, J.: Anales de Mecánica de la Fractura, 13, 1996, pp. 340-345.
- [3] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., and González, J., "Evolution of  $J_R$ - $T_R$  curves with low temperature aging of duplex stainless steels", ECF-11 Structural Integrity, Oct. 96, pp. 571-576.
- [4] González, J.J., Gutiérrez-Solana, F., Sánchez, L., and Setién J.: Journal of Testing and Evaluation, JTV, Vol. 25, No. 2, March 1997, pp. 156-164.
- [5] R.O.Ritchie and A.W. Thompson: Met. Trans. A. Vol. 16, Feb 1985, pp. 233-248.
- [6] MacMeeking, R.M. and Parks, D.M.: ASTM STP 668. PA. 1979, PP. 175-194.

MODELO NUMERICO PARA ANALIZAR EL EFECTO DEL HIDROGENO  
SOBRE LOS PROCESOS DE FISURACIÓN DÚCTILM.A.Astiz<sup>1</sup>, J.A.Álvarez<sup>2</sup> & F.Gutiérrez-Solana<sup>2</sup><sup>1</sup>Departamento de Vehículos Aeroespaciales  
E.T.S. de Ingenieros Aeronáuticos  
Universidad Politécnica de Madrid  
Ciudad Universitaria, 28040 Madrid<sup>2</sup>Laboratorio de Ciencia e Ingeniería de los Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Universidad de Cantabria  
Avda. Los Castros s/n, 39005 Santander

**Resumen.** La presencia del hidrógeno tiene un efecto muy importante sobre el comportamiento en fractura dúctil de los aceros microaleados. En este trabajo se presenta un modelo analítico/numérico que pretende aplicarse al estudio de este efecto. El modelo pretende reproducir por un lado la fractura dúctil mediante la aplicación del método de los elementos finitos a un mecanismo de fisura cohesiva. Por otra parte se estudia el transporte de hidrógeno por difusión mediante un modelo que tiene en cuenta la influencia de la deformación plástica y que se aplica también a través del método de los elementos finitos. Ambos modelos se combinan para crear un modelo numérico de la fisuración dúctil en ambiente de hidrógeno.

**Abstract.** Hydrogen has an important influence on the ductile fracture behaviour of microalloyed steel. This paper presents an analytical/numerical model to be applied to this problem. The model consists of two parts. Ductile fracture is modelled by means of the finite element method in combination with cohesive crack mechanism. Hydrogen diffusion is studied by means of a model which takes into account the influence of plastic deformation; this second part of the model is also applied by means of the finite element method. Both models are combined to build a numerical model of ductile fracture in hydrogen filled steel.

## 1. INTRODUCCION.

La corrosión bajo tensión se ha estudiado tradicionalmente a través de ensayos en laboratorio cuyos resultados se interpretan mediante modelos relativamente sencillos que permiten comprender la importancia de las distintas variables que intervienen en el proceso [1-3].

El desarrollo de los modelos numéricos y su aplicación generalizada en el campo de la Física y de la Ingeniería permite pensar en la posibilidad de aplicar también estos métodos al estudio de la corrosión bajo tensión. En este artículo se presentan algunos resultados obtenidos en esta línea, en el marco de un proyecto CECA sobre corrosión bajo tensión de aceros soldables microaleados, por el Departamento de Vehículos Aeroespaciales (UPM) y por el Laboratorio de Ciencia e Ingeniería de los

Materiales (UC) en colaboración con Creusot-Loire, el CRNS (Orsay) y Ensidesa.

Los ensayos realizados sobre aceros E690 y A416-70 en el curso de esta investigación demuestran que la presencia de hidrógeno es especialmente importante en lo que respecta a la fractura dúctil del material ya que hace que tanto  $J_c$  como  $dJ/da$  disminuyan hasta casi anularse. Por ello se ha desarrollado en primer lugar un modelo que reproduce la fisuración en régimen elasto-plástico. Como el comportamiento del material a lo largo de la fisuración se ve afectado por la presencia de hidrógeno en la zona de proceso, se ha elaborado un segundo modelo que permite estudiar la movilidad del hidrógeno para las distintas geometrías consideradas en la investigación. Finalmente ambos modelos se combinan para formar un modelo unitario que permite estudiar la fisuración en ambiente de hidrógeno.

## 2. MODELO DE FRACTURA DUCTIL

La integral  $J$  es la mejor opción para el estudio de la fractura dúctil. Sin embargo no utilizaremos aquí la definición original como integral curvilínea sino la definición alternativa,  $J_R$ , como tasa de liberación de energía, obtenida al descontar del trabajo de las fuerzas exteriores la energía elástica y la energía disipada por deformación plástica [4,5]. En una definición como ésta es siempre difícil distinguir entre la energía disipada lejos de la fisura, que no debe asociarse a una energía de fractura, y la energía disipada muy cerca del fondo de la fisura, que sí debe considerarse como energía de fractura.

Aunque existen modelos fenomenológicos sencillos como el EPRI [6], el modelo propuesto en este trabajo se basa en la idea de la fisura cohesiva propuesta en primer lugar por Dugdale y Barenblatt y, en una segunda época, por Hillerborg [7]. La idea principal consiste en sustituir la fisura por un plano cohesivo que puede absorber una energía  $J_R$  por unidad de área con una deformación despreciable. Una vez absorbida esta cantidad de energía, el plano pierde su rigidez y las dos caras de la fisura pueden separarse libremente entre sí. Este modelo presenta varias ventajas entre las que cabe destacar su sencillez, el hecho de poder distinguir entre la energía disipada en el campo lejano y la disipada en el entorno del fondo de la fisura, y el permitir prescindir de modelos de deformación complicados ya que la zona de proceso se concentra en el plano cohesivo. Este modelo permite además considerar cualquier tipo de curva  $J_R$ - $\Delta a$  sin más que cambiar las ecuaciones constitutivas del plano cohesivo. Se trata por tanto de un modelo simplista, ingenieril, pero que permite describir de forma satisfactoria la fractura dúctil como veremos más adelante.

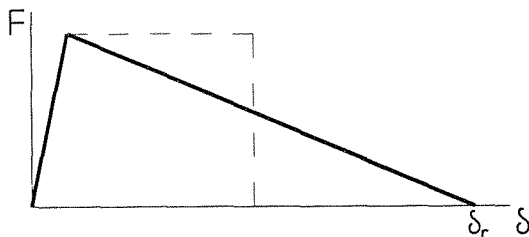


Figura 1. Ley carga-desplazamiento de muelle de fisura

Este modelo de propagación de fisuras se puede utilizar fácilmente en combinación con el método de los elementos finitos. Para ello es suficiente soportar los nodos contenidos en el plano de la fisura mediante muelles con una respuesta carga-desplazamiento de tipo no lineal (en el supuesto de

que se conozca el camino de propagación de la fisura, como por ejemplo en un caso de modo I). La ley constitutiva adoptada para los muelles es bi-lineal (fig. 1). La razón de no escoger una ley rectangular, más en consonancia con el concepto de tasa de liberación de energía, estriba en la necesidad de reducir las posibilidades de que se produzcan inestabilidades numéricas al aparecer rigideces negativas en el modelo.

El punto más delicado en la aplicación de este modelo consiste en la definición de los parámetros de la ley constitutiva de los muelles. El valor de la carga de cedencia debe ser función de una tensión de cedencia del material (intermedia entre el límite elástico y el límite de rotura) y de la parte del elemento que se asocia a cada nodo (a través de las funciones de forma). Este problema se ha planteado de forma analítica suponiendo que el elemento es cuadrático, con el nodo intermedio situado en el centro del lado. Suponemos que por tratarse de un material elasto-plástico y de un problema de propagación no tiene sentido colocar el nodo intermedio a un cuarto como es ya habitual en los problemas elásticos. Por lo tanto la carga de cada nodo se podrá evaluar mediante la expresión

$$F_i = \lambda_i b h \sigma_{yy}(h) \quad (1)$$

en donde  $\sigma_{yy}(h)$  es el valor de la tensión normal al plano de la fisura y a una distancia  $h$  del fondo de la fisura,  $h$  es el tamaño del elemento,  $b$  es el espesor y  $\lambda_i$  viene a ser un factor adimensional resultado de integrar el producto de tensiones por función de forma a lo largo del elemento. Los factores se recogen en la tabla 1 para el nodo 1 (vértice de elemento) y para el nodo 2 (centro de lado) y para distintos valores del exponente de endurecimiento por deformación,  $m$ , según la ley de Ramberg-Osgood. Para obtener estos resultados se ha supuesto que el campo de tensiones es el que predice el modelo HRR.

| $m$ | $\lambda_1$ | $\lambda_2$ | $\lambda_2/\lambda_1$ |
|-----|-------------|-------------|-----------------------|
| 1   | 0.800       | 1.131       | 1.414                 |
| 2   | 0.450       | 0.709       | 1.575                 |
| 3   | 0.346       | 0.577       | 1.665                 |
| 5   | 0.270       | 0.475       | 1.764                 |
| 8   | 0.229       | 0.421       | 1.836                 |
| 11  | 0.211       | 0.396       | 1.874                 |
| 14  | 0.202       | 0.383       | 1.898                 |
| 17  | 0.195       | 0.374       | 1.914                 |
| 20  | 0.191       | 0.368       | 1.926                 |
| 25  | 0.186       | 0.361       | 1.940                 |

Tabla 1. Factores de integración de tensiones.



De acuerdo con este planteamiento, la carga de cedencia de cada muelle se calcula a partir del valor de las tensiones por delante de la fisura, definido mediante el modelo de elástico de fractura o mediante el modelo HRR. Por ello la carga de cedencia de los muelles resulta ser función de la tenacidad del material lo cual tiene bastante sentido desde un punto de vista físico: una carga muy elevada estaría asociada a una alta tenacidad y, por ello, redundaría en una mayor resistencia a la propagación de la fisura. El desplazamiento  $\delta_r$  es el necesario para que el trabajo de rotura del muelle coincida con la energía de fractura correspondiente.

Los resultados analíticos de la tabla 1 se han contrastado con los resultados numéricos que se pueden obtener al calcular las reacciones nodales en una malla tradicional (sin muelles en el plano de la fisura) para distintas profundidades de fisura y para distintos niveles de plastificación. Para ello se ha considerado un modelo (fig. 2) de una probeta compacta (B=25mm, W=100mm) con un material elasto-plástico de propiedades coincidentes con las del acero E690. Para este material  $J_R$  es 300 kJ/m<sup>2</sup> y su curva tensión deformación es del tipo Ramberg-Osgood con los siguientes parámetros ( $\sigma$  en MPa):

$$\epsilon = \left( \frac{\sigma}{210000} \right) + \left( \frac{\sigma}{1132} \right)^{17} \quad (2)$$

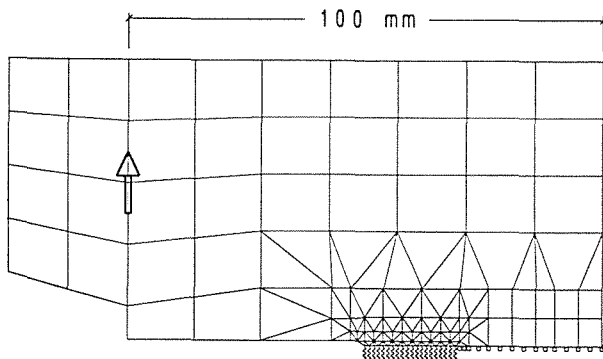


Figura 2. Modelo de elementos finitos de la probeta compacta.

Este modelo se ha construido con profundidades de fisura comprendidas entre 50 y 56 mm y se ha solicitado de forma que el tamaño de la zona plástica oscilara entre 0 (régimen elástico) y 10mm. Los coeficientes multiplicadores  $\lambda$  se han evaluado en cada caso a partir de las reacciones nodales y de aplicar el modelo HRR a la ecuación (1). Los coeficientes así obtenidos varían en función de todos los factores involucrados: grado de plastificación, tipo de nodo (vértice de elemento o centro de lado) y diseño de la malla.

Aunque no es interesante reflejar aquí la lista de resultados obtenidos, sí hay que destacar que estos valores pueden llegar a diferir bastante de los valores analíticos relacionados en la tabla 1. Sin embargo se observa que la relación entre los valores de  $\lambda$  en un vértice de elemento y en el centro del lado contiguo tienden a parecerse a los previstos en la tabla 1. Este resultado nos demuestra que es muy difícil a priori dar valores de cargas de cedencia a los muelles del plano de fisura pero que sí se pueden relacionar las cargas de los distintos muelles. Todos los cálculos realizados indican que éste es el dato fundamental para obtener un comportamiento del modelo numérico cualitativamente semejante al de la probeta real.

La prueba más contundente consiste en comprobar si el modelo de fisura cohesiva permite predecir correctamente la rotura dúctil. Para verificarlo, se han llevado a cabo cálculos con distintos valores de las cargas de cedencia en los muelles pero manteniendo la relación prevista por la evaluación analítica. Los resultados obtenidos se han reunido en la figura 3, en la que se aprecia en primer lugar que todas las curvas son de variación suave y carecen de discontinuidades o inestabilidades numéricas como ocurriría si la relación entre cargas de cedencia de muelles no se mantuviera en los valores definidos en la tabla 1.

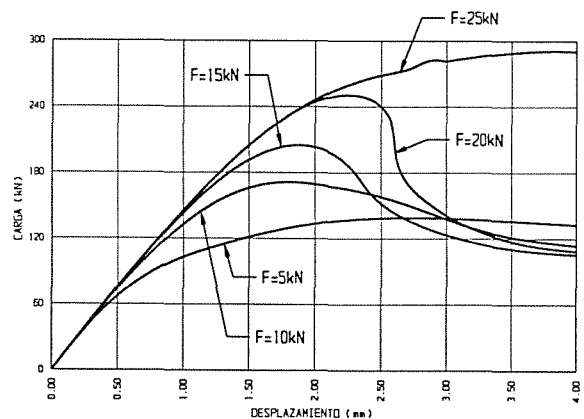


Figura 3. Curvas carga-desplazamiento obtenidas del modelo de elementos finitos para distintas cargas de cedencia en los muelles del plano de fisura.

También se aprecian en esta figura los dos comportamientos extremos típicos. Con cargas de cedencia excesivamente altas no se produce una propagación de la fisura y la curva carga desplazamiento resulta similar a la que se obtendría en el análisis de un modelo sobre apoyos rígidos. Con cargas de cedencia excesivamente bajas el modelo no llega a desarrollar la resistencia ni la deformación plástica que se observan en los ensayos; toda la

deformación es producto de la propagación de la fisura, lo cual no es un buen modelo del comportamiento real.

En valores intermedios de la carga de cedencia de los muelles, el modelo presenta una carga máxima que coincide aproximadamente con el momento en que empieza a propagarse la fisura. Las curvas así obtenidas se parecen bastante a las reales.

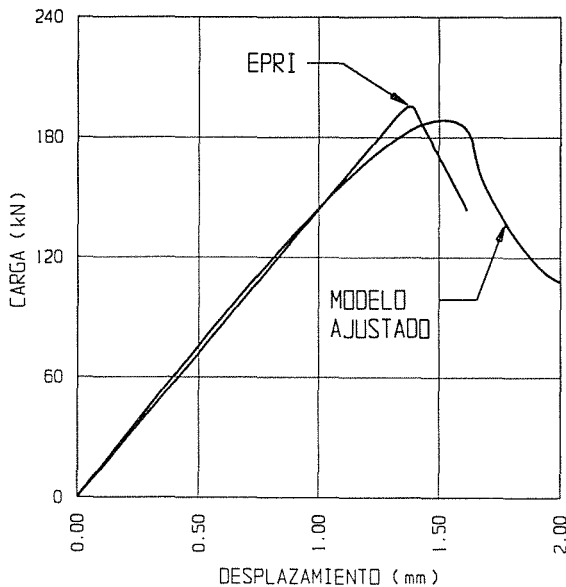


Figura 4. Curvas carga-desplazamiento según el modelo EPRI y según el modelo de fisura cohesiva.

Para comprobarlo basta compararlas con las que predice el método EPRI para este material y esta probeta (fig. 4). Para conseguir un buen acuerdo entre los resultados pseudo-experimentales y los numéricos es preciso ajustar no solamente el valor de las cargas de cedencia de los muelles sino también la energía de rotura de éstos. Como es lógico, la carga de cedencia de los muelles está relacionada con la carga máxima de la probeta y el desplazamiento de rotura,  $\delta_r$ , con el área encerrada por el diagrama carga-desplazamiento de la probeta. En este caso concreto se ha conseguido el ajuste óptimo al reducir la energía de rotura de los muelles al 58% de  $J_R$ . Este resultado no es sorprendente ya que el modelo de fisura cohesiva es excesivamente simplista para explicar la rotura dúctil. Pero por otra parte el buen ajuste del comportamiento que se observa en la figura 4 indica que, si se conoce previamente el comportamiento experimental de la probeta que se quiere estudiar, es posible ajustar el modelo de la fisura cohesiva y utilizarlo, como se pretende aquí, como una mera herramienta para describir de forma numérica el fenómeno de la corrosión bajo tensión.

### 3. MODELO DE DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO.

Las aplicaciones numéricas de modelos de difusión con las que los autores habían tenido contacto se basaban en el modelo de difusión controlada por la tensión hidrostática [8,9]. Sin embargo es conocido que el hidrógeno tiene tendencia a acumularse e incluso a quedar atrapado en las zonas de grandes deformaciones plásticas. Aunque existen modelos específicos para describir este fenómeno [10], hemos preferido utilizar aquí un planteamiento general como el propuesto por Leblond y Dubois [11], basado en el concepto de solubilidad. En este caso, dado que contamos con evidencias experimentales que demuestran que tanto la tensión hidrostática como la deformación plástica tienen influencia sobre la difusión del hidrógeno, hemos postulado que la solubilidad del hidrógeno se puede expresar mediante la expresión factorial

$$S = c_0 \cdot \exp\left(\frac{V^* s}{RT}\right) \cdot (1 + \alpha \varepsilon_p) \quad (3)$$

en donde  $S$  es la solubilidad,  $c_0$  es una concentración de referencia,  $V^*$  es el volumen molar parcial de hidrógeno,  $R$  la constante universal de los gases perfectos,  $T$  la temperatura absoluta,  $s$  la tensión hidrostática,  $\varepsilon_p$  la deformación plástica y  $\alpha$  es un coeficiente de proporcionalidad que se determina experimentalmente.

Este modelo no es más que la combinación de los propuestos de forma parcial anteriormente [8,10]. La dependencia lineal respecto a la deformación plástica es indudablemente simplista pero tampoco contamos con excesivos datos experimentales como para aventurar una dependencia más complicada.

El cálculo del flujo de hidrógeno se realiza a partir de la expresión anterior de la solubilidad mediante

$$\bar{q} = -D \left[ \bar{\nabla}c - \frac{cV^*}{RT} \bar{\nabla}s - \alpha c_0 \exp\left(\frac{V^* s}{RT}\right) \bar{\nabla}\varepsilon_p \right] \quad (4)$$

que demuestra que el flujo de hidrógeno es función del gradiente de concentraciones, resultado normal en un fenómeno de difusión, pero también de los gradientes de tensión hidrostática y de deformaciones plásticas. Estos dos últimos parámetros representan a dos mecanismos concurrentes de atracción de hidrógeno cuya importancia relativa dependerá fundamentalmente del valor de la constante  $\alpha$ , ya que las demás constantes que intervienen en (4) admiten pocas variaciones.

La solución numérica de estas ecuaciones se puede obtener fácilmente a través del método de los elementos finitos (9) que tiene en este caso la ventaja de permitir utilizar la misma malla para el estudio del problema mecánico que para el problema de difusión. De esta manera es fácil disponer de valores de  $s$  y  $\epsilon_p$  en los puntos de Gauss de los elementos. Se trata por lo tanto de un problema acoplado en el que se pueden definir tres grados de libertad por nodo: dos desplazamientos (en el caso de un problema bidimensional) y una concentración (tener en cuenta la presencia de trampas supondría considerar más grados de libertad de concentración de hidrógeno por nodo).

4. APLICACIÓN DEL MODELO.

El modelo se ha supeditado en todo momento a los resultados experimentales. El hecho de considerar simultáneamente la influencia de la tensión hidrostática y de la deformación plástica es la consecuencia de haber medido concentraciones de tritio en probetas compactas y haber observado que la forma de las zonas cargadas era muy similar a los contornos de tensión hidrostática. Para tener en cuenta este fenómeno se ha supuesto que  $V^*/RT$  es igual  $0,0008\text{mm}^2/\text{N}$ .

Por otra parte, las medidas de contenido de hidrógeno en probetas saturadas y con distintas deformaciones plásticas iniciales, han demostrado que la solubilidad es una función creciente de la deformación plástica que se puede aproximar mediante una expresión bilineal (fig. 5). La solubilidad crece lentamente para deformaciones plásticas menores de 0,6, y crece más rápidamente para deformaciones mayores.

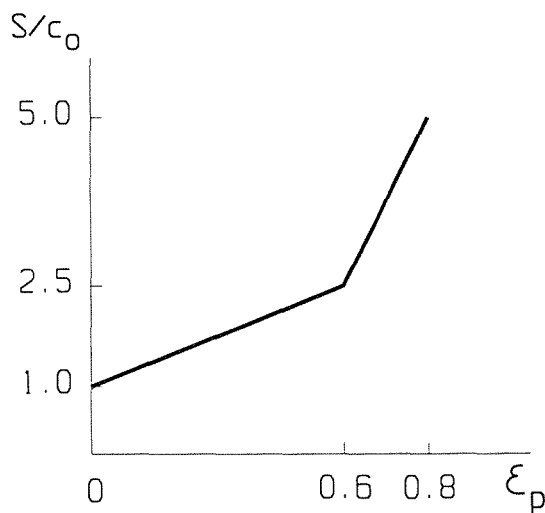


Figura 5. Variación de la solubilidad con la deformación plástica.

Finalmente, los ensayos de permeabilidad llevados a cabo sobre probetas pre-deformadas demuestran que la deformación plástica incide también sobre la difusividad aparente. En realidad, es la presencia de trampas la que modifica la difusividad pero, dado que nuestro modelo no tiene en cuenta la presencia de trampas, se hace preciso aproximarse a este fenómeno a través de una difusividad aparente que sea función de la deformación plástica. La expresión que hemos adoptado en este estudio es una aproximación a una serie de resultados que muestran una gran dispersión y consiste en la relación potencial siguiente

$$D = D_0 10^{-1.25\epsilon_p} \tag{5}$$

en la que  $D_0$  es la difusividad del material sin deformar, que hemos tomado como  $10^{-6} \text{cm}^2/\text{s}$ .

El ejemplo que se presenta es el de la misma probeta compacta que se ha considerado anteriormente y a la que se lleva hasta un estado de fisuración muy importante (la profundidad de fisura pasa de 50 a 70 mm) en 200 horas. Este tiempo es muy reducido en términos de difusión ya que en ausencia de tensiones y deformaciones serían necesarias entre 5000 y 10000 horas para conseguir una distribución uniforme de hidrógeno en esta probeta si se supone que la probeta está inicialmente libre de hidrógeno y que sólo se carga a través de su superficie. La figura 6 muestra la distribución de concentraciones de hidrógeno en un caso sin tensiones ni deformaciones al cabo de 151 horas.

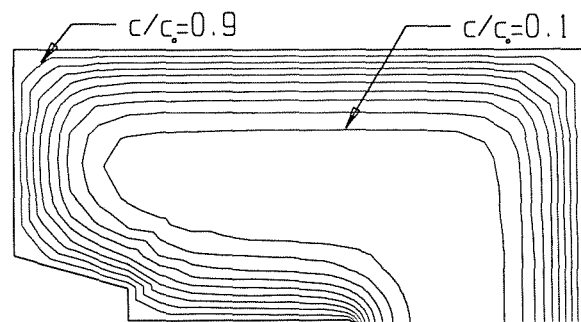


Figura 6. Concentraciones de hidrógeno en probeta sin tensión ni deformación (151 horas).

Al tener en cuenta las tensiones hidrostáticas y las deformaciones plásticas, la solubilidad deja de ser uniforme. Sin embargo, se puede observar que los factores de modificación de la solubilidad de la ecuación (3) sólo ejercen una influencia importante en el entorno de la fisura. La figura 7 muestra dos etapas del proceso de fisuración en las que se aprecia que el aumento de la solubilidad está localizado en

una zona de forma aproximadamente circular situada alrededor del fondo de fisura y que se desplaza a medida que ésta se va propagando. La forma de esta zona de solubilidad incrementada coincide apreciablemente con la observada en probetas cargadas en una solución enriquecida con tritio.

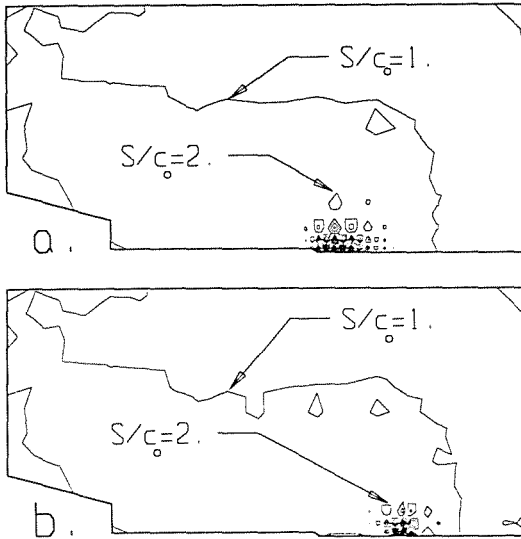


Figura 7. Distribución de la solubilidad para a)  $t=108h$ , y b)  $t=186h$ .

Las correspondientes distribuciones de hidrógeno se ven lógicamente afectadas por la distribución de la solubilidad aunque con mucho retraso. En efecto, tal como se ha planteado el experimento numérico, la velocidad de propagación de la fisura es mucho menor que la de difusión del hidrógeno pero en cambio sí se observa como éste tiene tendencia a seguir a la fisura (fig. 8), a diferencia de lo que ocurre en ausencia de tensiones (fig. 6).

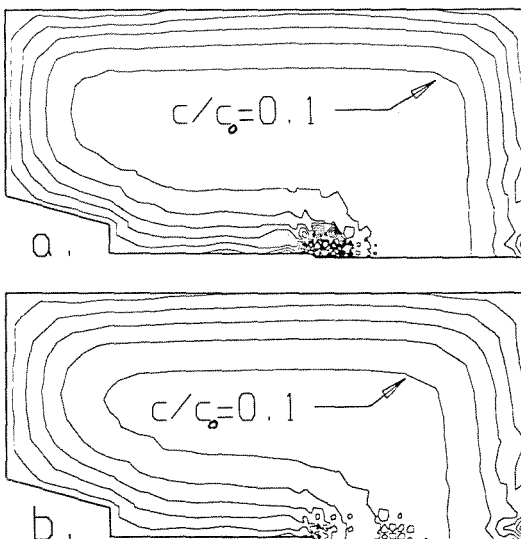


Figura 8. Distribución de la concentración de hidrógeno para a)  $t=108h$  y b)  $t=186h$ .

## 5. CONCLUSIONES.

Se ha presentado un modelo de difusión de hidrógeno aplicable al estudio de fenómenos de corrosión bajo tensión. Este modelo tiene grandes posibilidades ya que permite introducir la variable tiempo en el proceso de fisuración. Para ello será todavía necesario acoplar la difusión a la propagación a través de la definición de una relación entre concentración de hidrógeno y  $J_R$ . Por otra parte queda otro problema por resolver como es el definir las pautas de penetración del hidrógeno a través de los planos de la fisura a medida que ésta se va propagando.

## 6. REFERENCIAS.

- [1] González J., Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 1985.
- [2] Toribio J., Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid, 1987.
- [3] Gutiérrez Solana F., Valiente A., González J. & Varona J.M., "A Strain Based Fracture Model for Stress Corrosion Cracking of Low Alloy Steels", *Met. Trans. A*, April 1996.
- [4] Brock D., "The Practical Use of Fracture Mechanics", Kluwer Academic Publishers, 1988.
- [5] Atkins A.G. & Mai Y.W., "Elastic and Plastic Fracture", Ellis Horwood Ltd., 1988.
- [6] EPRI, "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, 1981.
- [7] Hillerborg A., Modeer M. & Petersson P.E., *Cement and Concrete Research*, vol. 6, p. 773, 1976.
- [8] van Leeuwen H.P., "The kinetics of hydrogen embrittlement, a quantitative diffusion model", *Eng. Fract. Mech.*, 6, p. 141-161, 1974.
- [9] Astiz M.A., "Hydrogen Diffusion Analysis in Metals", *Comp. Meth. for Non-Linear Problems*, ed. Taylor et al., Pineridge Press, p. 271-299, 1987.
- [10] Kikuta Y., Ochiai S. & Kangawa T., "Hydrogen diffusion simulations around plastically deformed notch region", 2<sup>nd</sup> Int. Cong. on Hydrogen in Metals, Paris, 1977.
- [11] Leblond J.B. & Dubois D., *Acta Metallurgica*, 1963

## UN MODELO MICROMECHANICO DE DAÑO PROGRESIVO EN MATERIALES COMPUESTOS.

C. González y J. Llorca.

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid.  
E. T. S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. 28040 - Madrid.

**Resumen:** Se ha desarrollado un modelo micromecánico para simular la evolución del daño durante la deformación en materiales compuestos. El material compuesto se supone formado por dos fases que representan al material intacto y al dañado. La interacción entre la fase dañada y la intacta y la redistribución de tensiones debida al aumento progresivo del daño durante la deformación se resuelven mediante el *método autoconsistente* aplicado de forma incremental a partir de las propiedades elasto-plásticas instantáneas de cada fase, que hace uso de la solución diluida propuesta por Eshelby para el problema de la *inclusión elástica equivalente*. El modelo se aplica para simular la curva tensión-deformación en tracción uniaxial de un material compuesto de matriz de aluminio reforzado con partículas cerámicas que se fracturan progresivamente durante la deformación.

**Abstract:** A micromechanical model is developed to simulate the evolution of damage in composite materials. The composite is made up by two phases which stand for the intact and damaged materials. Interaction between intact and damage phases is taken into account through the incremental formulation of the *self-consistent scheme* which uses Eshelby's *equivalent inclusion method* with the instantaneous elasto-plastic properties of each phase. The model is applied to simulate the stress-strain curve under uniaxial tension of an Al-matrix composite reinforced with ceramic particles which are progressively fractured during deformation.

## 1. INTRODUCCION.

En los últimos años ha sido creciente el interés en la modelización del comportamiento de materiales compuestos en los que la progresión del daño durante la deformación juega un papel crucial en sus propiedades mecánicas, especialmente la ductilidad. Se han desarrollado una amplia gama de modelos numéricos (basados en el análisis mediante elementos finitos de celdas unidad [1,2]) y analíticos (basados en el método de la inclusión elástica equivalente desarrollado por Eshelby [3]) para determinar el comportamiento elastoplástico de este tipo de materiales. En los modelos analíticos la partición de tensiones y deformaciones se realiza a partir de un esquema autoconsistente. Este método fue inicialmente propuesto para calcular las propiedades elásticas efectivas de materiales polifásicos, y posteriormente se aplicó utilizando una formulación incremental a problemas de elasticidad no lineal [4].

Tanto los métodos numéricos como los analíticos permiten obtener una predicción acertada del comportamiento elastoplástico del material intacto o totalmente dañado. Sin embargo, no existen modelos que permitan tener en cuenta de manera rigurosa el efecto del daño progresivo durante la deformación. En una primera aproximación, algunos autores [1,2] han supuesto que la deformación en el

material compuesto es homogénea y obtuvieron la respuesta elastoplástica con daño progresivo a partir de los resultados para materiales intactos y completamente dañados utilizando un modelo simple de isodeformación.

En el presente artículo se presenta un tratamiento más general de este problema, calculándose la partición de tensiones y deformaciones entre la fase intacta y dañada a partir del método autoconsistente. El método se aplica a materiales compuestos de matriz metálica donde se supone que la rotura de partículas es el mecanismo de daño dominante y la probabilidad de fractura de las partículas se tiene cuenta utilizando la estadística de Weibull. Además, la redistribución interna de tensiones y deformaciones entre ambas fases del material durante el proceso de fractura de las partículas también se obtiene a partir del método autoconsistente. El modelo desarrollado se aplica como ejemplo para estudiar la influencia de los parámetros de Weibull que controlan la resistencia mecánica de las partículas en la tensión de rotura y ductilidad de un material compuesto de matriz metálica.

## 2. PROPIEDADES EFECTIVAS.

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos dependen no sólo de las propiedades intrínsecas de sus componentes, sino también de su distribución, forma y concentración. Se denomina volumen representativo ( $V$ ) al volumen mínimo en el que las propiedades mecánicas son equivalentes a las propiedades del material compuesto. Suponiendo que la adhesión entre las fases es perfecta y que están distribuidas aleatoriamente, la tensión y la deformación media de cada fase se puede obtener a partir de la integración en el volumen representativo:

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_i &= \frac{1}{V_i} \int_{V_i} \sigma_i(\mathbf{x}) dV \\ \bar{\epsilon}_i &= \frac{1}{V_i} \int_{V_i} \epsilon_i(\mathbf{x}) dV\end{aligned}\quad (1)$$

donde  $\Sigma V_i = V$ . La relación entre la tensión y deformación media en cada fase  $\bar{\sigma}_i = \mathbf{L}_i \bar{\epsilon}_i$  viene expresada por el tensor de cuarto orden de rigidez de la fase  $i$ ,  $\mathbf{L}_i$  (para un material isotrópico, elástico y lineal  $L_{ijkl} = K\delta_{ij}\delta_{kl} + \mu(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk} - \frac{2}{3}\delta_{ij}\delta_{kl})$ , siendo  $K$  y  $\mu$  los módulos de compresibilidad y de rigidez transversal, respectivamente). Las tensiones y deformaciones medias en el material compuesto,  $\bar{\sigma}$  y  $\bar{\epsilon}$ , (denominadas efectivas) se relacionan con las tensiones y deformaciones medias en cada fase a partir de los tensores de concentración de deformación  $\mathbf{A}_i$  y tensión  $\mathbf{B}_i$  respectivamente:

$$\bar{\sigma}_i = \mathbf{B}_i \bar{\sigma} \quad \text{y} \quad \bar{\epsilon}_i = \mathbf{A}_i \bar{\epsilon} \quad (2)$$

La tensión y deformación efectivas pueden obtenerse promediando las tensiones y deformaciones en cada fase según:

$$\bar{\sigma} = \sum_0^N c_i \bar{\sigma}_i \quad \text{y} \quad \bar{\epsilon} = \sum_0^N c_i \bar{\epsilon}_i \quad (3)$$

siendo  $N + 1$  el número de fases presentes y  $c_i$  la fracción volumétrica de cada fase. A partir de (2) y (3) es inmediato obtener las propiedades elásticas efectivas del material compuesto:

$$\bar{\sigma} = \sum_0^N c_i \mathbf{L}_i \mathbf{A}_i \bar{\epsilon} = \mathbf{L} \bar{\epsilon} \quad (4a)$$

$$\bar{\epsilon} = \sum_0^N c_i \mathbf{M}_i \mathbf{B}_i \bar{\sigma} = \mathbf{M} \bar{\sigma} \quad (4b)$$

donde  $\mathbf{L}$  y  $\mathbf{M}$  son los tensores de rigidez y flexibilidad efectivos del material compuesto ( $\mathbf{L} = \mathbf{M}^{-1}$ ), siendo necesario que los tensores de concentración de deformación y de tensión cumplan:

$$\sum_0^N c_i \mathbf{A}_i = \mathbf{I} \quad \text{y} \quad \sum_0^N c_i \mathbf{B}_i = \mathbf{I} \quad (5a, 5b)$$

donde  $\mathbf{I}$  es el tensor identidad de cuarto orden. Es evidente que las constantes elásticas del material compuesto quedan unívocamente determinadas a partir de la concentración y las propiedades elásticas de cada fase, si se conocen  $\mathbf{A}_i$  o  $\mathbf{B}_i$ .

## 3. COMPORTAMIENTO ELASTICO.

### 3.1 Inclusión elástica equivalente.

Sea un medio infinito, homogéneo elástico e isotrópico  $D$  de propiedades elásticas  $\mathbf{L}_0$ , en cuyo interior se encuentra una inclusión de forma elipsoidal  $D - \Omega$  de propiedades elásticas  $\mathbf{L}_i$ , sometido a la deformación remota  $\bar{\epsilon}$ . En condiciones diluidas ( $c_i \rightarrow 0$ ), el tensor de concentración de deformación  $\bar{\epsilon}_i = \mathbf{A}_i \bar{\epsilon}$  tiene la siguiente expresión debida a Hill [5]:

$$\mathbf{A}_i = (\mathbf{I} + \mathbf{S}_i \mathbf{L}_0^{-1} (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}_0))^{-1} \quad (6)$$

donde  $\mathbf{S}_i$  es el tensor de cuarto orden de Eshelby de la inclusión  $i$ , cuyas componentes dependen de la geometría de la inclusión elipsoidal y del coeficiente de Poisson de la matriz. A partir de las ecuaciones (4a) y (5a), el tensor de rigidez del material compuesto puede ser expresado como:

$$\mathbf{L} = \sum_0^N c_i \mathbf{L}_i \mathbf{A}_i = \mathbf{L}_0 + \sum_1^N c_i (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}_0) \mathbf{A}_i \quad (7)$$

por lo que sustituyendo el tensor de concentración de la deformación en la inclusión  $i$  en la expresión anterior obtenemos el tensor de rigidez efectivo como:

$$\mathbf{L} = \mathbf{L}_0 + \sum_1^N c_i (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}_0) (\mathbf{I} + \mathbf{S}_i \mathbf{L}_0^{-1} (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}_0))^{-1} \quad (8)$$

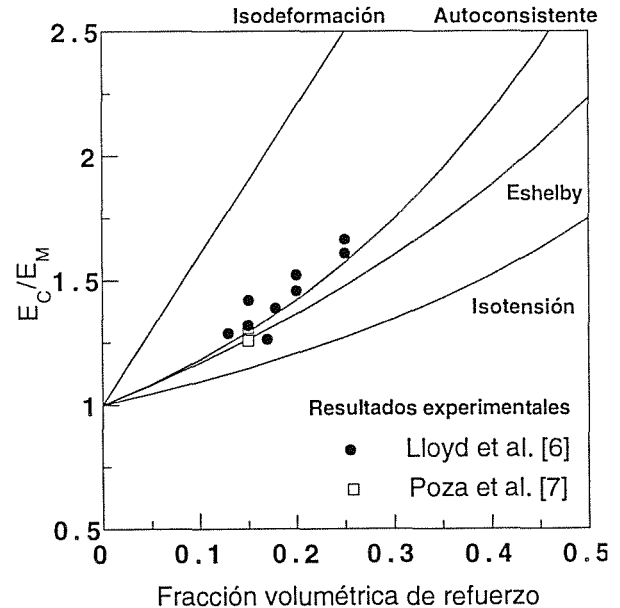


Fig. 1. Comparación de las predicciones de los diferentes modelos para el módulo de elasticidad (normalizado por el módulo de elasticidad de la matriz) de materiales compuestos  $SiC_p/Al$ .

### 3.2 Modelo autoconsistente.

El modelo de la inclusión elástica equivalente sólo tiene en cuenta la interacción entre las inclusiones y el medio infinito que las rodea y, por lo tanto, únicamente tiene validez en condiciones diluidas ( $c_i \rightarrow 0$ ). Existen numerosas variantes del método

de Eshelby para tener en cuenta la interacción entre las inclusiones y una de las más importantes es el denominado modelo autoconsistente. Este método embebe todas las fases del material compuesto en un medio efectivo cuyas propiedades medias dadas por  $\mathbf{L}$  sólo son conocidas como resultado final del cálculo. Por lo tanto, la interacción entre las inclusiones en este método no se incluye de forma explícita, sino a partir de las propiedades efectivas del material compuesto en el que han sido embebidas. El tensor de localización de la deformación se obtiene a partir de la solución diluida (6) tomando como propiedades efectivas de la matriz las del material compuesto  $\mathbf{L}$ , por lo que el tensor de rigidez efectivo del material compuesto queda:

$$\mathbf{L} = \mathbf{L}_0 + \sum_1^N c_i (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}_0) (\mathbf{I} + \mathbf{S}_i \mathbf{L}^{-1} (\mathbf{L}_i - \mathbf{L}))^{-1} \quad (9)$$

que da lugar a un sistema de ecuaciones no lineales para las componentes de  $\mathbf{L}$ . Si el medio efectivo  $\mathbf{L}$  no es isótropo, es necesario evaluar las componentes del tensor de Eshelby de la inclusión  $i$  mediante procedimientos numéricos (Mura [8]). Este método se ha utilizado con éxito para predecir el módulo de elasticidad de materiales compuestos de matriz metálica, como se puede ver en la Fig.1.

La extensión del método autoconsistente a problemas de elasticidad no lineal fue debida a Hill y Hutchinson [5,9]. Se define el tensor de confinamiento  $\mathbf{L}_i^*$  de la inclusión  $i$ , como aquél que relaciona la diferencia entre los incrementos de tensión y deformación del material y de la inclusión según:

$$(\dot{\boldsymbol{\sigma}} - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_i) = -\mathbf{L}_i^* (\dot{\boldsymbol{\epsilon}} - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_i) \quad (10)$$

donde  $\mathbf{L}_i^*$  viene expresado por:

$$\mathbf{L}_i^* \mathbf{S}_i = \mathbf{L} (\mathbf{I} - \mathbf{S}_i) \quad (11)$$

y el tensor de concentración de deformación  $\mathbf{A}_i$  queda expresado en función de  $\mathbf{L}_i^*$  como

$$\mathbf{A}_i = (\mathbf{L}_i^* + \mathbf{L}_i)^{-1} (\mathbf{L}_i^* + \mathbf{L}) \quad (12)$$

Estas ecuaciones permiten obtener el tensor de rigidez efectiva tangente en cualquier instante del proceso de deformación. En efecto, es posible calcular el tensor  $\mathbf{L}_i^*$  para un incremento de deformación  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}$  a partir de las propiedades instantáneas del compuesto utilizando (11). Con este valor se calcula  $\mathbf{A}_i$  (ecuación 12) y se introducen estos valores en (4a) para obtener el nuevo tensor de rigidez efectiva tangente. Este nuevo valor de  $\mathbf{L}$  se introduce en (11) y se repite el proceso hasta alcanzar la convergencia. Una vez conseguido ésto, se actualizan las tensiones, las deformaciones y los tensores de rigidez tangente en cada fase, que serán utilizados en el paso posterior.

4. COMPORTAMIENTO PLASTICO.

4.1 Modelo del material compuesto dañado.

En este apartado se desarrolla el modelo para determinar el comportamiento elasto-plástico con daño progresivo de un material compuesto. El material está constituido por dos fases, una de ellas representativa del material intacto y otra del material dañado cuyas fracciones volumétricas son  $1 - \rho$  y  $\rho$ , respectivamente. Cada fase está formada por una

partícula cerámica (intacta o fracturada) embebida en la matriz metálica, de manera que el volumen de la partícula dividido por el volumen de la fase es la fracción volumétrica del refuerzo  $f$ . Sin pérdida de generalidad se puede suponer (Fig.2) que ambas fases son esféricas y que presentan un comportamiento elasto-plástico con endurecimiento por deformación isótropo.

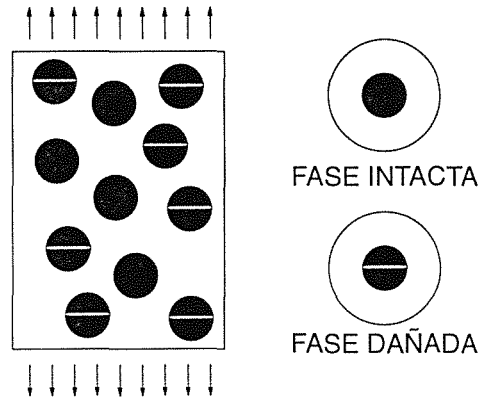


Fig. 2. Esquema del material compuesto dañado a partir de celdas esféricas en las que se embebe un refuerzo intacto o fracturado por una grieta.

La ecuación constitutiva de cada fase se puede calcular de manera independiente, suponiendo sendos materiales compuestos en los que las partículas cerámicas se distribuyen de forma periódica. Cada material compuesto se puede modelizar como una red tridimensional de celdas prismáticas de base hexagonal con una partícula de refuerzo (intacta o fracturada) en el centro. La ecuación constitutiva de cada fase se obtiene simulando mediante el método de los elementos finitos un ensayo de tracción uniaxial sobre una celda representativa del material compuesto sobre la que se imponen unas condiciones de contorno adecuadas para que se satisfaga la compatibilidad de deformaciones entre celdas adyacentes. Se ha despreciado el comportamiento anisótropo de la fase dañada inducido por la presencia de la grieta en las partículas fracturadas.

Suponiendo que la distribución del daño es aleatoria, la tensión y la deformación efectivas en el material  $\bar{\boldsymbol{\sigma}} = \bar{\boldsymbol{\sigma}}(\bar{\boldsymbol{\epsilon}}, \rho)$  se pueden determinar a partir de la tensión y la deformación media de cada fase según [10]

$$\bar{\boldsymbol{\sigma}} = (1 - \rho) \bar{\boldsymbol{\sigma}}_u + \rho \bar{\boldsymbol{\sigma}}_d \quad (13a)$$

$$\bar{\boldsymbol{\epsilon}} = (1 - \rho) \bar{\boldsymbol{\epsilon}}_u + \rho \bar{\boldsymbol{\epsilon}}_d \quad (13b)$$

donde los subíndices  $u$  y  $d$  representan fase intacta y dañada respectivamente. El endurecimiento por deformación del material vendrá dado por

$$\frac{d\bar{\boldsymbol{\sigma}}}{d\bar{\boldsymbol{\epsilon}}} = \left[ \frac{\partial \bar{\boldsymbol{\sigma}}}{\partial \bar{\boldsymbol{\epsilon}}} \right]_{\rho} + \left[ \frac{\partial \bar{\boldsymbol{\sigma}}}{\partial \rho} \right]_{\bar{\boldsymbol{\epsilon}}} \left[ \frac{\partial \rho}{\partial \bar{\boldsymbol{\epsilon}}} \right] \quad (14)$$

donde el primer término es la aportación del endurecimiento de las fases manteniendo el daño constante, y el segundo término incluye el efecto de la rotura de  $d\rho$  partículas a deformación constante y la correspondiente redistribución interna de las tensiones entre las fases.

## 4.2 Deformación plástica con daño constante.

La fracción volumétrica de cada fase no varía durante el proceso de deformación a daño constante y, por lo tanto, el endurecimiento por deformación del compuesto se deberá sólo al primer término de la ecuación (14). Haciendo uso de las ecuaciones (11), (12) y (4a) para el caso particular de dos fases isotropas esféricas tenemos:

$$\mathbf{L}^* \mathbf{S} = \mathbf{L}(\mathbf{I} - \mathbf{S}) \quad (15)$$

$$\mathbf{A}_u = (\mathbf{L}^* + \mathbf{L}_u)^{-1}(\mathbf{L}^* + \mathbf{L}) \quad (16a)$$

$$\mathbf{A}_d = (\mathbf{L}^* + \mathbf{L}_d)^{-1}(\mathbf{L}^* + \mathbf{L}) \quad (16b)$$

$$\mathbf{L} = (1 - \rho)\mathbf{L}_u \mathbf{A}_u + \rho \mathbf{L}_d \mathbf{A}_d \quad (17)$$

Este sistema de ecuaciones no lineal se puede resolver para calcular un nuevo valor de  $\mathbf{L}$  en cada incremento de deformación, siguiendo el proceso iterativo descrito al final de la sección 3.2. Una vez calculado  $\mathbf{L}$  se actualizan las tensiones y deformaciones en el material compuesto y en cada fase, y se determinan los nuevos tensores de rigidez tangente en cada fase que se utilizarán en el siguiente incremento de deformación.

El cálculo del tensor de rigidez tangente para materiales con comportamiento elasto-plástico debe tener en cuenta el efecto de la plasticidad. Aplicando las ecuaciones de Prandtl-Reuss para un material con endurecimiento por deformación isotropo que verifica el criterio de von Mises se llega a que [11]:

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{L}_i \dot{\boldsymbol{\epsilon}} = \mathbf{L}_i^{el} \left( \mathbf{I} - \frac{\mathbf{a} \mathbf{a}^T \mathbf{L}_i^{el}}{\mathbf{a}^T \mathbf{L}_i^{el} \mathbf{a} + A} \right) \dot{\boldsymbol{\epsilon}} \quad (18)$$

donde  $A$  y  $\mathbf{a}$  son, respectivamente, el parámetro de endurecimiento por deformación y el vector normal a la superficie de plastificación, y  $\mathbf{L}_i^{el}$  el tensor de rigidez elástico de la fase  $i$ . En el caso del criterio de plastificación de von Mises,  $A$  es la pendiente de la curva tensión-deformación plástica en tracción que se obtuvo para cada fase mediante el análisis por elementos finitos de una celda representativa de cada fase.

## 4.3 Variación del daño.

La variación del daño se incluyó en el modelo considerando la naturaleza frágil de las partículas cerámicas empleadas como refuerzo. De acuerdo con los postulados de la estadística de Weibull, la fracción de partículas rotas puede evaluarse mediante

$$\rho = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{\bar{\sigma}_p}{\sigma_0} \right]^m \right\} \quad (19)$$

donde  $\bar{\sigma}_p$  es la tensión que actúa sobre el refuerzo (obtenida en el análisis por elementos finitos de la fase intacta), y  $m$  y  $\sigma_0$  son los parámetros de Weibull. La fracción de partículas rotas durante cada incremento de deformación se puede calcular mediante (19) conociendo el incremento de tensiones sobre las partículas de la fase intacta. La relación entre la deformación aplicada sobre la fase intacta y las tensiones sobre las partículas es uno de los resultados del cálculo por elementos finitos sobre una celda representativa del material intacto. La deformación de la fase intacta dentro del material compuesto se puede calcular siguiendo el método detallado en el apartado anterior suponiendo que el material compuesto se ha deformado a daño constante, y que la fractura de las

partículas se produce de manera instantánea (a deformación constante) una vez acabado el incremento de deformación a daño constante. La fractura de  $d\rho$  partículas origina una disminución de la tensión en el material compuesto determinada por (derivando la expresión (4a))

$$\frac{d\bar{\boldsymbol{\sigma}}}{d\rho} = \mathbf{L} \frac{d\bar{\boldsymbol{\epsilon}}}{d\rho} + \frac{d\mathbf{L}}{d\rho} \bar{\boldsymbol{\epsilon}} \quad (20)$$

Para calcular  $d\bar{\boldsymbol{\sigma}}/d\rho$  es necesario determinar previamente la variación del tensor de rigidez del material con respecto a la fracción volumétrica de partículas fracturadas. Derivando las expresiones (17), (5a), (16a) y (15) podemos obtener

$$\frac{d\mathbf{L}}{d\rho} = \mathbf{L}_d \mathbf{A}_d - \mathbf{L}_u \mathbf{A}_u + (1 - \rho) \mathbf{L}_u \frac{d\mathbf{A}_u}{d\rho} + \rho \mathbf{L}_d \frac{d\mathbf{A}_d}{d\rho} \quad (21)$$

$$(1 - \rho) \frac{d\mathbf{A}_u}{d\rho} + \rho \frac{d\mathbf{A}_d}{d\rho} = \mathbf{A}_d - \mathbf{A}_u \quad (22)$$

$$\frac{d\mathbf{L}^*}{d\rho} \mathbf{A}_u + (\mathbf{L}^* - \mathbf{L}_u) \frac{d\mathbf{A}_u}{d\rho} = \frac{d\mathbf{L}^*}{d\rho} + \frac{d\mathbf{L}}{d\rho} \quad (23)$$

$$\frac{d\mathbf{L}^*}{d\rho} + \frac{d\mathbf{L}}{d\rho} (\mathbf{S} - \mathbf{I}) = (\mathbf{L}^* - \mathbf{L}) \frac{d\mathbf{S}}{d\rho} \quad (24)$$

que constituyen un sistema de ecuaciones no lineales. Si se conoce la relación entre la variación del tensor de rigidez del material  $d\mathbf{L}/d\rho$  y la variación del tensor de Eshelby con respecto a la fracción volumétrica  $d\mathbf{S}/d\rho$ , este sistema se puede resolver iterativamente, tal y como se expuso en la sección 3.2. A partir de un primer valor de prueba  $d\mathbf{L}/d\rho$ , obtenemos la variación del tensor de Eshelby  $d\mathbf{S}/d\rho$ , y sustituyendo este valor en (24) se obtiene la variación del tensor de confinamiento con respecto a la fracción volumétrica  $d\mathbf{L}^*/d\rho$ . Este valor introducido en la ecuación (23) nos permite obtener la variación del tensor de concentración de la fase intacta  $d\mathbf{A}_u/d\rho$ , y la fase dañada a partir de (22). Sustituyendo estos valores en (21) obtenemos un nuevo valor de la variación del tensor de rigidez del material y comenzamos con una nueva iteración.

Las variaciones de tensión en cada fase están gobernadas por el tensor de rigidez elástica si se produce una descarga, o por el tensor de rigidez tangente si se produce un incremento de deformación plástica. Si el proceso de redistribución se produce a deformación constante se comprueba que las tensiones en las fases intacta y dañada disminuyen. Este resultado permite relacionar de una forma sencilla las variaciones del tensor de rigidez del material (que son función de  $d\nu/d\rho$  y  $dE/d\rho$ ) con la variación de las componentes del tensor de Eshelby, como en el caso de material dañado isotropo

$$\frac{d\mathbf{S}}{d\rho} = \frac{d\mathbf{S}}{d\nu} \frac{d\nu}{d\rho} \quad (25)$$

Una vez obtenida la variación del tensor de rigidez del material con respecto a la fracción volumétrica dañada, las tensiones y deformaciones en el material se actualizan de acuerdo con (20), mientras que las variaciones de tensión en cada fase vienen vendrán dadas por (26a) y (26b)

$$\frac{d\bar{\boldsymbol{\sigma}}_u}{d\rho} = \mathbf{L}_u \frac{d\mathbf{A}_u}{d\rho} \bar{\boldsymbol{\epsilon}} + \mathbf{L}_u \mathbf{A}_u \frac{d\bar{\boldsymbol{\epsilon}}}{d\rho} \quad (26a)$$



$$\frac{d\bar{\sigma}_d}{d\rho} = L_d \frac{dA_d}{d\rho} \bar{\epsilon} + L_d A_d \frac{d\bar{\epsilon}}{d\rho} \quad (26b)$$

5. RESULTADOS.

El modelo desarrollado en los apartados anteriores se ha utilizado para simular las curvas tensión-deformación uniaxial en tracción de un material compuesto formado por una matriz metálica reforzada con un 15% en volumen de partículas esféricas. Las ecuaciones constitutivas de las fases intacta y dañada se calcularon mediante el método de los elementos finitos siguiendo el procedimiento descrito con anterioridad. Se supuso que la matriz presentaba un comportamiento elasto-plástico con endurecimiento por deformación isótropo siguiendo el criterio de plasticificación de von Mises. Se eligieron las constantes elásticas de aleaciones de aluminio ( $E_m = 70$  GPa y  $\nu_m = 0.33$ ) y la curva de endurecimiento por deformación se ajustó a una ecuación del tipo

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E_m} + \left[ \frac{\sigma}{A'} \right]^n \quad (27)$$

con  $A' = 600$  MPa y  $n = 0.1$ , que son valores típicos para aleaciones de aluminio de alta resistencia. El comportamiento del refuerzo cerámico se supuso elástico y lineal hasta rotura y se utilizaron las constantes elásticas adecuadas para las partículas de SiC ( $E_p = 450$  GPa y  $\nu_p = 0.17$ ).

La influencia de los parámetros de Weibull  $m$  y  $\sigma_0$  de las partículas cerámicas sobre las curvas tensión-deformación uniaxial en tracción se muestra en las Figuras 4 y 5 respectivamente. Todas las curvas se han dibujado hasta el punto en el que comienza la inestabilidad plástica de acuerdo con el criterio de Considère (despreciando el incremento de volumen asociado a la fractura de los refuerzos)

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\epsilon_p} = \bar{\sigma} \quad (28)$$

ya que, de acuerdo con los resultados experimentales [2,7,12], este valor predice con bastante aproximación la ductilidad en tracción de estos materiales compuestos.

Los resultados de ambas figuras ponen de manifiesto que la fractura progresiva de los refuerzos cerámicos influye de manera importante en la resistencia mecánica y, sobre todo, en la ductilidad de los materiales compuestos. En particular, es importante observar que la ductilidad de los materiales compuestos con daño progresivo es inferior a la ductilidad del material compuesto completamente dañado. Este comportamiento se puede explicar teniendo en cuenta que la fracción de partículas rotas aumenta muy rápidamente con la deformación cuando las tensiones en las partículas se aproximan a  $\sigma_0$ . La rotura de una fracción importante de partículas para pequeños incrementos de deformación da lugar a un fuerte descenso de la capacidad de endurecimiento por deformación del material compuesto, de modo que se alcanza la condición de inestabilidad plástica y se produce la fractura. Este fenómeno es más acusado al aumentar el módulo de Weibull de las partículas (Fig. 4.) porque la fracción de partículas rotas aumenta más rápidamente con la tensión aplicada (ver ecuación (19)) y la localización del daño es más acusada. La Figura 5 muestra las curvas tensión-deformación uniaxial en tracción en función de la

resistencia característica de los refuerzos. Cuando la resistencia mecánica de éstos es pequeña (refuerzo débil embebido en una matriz resistente  $\sigma_0/A' \rightarrow 0$ ), el comportamiento elasto-plástico del material compuesto tiende asintóticamente hacia el comportamiento elasto-plástico del material totalmente dañado. En el extremo contrario de un refuerzo resistente embebido en una matriz débil ( $\sigma_0/A' \rightarrow \infty$ ), prácticamente no existe daño, y la curva tensión-deformación se acerca a la del material intacto.

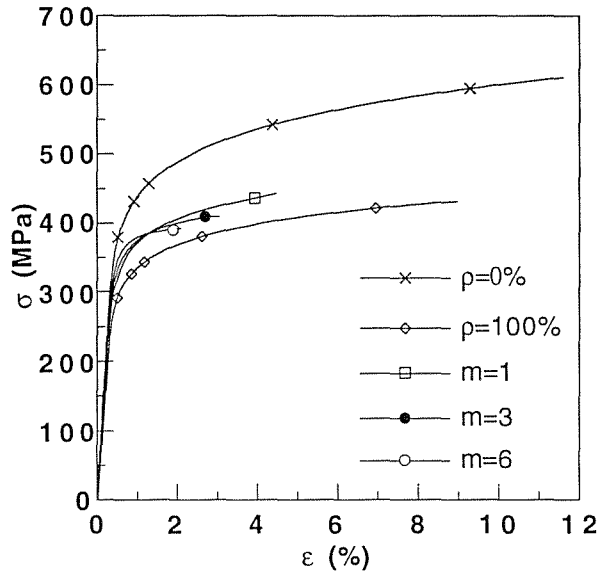


Fig. 4. Efecto de la variación del módulo de Weibull  $m$  en las curvas tensión-deformación del material compuesto en régimen elasto-plástico. Resistencia característica  $\sigma_0 = 1000$ MPa.

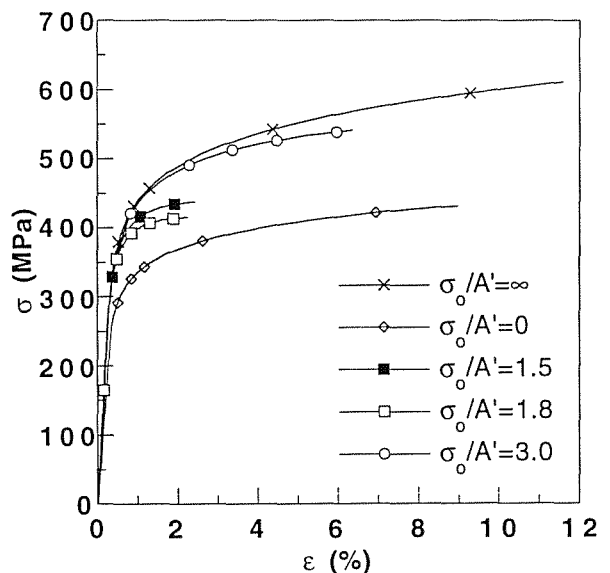


Fig. 5. Efecto de la variación de la resistencia característica  $\sigma_0$  (normalizada con  $A'$ ) en las curvas tensión-deformación del material compuesto en régimen elasto-plástico. Módulo de Weibull  $m = 6$ .

Sin embargo, para valores intermedios de la resistencia característica, la ductilidad del material compuesto presenta un mínimo cuando  $\sigma_0 \approx A'$ .

## 6. CONCLUSIONES.

Se ha desarrollado un modelo para determinar el comportamiento elasto-plástico de materiales compuestos con daño progresivo, sometidos a una historia de tensión y deformación determinada. El material se ha modelizado a partir de dos fases, una intacta, y otra totalmente dañada. La ecuación constitutiva de cada fase se obtiene a partir de cálculo por elementos finitos de sendas celdas unitarias representativas de cada una de las fases. El modelo tiene en cuenta la interacción entre las fases dentro del material compuesto a partir de los postulados del método autoconsistente aplicado en su forma incremental. El comportamiento del material durante cada incremento de deformación se estudia suponiendo que ambas fases se deforman inicialmente manteniendo constante la fracción de partículas rotas. Los resultados de este análisis permiten conocer el incremento de tensión en las partículas embebidas en la fase intacta y calcular la fracción de partículas rotas durante este proceso a partir del modelo de Weibull. A continuación se determina la redistribución de tensiones entre ambas fases a deformación constante debido a la rotura de los refuerzos utilizando también el método autoconsistente. El modelo se ha utilizado para determinar la curva tensión-deformación uniaxial en tracción de un material compuesto y se ha analizado la influencia de los parámetros de Weibull de las partículas cerámicas en la resistencia mecánica y ductilidad del material compuesto.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Llorca, J., y González, C., "Microstructural factors controlling the strength and ductility of particle-reinforced metal-matrix composites", *J. Mech. Phys. Solids*, **46**, 1-28 (1997).
- [2] Brokenbrough, J. R., y Zok, F. W., "On the role of particle cracking in flow and fracture of metal matrix composites", *Acta. Metall.*, **43**, 11-20 (1995).
- [3] Eshelby, J. D., "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems", *Proc. Roy. Soc. London, A* **241**, 376-396 (1957).
- [4] Kroner, E., "Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten der Einkristalls", *Z. Physik*, **151**, 504-518 (1958).
- [5] Hill, R., "A self-consistent mechanics of composite materials", *J. Mech. Phys. Solids*, **13**, 213-222 (1965).
- [6] Lloyd. D. J., "Particulate reinforced aluminum and magnesium matrix composites", *Int. Mat. Rev.*, **39**, 1-23 (1994).
- [7] Poza. P., "Mecanismos de deformación y rotura de materiales compuestos de matriz metálica", Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias Físicas. Universidad Complutense de Madrid (1996).
- [8] Mura, T., *Micromechanics of defects in solids*, Martinus Nijhoff Publishers (1987).
- [9] Hutchinson, J. W., "Elastic-plastic behaviour of polycrystalline metals and composites", *Proc. Roy. Soc. London, A* **319**, 247-272 (1970).
- [10] Bao, G., "Damage due to fracture of brittle reinforcements in a ductile matrix", *Acta. Metall.*, **40**, 2547-2555 (1992).
- [11] Crisfield, M. A., *Non-Linear Finite Element Analysis of Solids and Structures*, Wiley (1991).
- [12] González, C., y Llorca, J., "Prediction of the tensile stress-strain curve and ductility in Al/SiC composites", *Scripta. Mater.*, **35**, 91-97 (1996).

ANÁLISIS DE FISURA COHESIVA POR INTEGRACIÓN DE SOLUCIONES ELÁSTICAS

J. Planas, C. Rosselló, I. Arbilla, G. V. Guinea y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales  
 Universidad Politécnica de Madrid  
 ETS Ingenieros de Caminos  
 Ciudad Universitaria, 28040 MADRID

**Resumen.** Este artículo describe una técnica numérica especialmente adecuada para el análisis de fisuras cohesivas en procesos de rotura en modo I, como los que usualmente se producen en ensayos de laboratorio. Esta técnica, denominada de *fisuras superpuestas*, utiliza una superposición de soluciones para fisuras elásticas de distinta longitud para reducir el problema a una ecuación integral sobre la zona cohesiva, cuyo núcleo es particularmente adecuado para el tratamiento numérico. Además de la formulación analítica, se describe con detalle la discretización de la ecuación integral resultante introduciendo distintos tipos de funciones de forma y se estudian las prestaciones del método para el caso de una placa infinita con fisura pasante y zona cohesiva de Dugdale. Los resultados indican que el método es eficiente, especialmente cuando se usan funciones de forma singulares en la punta de la fisura inicial.

**Abstract.** This paper describes a numerical technique specially suited to analyze cohesive crack growth in mode I fracture processes, as usually found in laboratory testing. This technique, called the *smearred-tip method*, makes use of a superposition of solutions for elastic cracks of different lengths to reduce the problem to an integral equation over the cohesive zone, whose kernel is particularly simple to handle numerically. After the analytical formulation, the paper describes the discretization of the resulting integral equation using various shape functions and studies the performance of the method for the case of the center-cracked panel with Dugdale's cohesive zone. The results show that the method is efficient, most specially when singular shape functions are used adjacent to the initial crack tip.

1 INTRODUCCIÓN

El modelo de fisura cohesiva, tal como fue reformulado por Hillerborg y colaboradores [1], es una extensión de las aproximaciones iniciales de Dugdale y Barenblatt [2, 3] que ha sido extensamente utilizada para describir la fractura del hormigón y de otros materiales cuasifrágiles, como ciertos plásticos, cerámicos y compuestos.

El modelo, descrito con detalle en varios trabajos [4-8], consiste, en su versión más simple, en suponer que el material se comporta de forma elástica lineal e isótropa hasta que la tensión principal mayor alcanza la resistencia a tracción  $f_t$ , en cuyo momento se abre una fisura cohesiva perpendicular a la tensión principal mayor. A partir de este instante, la apertura de la fisura cohesiva aumenta pero sigue transmitiendo tensiones entre sus caras. Cuando la grieta cohesiva se abre en modo I de forma monótona, la tensión transmitida  $\sigma$  viene dada por una función unívoca de la apertura de la fisura  $w$ :

$$\sigma = f(w) \tag{1}$$

donde  $f(w)$  es una función no creciente de  $w$ , denominada *función de ablandamiento*.

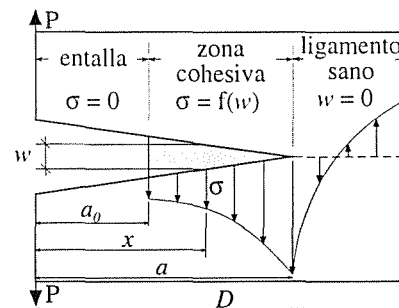


Figura 1: Representación de la fisura cohesiva.

En este artículo se describe una técnica de tratamiento numérico para el problema ilustrado en la Fig. 1, corriente en ensayos de laboratorio, en el que, a partir de una fisura o entalla preexistente, se propaga una fisura cohesiva en modo I.

Como se indica en la figura, las condiciones a cumplir a lo largo de la línea de la fisura son las siguientes: (1) sobre la entalla o fisura inicial las tensiones son nulas, (2) sobre la zona cohesiva la tensión está relacionada con la apertura por (1), y (3) sobre el ligamento sano la apertura es nula.

Este problema ha sido tratado por varios procedimientos, entre los que destacan por su rapidez los métodos de integrales de contorno, que aprovechan el hecho de que fuera de la zona cohesiva el material es elástico lineal, para buscar la solución como suma (integral, en la formulación analítica) de casos elásticos de solución conocida.

En este artículo se analiza un método integral denominado *método de las fisuras superpuestas* ya que expresa la solución por medio de una superposición de soluciones para fisuras elásticas de distinta longitud. La Sección 2 describe la formulación analítica del método. La Sección 3 estudia la discretización de de las ecuaciones integrales, y muestra que mediante funciones de forma adecuadas puede obtenerse un sistema de ecuaciones cuya matriz de rigidez secante es constante y triangular inferior, lo que reduce mucho el tiempo de cálculo. La Sección 4 estudia las prestaciones del método numérico para el caso de una placa infinita con fisura pasante y zona cohesiva de Dugdale, cuya solución analítica es conocida.

**2 FORMULACIÓN INTEGRAL DEL MÉTODO DE LAS FISURAS SUPERPUESTAS**

El método de las fisuras superpuestas consiste en escribir la solución de un problema de fisura cohesiva como suma, en este caso integral, de casos correspondientes a fisuras de diferente longitud  $s$ , variando entre 0 y  $D$ , de forma que para cada  $s$  el sólido está sometido a una carga infinitesimal  $dP(s)$  (Fig. 2). De acuerdo con el esquema de superposición, la tensión y la abertura de los labios de la fisura resultantes son [9-13]

$$\sigma(x) = \int_0^D S(x, s) dP(s) \tag{2}$$

$$w(x) = \int_0^D W(x, s) dP(s) \tag{3}$$

donde  $S(x, s)$  y  $W(x, s)$  representan la tensión y el desplazamiento de los labios de la fisura en el punto  $x$  cuando la punta de la fisura llega hasta  $s$  y el cuerpo está sometido a una carga unidad ( $P = 1$ ). Es evidente que para una fisura elástica de longitud  $s$ , la tensión será nula en aquellos puntos situados sobre la misma y también será nula la abertura de aquellos que estén en el ligamento sano. Así que se cumple:

$$\begin{aligned} S(x, s) &= 0 & \text{para } x < s & \text{ y} \\ W(x, s) &= 0 & \text{para } x \geq s \end{aligned} \tag{4}$$

La mecánica de la fractura elástica lineal indica que  $S(x, s)$  es singular cuando  $x - s \rightarrow 0^+$ , donde es proporcional a  $(x - s)^{-1/2}$ , y además  $W(x, s)$  es proporcional a  $(s - x)^{1/2}$  cuando  $s - x \rightarrow 0^+$ .

Es conveniente interpretar las integrales anteriores en el sentido de la teoría de las distribuciones y escribir  $dP(s)$

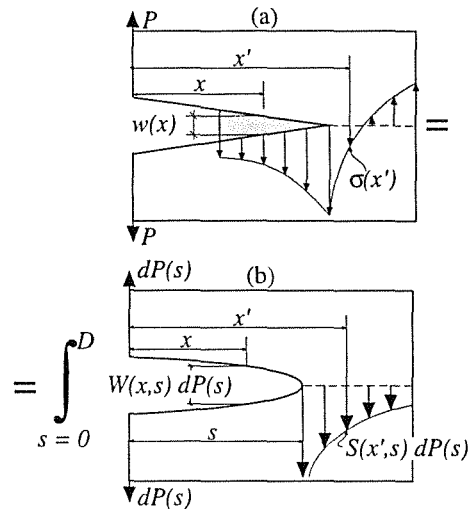


Figura 2: Descomposición por fisuras superpuestas.

como  $p(s)ds$  donde  $p(s)$  es una densidad de carga para fisuras cuya longitud es próxima a  $s$ . De acuerdo con esto y con las condiciones (4), las integrales se reducen a:

$$\sigma(x) = \int_0^x S(x, s) p(s) ds \tag{5}$$

$$w(x) = \int_x^D W(x, s) p(s) ds \tag{6}$$

Dada la distribución de densidad de carga  $p(s)$ , la carga total aplicada se obtiene por simple adición de los  $dP(s)$ , como se deduce de la Fig 2, de lo que resulta

$$P = \int dP(s) = \int_0^D p(s) ds \tag{7}$$

Imponiendo las condiciones indicadas en la Fig. 1, discutidas en la sección anterior, con las expresiones (5) y (6) para la tensión y abertura de fisura, obtenemos las ecuaciones integrales siguientes:

$$\int_0^x S(x, s) p(s) ds = 0 \quad x < a_0 \tag{8}$$

$$\int_0^x S(x, s) p(s) ds = f \left[ \int_x^D W(x, s) p(s) ds \right] \tag{9}$$

$a_0 < x < a$

$$\int_x^D W(x, s) p(s) ds = 0 \quad a < x < D \tag{10}$$

El primero y el último grupo de ecuaciones se pueden resolver independientemente porque son de tipo Volterra con término independiente nulo, cuya solución es la trivial, es decir:

$$p(s) = 0 \quad \text{para } s < a_0 \text{ y } a < s < D \tag{11}$$

lo cual significa que  $p(s)$  es no nula unicamente dentro de la zona cohesiva. De acuerdo con esto, la ecuación (9) se

puede reescribir como

$$\int_{a_0}^x S(x, s) p(s) ds = f \left[ \int_x^a W(x, s) p(s) ds \right] \quad (12)$$

para  $a_0 < x < a$ , donde lo único que ha variado son los límites de integración, de acuerdo con (11).

Suponiendo que los núcleos  $S(x, s)$  y  $W(x, s)$  son conocidos, el problema pasa a ser el de resolver la ecuación anterior para  $p(s)$  en  $a_0 < s < a$ , dada la longitud de la fisura cohesiva  $a$ . Entonces las tensiones y las aberturas en un punto cualquiera se obtienen de (5) y (6), y la carga de (7). Estas ecuaciones se pueden reescribir, teniendo en cuenta (11), como

$$\sigma(x) = \int_{a_0}^{\min(x,a)} S(x, s) p(s) ds \quad (13)$$

$$w(x) = \int_{\max(x,a_0)}^a W(x, s) p(s) ds \quad (14)$$

$$P = \int_{a_0}^a p(s) ds \quad (15)$$

Se sobreentiende que las integrales se anulan cuando el límite inferior excede el límite superior (o sea,  $\sigma(x) = 0$  para  $x < a_0$ , y  $w(x) = 0$  para  $x > a$ ).

Antes de empezar el análisis de los métodos numéricos para la solución de la ecuación integral (12), hay que destacar que  $p(s)$  es singular en la punta de la entalla inicial siempre que la tensión a derecha de ese punto no sea nula. Planas y Elices [8, 9], demostraron que la singularidad es del tipo

$$p(s) = \frac{\pi}{2} \sigma(a_0^+) (s - a_0)^{-1/2} + R(s) \quad (16)$$

donde  $\sigma(a_0^+)$  es la tensión cohesiva en la parte derecha de la punta de la entalla y  $R(s)$  es una función regular en  $s = a_0$ . En la próxima sección se verá cómo esta propiedad puede ser usada en la formulación numérica para mejorar la precisión.

### 3 MÉTODO DE DISCRETIZACIÓN

Para discretizar el problema se aproxima  $p(s)$  por un conjunto de funciones base  $\phi_i(s)$  ( $i = 1, \dots, m$ ) que dependen únicamente de la posición (funciones de forma) multiplicadas por  $m$  coeficientes  $u_i$  tales que

$$p(s) \approx \sum_{i=1}^m \phi_i(s) u_i \quad (17)$$

donde se supone que las funciones de forma cubren toda la línea de la fisura desde  $s = 0$  hasta  $s = D$ . A priori, las funciones de forma no tienen una estructura especial. Pueden ser funciones de forma globales (polinomios, por ejemplo) o pueden estar definidas localmente, como es

corriente en elementos finitos. El problema se reduce en cada instante a determinar los  $m$  coeficientes  $u_i$ , lo cual requiere un sistema de  $m$  ecuaciones algebraicas.

Resulta cómodo utilizar, en lugar de las incógnitas “naturales”  $u_i$ , las incógnitas con ellas relacionadas  $\Delta P_i$  tales que cumplan

$$P = \sum_{i=1}^m \Delta P_i \quad (18)$$

La relación de las  $\Delta P_i$  con las  $u_i$  se obtiene sustituyendo (17) en (7) e identificando la expresión resultante para  $P$  con la (18). El resultado es

$$u_i = \frac{\Delta P_i}{A_i}, \quad \text{con } A_i = \int_0^D \phi_i(x) dx \quad (19)$$

Una vez definida las funciones de aproximación, es preciso determinar las incógnitas  $\Delta P_i$ , para lo que podemos adoptar el tratamiento numérico más simple, el de colocación por puntos, en el que se obliga a que la ecuación integral se cumpla exactamente en  $m$  puntos, de coordenadas  $x_i$  ( $i = 1, \dots, m$ ). Las expresiones de las tensiones y las aberturas se obtienen haciendo  $x = x_i$  en (5) y (6). Sustituyendo también  $p(s)$  por la expresión (17), con  $u_i$  dado por (19), al final obtenemos

$$\sigma_i = \sum_{j=1}^m R'_{ij} \Delta P_j, \quad w_i = \sum_{j=1}^m D_{ij} \Delta P_j \quad (20)$$

donde  $R'_{ij}$  y  $D_{ij}$  vienen dados por

$$R'_{ij} = \frac{\int_0^{x_i} \phi_j(s) S(x_i, s) ds}{\int_0^D \phi_j(s) ds} \quad (21)$$

$$D_{ij} = \frac{\int_{x_i}^D \phi_j(s) W(x_i, s) ds}{\int_0^D \phi_j(s) ds} \quad (22)$$

Nótese que  $R'_{ij}$  y  $D_{ij}$  resultan ser los promedios ponderados por  $\phi_j(s)$  de las funciones  $S(x_i, s)$  y  $W(x_i, s)$ .

El siguiente paso en el análisis consiste en seleccionar las funciones de forma  $\phi_j$ . Sólo se van a analizar aquí las posibilidades más simples, que corresponden a las funciones de forma rectangulares, representadas en la Fig. 3a. Por conveniencia, se asigna la etiqueta  $j$  a la función de forma rectangular cuyo borde derecho está situado en el punto de colocación  $x_j$  (Fig. 3a), así

$$\phi_j(x) = 1 \quad \text{para } x_j - \Delta x_j < x < x_j \quad (23)$$

y 0 fuera de este dominio;  $\Delta x_j$  es el tamaño del elemento a la izquierda del nodo  $j$ , i.e.,  $\Delta x_j = x_j - x_{j-1}$  para  $j > 1$  y  $\Delta x_1 = x_1$

Suponiendo puntos de colocación equiespaciados,  $x_i = i\Delta x$ , se deduce de (19) que  $A_i = \Delta x$  y de acuerdo con

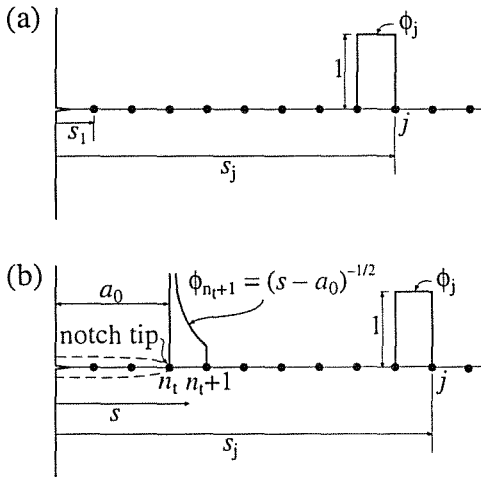


Figura 3: Discretización del método integral de las fisuras superpuestas: (a) funciones de forma rectangulares, y (b) elemento singular en la punta de la entalla inicial.

(21) y (22), las expresiones para los elementos de  $R'$  y  $D$  son

$$R'_{ij} = \frac{1}{\Delta x} \int_{(j-1)\Delta x}^{j\Delta x} S(i\Delta x, s) ds \quad \text{para } i \geq j \quad (24)$$

$$D_{ij} = \frac{1}{\Delta x} \int_{(j-1)\Delta x}^{j\Delta x} W(i\Delta x, s) ds \quad \text{para } i < j \quad (25)$$

y todos los elementos fuera de los intervalos citados arriba para  $i$  y  $j$  son nulos, por lo que resulta que  $R'$  es una matriz triangular inferior, mientras que  $D$  es triangular superior.

Con estas expresiones, la ecuación integral (12) queda reducida al sistema de ecuaciones

$$\sum_{j=n_t+1}^i R'_{ij} \Delta P_j = f \left[ \sum_{j=i+1}^{n_c} D_{ij} \Delta P_j \right] \quad (26)$$

donde se supone que la zona cohesiva ha alcanzado el nodo  $n_c$ , los índices  $i$  y  $j$  toman valores en el intervalo  $[n_t + 1, n_c]$ , y se sobreentiende que  $\Delta P_j = 0$  para  $j$  fuera de dicho intervalo.

Como veremos con un ejemplo en el apartado siguiente, la precisión puede mejorarse mucho si se usan funciones de forma que contengan la singularidad (16). La forma más simple consiste en modificar sólo la función de forma del intervalo adyacente a la punta de la entalla, tal como se representa en la Fig. 3b. Si la punta de la entalla está situada en el nodo  $n_t$  (es decir,  $x_{n_t} = a_0$ ) la función de forma correspondiente al nodo siguiente ( $j = n_t + 1$ ) se sustituye entonces por

$$\phi_{n_t+1}(s) = \frac{1}{\sqrt{s - a_0}} \quad \text{para } x_{n_t} < s < x_{n_t+1} \quad (27)$$

con  $\phi_{n_t+1}(s) = 0$  fuera del intervalo indicado. De acuerdo con (19), resulta  $A_{n_t+1} = 2\sqrt{\Delta x}$  y por tanto

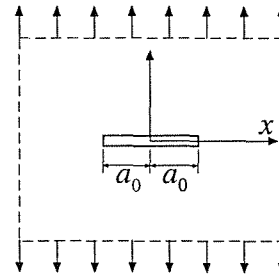


Figura 4: Placa con fisura central.

las columnas  $n_t + 1$  de las matrices  $R'$  y  $D$  se modifican como sigue:

$$R'_{i(n_t+1)} = \frac{1}{2\sqrt{\Delta x}} \int_{n_t\Delta x}^{(n_t+1)\Delta x} \frac{S(i\Delta x, s)}{\sqrt{s - a_0}} ds \quad \text{para } i \geq n_t + 1 \quad (28)$$

$$D_{i(n_t+1)} = \frac{1}{2\sqrt{\Delta x}} \int_{n_t\Delta x}^{(n_t+1)\Delta x} \frac{W(i\Delta x, s)}{\sqrt{s - a_0}} ds \quad \text{para } i < n_t + 1 \quad (29)$$

#### 4 ANÁLISIS DE PRESTACIONES

Para analizar las prestaciones del método y de los méritos relativos de las funciones de forma antes presentadas, se considera un panel infinito sometido a una tensión remota  $\sigma_\infty$  con una fisura inicial de longitud  $2a_0$  (Fig. 4), con una zona cohesiva de Dugdale, para cuyo caso se conocen las soluciones analíticas.

Puesto que en el modelo de Dugdale la tensión cohesiva permanece constante e igual a  $f_t$ , la ecuación integral discretizada (26) se reduce ahora a

$$\sum_{j=n_t+1}^i R'_{ij} \Delta P_j = f_t \quad \text{para } i = n_t + 1, \dots, n_c \quad (30)$$

que es un sistema lineal triangular que se resuelve fácilmente por sustitución hacia adelante.

Para determinar las matrices  $R'$  y  $D$ , se parte de la solución conocida para fisuras elásticas de longitud arbitraria (ver, por ejemplo, [7], página 38), de las que inmediatamente se deduce, identificando  $\sigma_\infty$  con  $P$ , que los núcleos de las ecuaciones integrales son

$$S(x, s) = \frac{x}{\sqrt{x^2 - s^2}} \quad \text{para } x > s > 0 \quad (31)$$

$$W(x, s) = \frac{4}{E'} \sqrt{s^2 - x^2} \quad \text{para } 0 \leq x \leq s \quad (32)$$

Sustituyendo estas expresiones en (24) y (25) se obtienen, por integración analítica, las expresiones de  $R'_{ij}$  y  $D_{ij}$  para funciones de forma rectangulares. Sustituyendo en (28) y (29) se obtienen las integrales correspondientes para funciones de forma singulares. Como estas últimas integrales

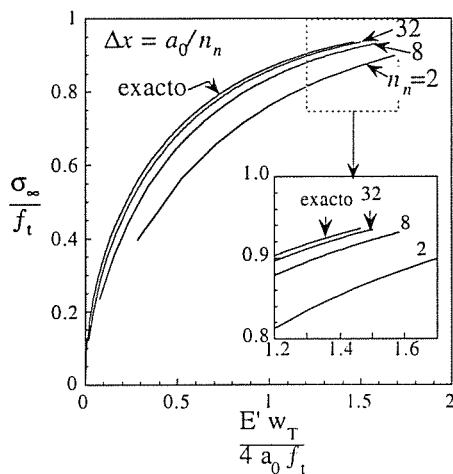


Figura 5: Resultados para funciones de forma rectangulares con distintos tamaños de malla: Curvas carga-CTOD. ( $w_T = \text{CTOD}$ .)

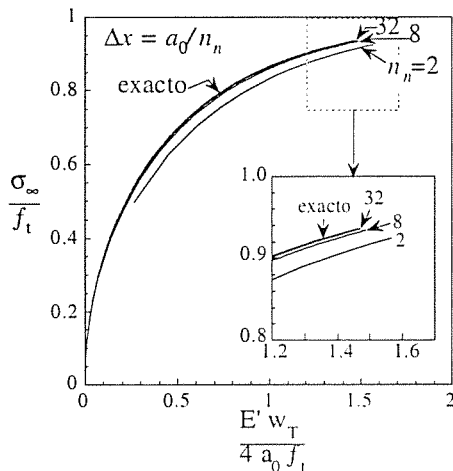


Figura 6: Resultados para funciones de forma singulares con distintos tamaños de malla: Curvas carga-CTOD.

son, en su mayoría, de tipo elíptico con singularidades en alguno de sus extremos, se han calculado numéricamente usando el método de Gauss-Jacobi o Gauss-Chebyshev con cinco puntos de integración (ver, por ejemplo, [14]).

La Fig. 5 muestra las curvas tensión-CTOD calculadas con distintos tamaños de red usando funciones de forma rectangulares, para distinta separación entre nodos  $\Delta x$ . Las curvas muestran que la precisión conseguida es relativamente buena incluso para mallas bastante groseras. Todavía mejores, como podía esperarse, son los resultados cuando se utilizan funciones de forma singulares, como puede apreciarse en la Fig. 6. Sin embargo las diferencias esenciales entre ambos tipos de elementos se hacen más claras cuando se analiza el error relativo representado en la Fig. 7. La característica más destacable, es que si no se usan elementos singulares el error relativo inicial no tiende nunca hacia cero, independientemente de la densidad nodal, como indica la línea de trazos en la Fig. 7a, que es el lugar geométrico de los resultados para la

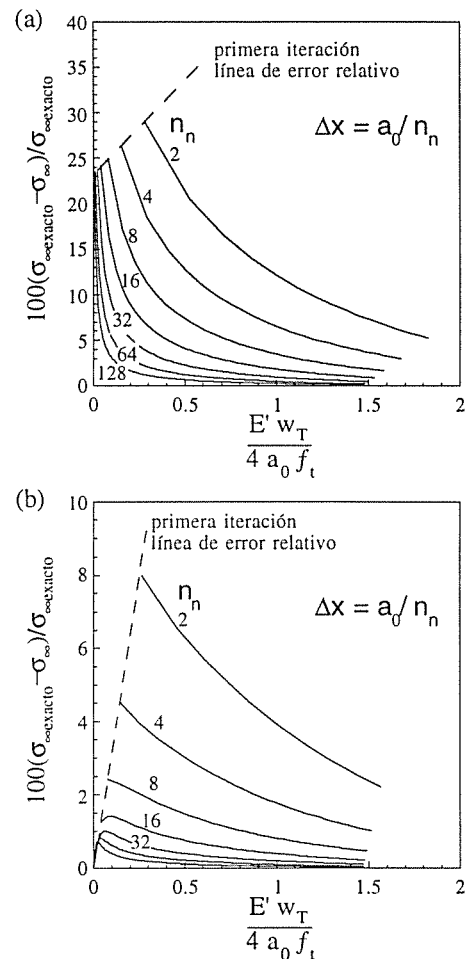


Figura 7: Error relativo en la predicción de carga para un CTOD dado: (a) si se usan funciones de forma rectangulares y (b) si se usan funciones de forma singulares. ( $w_T = \text{CTOD}$ .)

primera iteración. Esta línea tiene una intersección vertical próxima al 23.3%, lo que significa que el error relativo al principio de la carga no se puede disminuir por debajo de ese valor cualquiera que sea el tamaño de malla. La Fig. 7b muestra, por el contrario, que si se usan elementos singulares, el error inicial converge hacia cero al tender el espaciado hacia cero.

Para estados más avanzados de carga, el error disminuye para ambos tipos de funciones de forma, pero cuando se usan funciones de forma singulares el error es mucho menor. Esto se observa en la Fig. 8, en la que los errores relativos en la predicción de la tensión para  $w_T = 2a_0 f_t / E'$  se han dibujado para ambos tipos de funciones de forma. Obviamente, el espaciado de nodos necesario para obtener un cierto grado de precisión es mucho menor cuando se usan funciones de forma singulares. Por ejemplo, si se requiere un 1% de precisión, el espaciado de nodos es cercano a  $a_0/12$  si se usan funciones de forma singulares y en el otro caso se requiere  $a_0/84$ . Esto significa que el número de nodos está en la proporción de 1 a 7, lo que repercute muchísimo en el tiempo de cálculo,

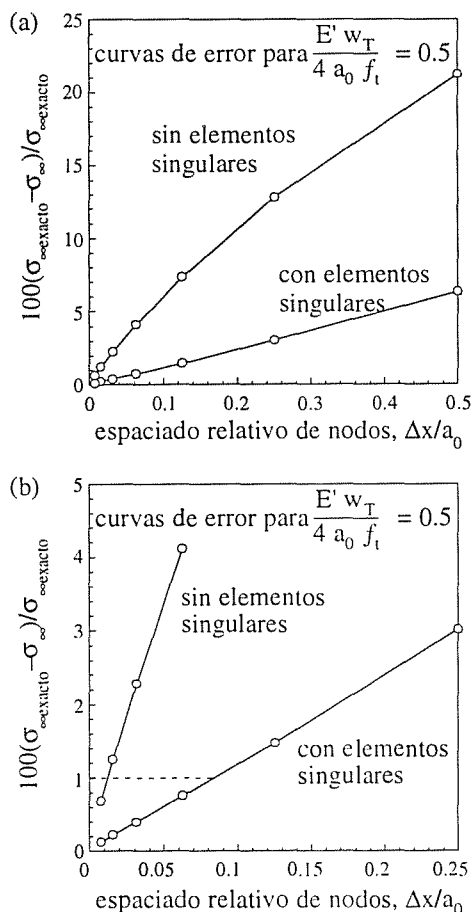


Figura 8: Comparación del error relativo en la predicción de carga para  $w_T = 2a_0 f_t / E'$  (a) sobre todo el dominio de estudio y (b) para  $\Delta x < 0.25a_0$ . ( $u_T = \text{CTOD}$ .)

ya que la dependencia es aproximadamente cúbica con el número de nodos. Esto significa que para el ejemplo que se acaba de describir, (cuando se requiere un 1% de precisión) los cálculos necesitan un tiempo 340 veces mayor si no se usan elementos singulares ( $\approx 7^3$ ). Debido a que la dependencia no es exactamente cúbica, la proporción es un poco menor; los cálculos que describen el crecimiento de la fisura cohesiva desde un tamaño inicial  $a_0$  hasta un tamaño final  $10a_0$  con un 1% de precisión fue 250 veces más largo cuando no se usaron elementos singulares, en lugar de 340 veces. Sin embargo el orden de magnitud es correcto.

## 5 CONCLUSIONES

El método integral de fisuras superpuestas es un método fácil de programar y eficiente. Si se usan funciones de forma singulares en el fondo de entalla se consigue una mejora sustancial en la precisión. Sin usar las funciones de forma singulares, el error relativo inicial (para el primer escalón de carga) no puede disminuirse por debajo del 23,3%, independientemente de la finura de la malla.

**Agradecimientos.** Los autores agradecen la ayuda económica proporcionada por la CICYT a través de los proyectos MAT97-1007-C02-2 y MAT97-1022.

## 6 REFERENCIAS

- [1] Hillerborg A., Modéer M. y Petersson P.E., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement and Concrete Research* 6, 773-782 (1976)
- [2] Dugdale D.S., "Yielding of steel sheets containing slits", *J. of Mechanics and Physics of Solids* 8, 100-108 (1964)
- [3] Barenblatt G.J., "The mathematical theory of equilibrium crack in brittle fracture", *Adv. in Applied Mechanics* 7, 55-125 (1962)
- [4] Elices M. y Planas J., "Material models. In *Fracture Mechanics of Concrete Structures*", Elfgren, L. Ed., Chapman and Hall, London, 16-66 (1989)
- [5] Elices M., Planas J. y Guinea G.V., "Modeling cracking in rocks and cementitious materials", In *Fracture and Damage of Concrete and Rock*, Rosmanith, H.P. Ed., E&FN Spon, London, 3-33 (1993)
- [6] Elices M. y Planas J., "Fracture mechanics parameters of concrete: An overview", *Adv. Cem. Bas. Mat.* 4, 116-127 (1996)
- [7] Bažant Z. P. y Planas J., "Fracture and Size Effect in Concrete and other Quasibrittle Materials", CRC Press, Boca Raton, Florida (1998)
- [8] Planas J. y Elices M., "Nonlinear fracture of cohesive materials", *Int. J. of Fracture* 51, 139-157 (1991)
- [9] Planas J. y Elices M., "Un nuevo método de análisis del comportamiento de una fisura cohesiva en Modo I", *Anales de Mecánica de la Fractura* 3, 219-227 (1986)
- [10] Planas J. y Elices M., "Asymptotic analysis of a cohesive crack: 1. Theoretical background", *Int. Journal of Fracture* 55, 153-177 (1992)
- [11] Planas J. y Elices M., "Asymptotic analysis of a cohesive crack: 2. Influence of the softening curve", *Int. Journal of Fracture* 64, 221-237 (1993)
- [12] Bažant Z. P., "Smearred-tip superposition method for nonlinear and time-dependent fracture", *Mech. Res. Commun.* 17 (5), 343-351 (1990)
- [13] Bažant Z. P. y Beissel S., "Smearred-tip superposition method for cohesive fracture with rate effect and creep" *Int. J. Fracture* 65, 277-290 (1994)
- [14] Press W. H., Teukolsky S. A., Vetterling W. T. y Flannery B. P., "Numerical Recipes in C", Cambridge University Press, New York (1992)



## FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DINÁMICO EN PROBETAS DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS Y DE FLEXIÓN EN UN PUNTO SOMETIDAS A PULSOS DE CARGA DE CORTA DURACIÓN.

L. Rubio, J. Fernández-Sáez y C. Navarro

Departamento de Ingeniería Mecánica.  
Universidad Carlos III de Madrid  
C/ Butarque, 15. 28911 Leganés. (Madrid)

**Resumen.** En este trabajo se han modelizado numéricamente, por el método de los elementos finitos, ensayos dinámicos de flexión en tres puntos y de flexión en un punto sobre probetas Charpy fisuradas. Estos ensayos se realizan empleando dispositivos experimentales basados en la barra Hopkinson. Se han simulado, tanto la probeta como la barra que transmite los pulsos de carga. Se ha obtenido el factor de intensidad de tensiones dinámico para cada tipo de ensayo, analizando las diferencias derivadas de las distintas condiciones de apoyo y se ha comparado con el obtenido a partir de variables que pueden ser medidas experimentalmente durante el ensayo.

**Abstract.** In this work we present a full-numerical analysis of three-point and one-point dynamic bending tests on cracked Charpy specimens. The tests can be performed using a special arrangement of the Split Hopkinson Pressure Bar device. The dynamic stress intensity factor has been computed for both cases and the influence of the boundary conditions has been analyzed. Also, the dynamic stress intensity factor has been obtained from other variables which could be measured during the impact test.

## 1. INTRODUCCIÓN

El conocimiento de las propiedades de fractura dinámica de los materiales es esencial para el diseño mecánico de componentes sometidos a cargas impulsivas. Cuando las condiciones del problema son tales que el comportamiento elástico lineal es predominante, los criterios de fractura se establecen a través del factor de intensidad de tensiones dinámico.

La tenacidad de fractura dinámica,  $K_{I,d}$ , se puede obtener a partir de un ensayo de impacto sobre una probeta fisurada, como el valor que toma el factor de intensidad de tensiones dinámico,  $K_I^{din}$ , en el instante  $t_f$ , en el que comienza la propagación inestable de la fisura.

Cuando se desea medir la tenacidad de fractura dinámica del material a velocidades de sollicitación muy elevadas ( $\dot{K}_I \approx 10^6 \text{ MPa m}^{1/2} \text{ s}^{-1}$ ) se recurre a dispositivos que son modificaciones de la clásica barra Hopkinson, en los que se realizan ensayos de flexión en tres puntos [1,2] o ensayos de flexión en un punto [3,4].

Así pues, para la determinación de la tenacidad de fractura dinámica utilizando este tipo de ensayos, es de vital importancia conocer la evolución temporal del

factor de intensidad de tensiones dinámico.

En este trabajo se ha realizado una simulación numérica de estos ensayos con objeto de analizar las diferencias de comportamiento derivadas de las distintas condiciones de apoyo. En la modelización se ha incluido tanto la probeta de flexión, como la barra incidente que transmite el pulso de carga.

## 2. OBTENCIÓN DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DINÁMICO

En este apartado se enumeran los métodos que se utilizan más habitualmente para la obtención del factor de intensidad de tensiones dinámico para probetas de flexión en tres y en un punto. En la figura 1 se muestra un esquema del dispositivo que se emplea para este tipo de ensayos. Consta, básicamente, de una barra incidente y de un sistema de apoyo (en el ensayo de flexión en un punto, éste no existe) que a veces está compuesto por otras dos barras [2]. La probeta se sitúa entre la citada barra incidente y los apoyos (cuando existen). La barra incidente es impactada por otra barra (proyectil), generalmente más corta y del mismo diámetro y

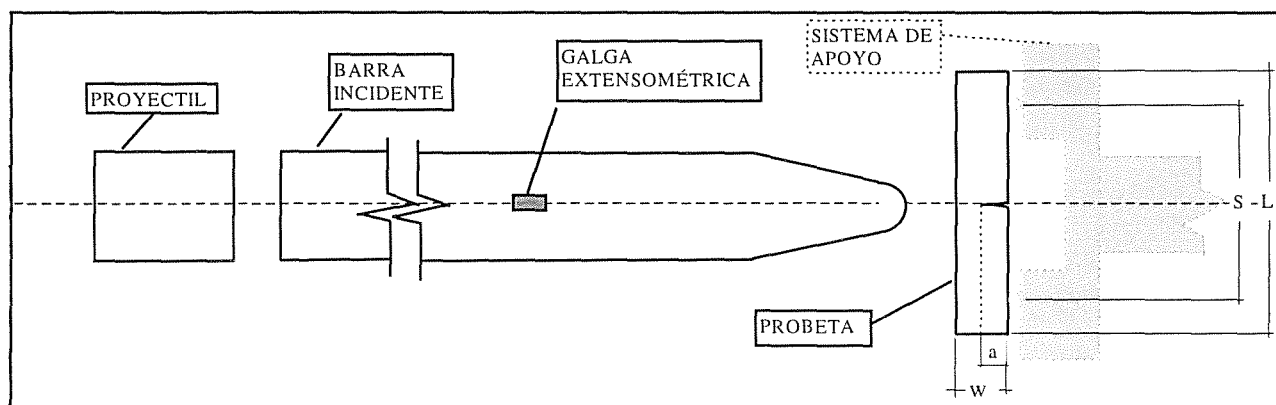


Fig. 1. Esquema del dispositivo para la realización de ensayos de flexión dinámica.

material que la incidente, generándose una onda de compresión que viaja a través de ella. Parte de esta onda se transmite a través de la probeta y los apoyos y parte se refleja como una onda de tracción. Así pues, la probeta se ve solicitada por una carga concentrada que se aplica en su sección central. La carga que está actuando sobre la probeta,  $P_i(t)$ , se puede evaluar utilizando la teoría de propagación de ondas elásticas unidimensionales, si se conocen en algún punto de la barra las deformaciones que se producen al paso de las ondas incidente y reflejada, dado que:

$$P_i(t) = AE(\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)) \quad (1)$$

donde  $E$  y  $A$  son, respectivamente, el módulo de elasticidad y el área de la sección transversal de la barra incidente y  $\varepsilon_i(t)$  y  $\varepsilon_r(t)$ , son las deformaciones que producen en la barra las ondas incidente y reflejada, respectivamente.

La suma de esos pulsos se realiza llevando ambos a un origen común de tiempo que se toma en el instante en que la onda incidente alcanza la superficie de la probeta.

Para obtener el factor de intensidad de tensiones dinámico se han venido empleando distintos procedimientos que se enumeran a continuación:

- medida directa mediante técnicas ópticas [5, 6] y fotoelásticas [7].
- por el método de los elementos finitos utilizando como condición de carga la medida experimental como se ha indicado anteriormente (ecuación 1) y con las correspondientes condiciones de apoyo [2, 4].
- mediante modelos simplificados, a partir del conocimiento de la carga incidente y del primer modo de vibración de la probeta fisurada [8, 9]. Así, para el

caso de flexión en tres puntos Kishimoto *et al.* [8] han propuesto la siguiente fórmula:

$$\frac{K_I^{\text{din}}(t)}{K_I^{\text{est}}} = \frac{\omega_1}{P_i(t)} \int_0^t P_i(\eta) \sin(\omega_1(t-\eta)) d\eta \quad (2)$$

donde  $K_I^{\text{est}}$  es el factor de intensidad de tensiones estático y  $\omega_1$  es la frecuencia fundamental de la probeta en las condiciones en las que se ensaya.

Para el caso de flexión en un punto Kishimoto *et al.* [9] también propusieron una formulación en la misma línea, pero que no conduce a expresiones tan simples como la mencionada anteriormente.

### 3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

Se han simulado numéricamente, mediante el método de los elementos finitos, ensayos de flexión en tres puntos y flexión en un punto que se pueden realizar en dispositivos de barra Hopkinson modificados. Para ello se ha usado el programa ABAQUS [10].

Como barra incidente se ha modelizado una de 700 mm de longitud y sección circular de 22 mm de diámetro, cuyo extremo en contacto con la probeta tiene la forma del impactador que se usa en el ensayo Charpy clásico. Las dimensiones de la probeta utilizada en la simulación son las de la probeta Charpy, con una fisura que alcanza la mitad del canto, es decir,  $L = 55$  mm,  $W = 10$  mm,  $S = 40$  mm y  $a = 5$  mm (ver figura 1) y con un espesor de 10 mm.

Por razones de economía de cálculo, se ha analizado el problema como bidimensional. Así, la probeta se ha modelizado en deformación plana mediante una malla compuesta por 464 elementos y 1479 nudos. Dado que la barra incidente tiene sección circular y su estado

tensional es uniaxial, se ha decidido analizar su comportamiento en tensión plana con una malla de 1082 elementos y 1363 nudos. El espesor de los elementos es el necesario para mantener el área de la sección recta.

El pulso inicial de tensión que se ha introducido se puede ver en la figura 2.

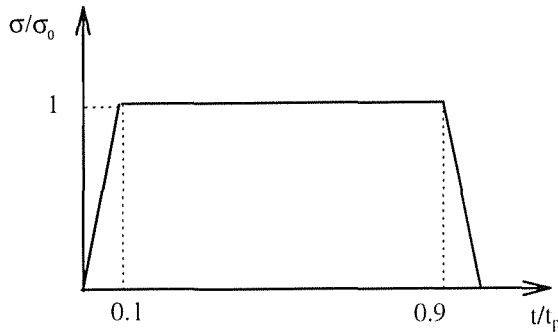


Figura 2. Pulso inicial de tensión .

Los valores de  $\sigma_0$  y  $t_p$  utilizados en la simulación fueron:

$\sigma_0 = 100 \text{ MPa}$

$t_p = 100 \mu\text{s}$

Este pulso es, aproximadamente, el que se generaría si impactase sobre la barra incidente un proyectil de 250 mm de longitud a una velocidad de 5 m/s.

Se han simulado cada uno de los dos tipos de ensayos, impidiendo el movimiento vertical del nudo en contacto con el rodillo de apoyo, para el caso del ensayo de flexión en tres puntos, y sin ninguna restricción al movimiento para el caso de flexión en un punto. Como resultado del análisis se ha obtenido la variación con el tiempo de la tensión según la dirección longitudinal de la barra en una sección situada a 350 mm de los extremos de la misma, los desplazamientos del punto de carga de la probeta y del punto de la barra que entra en contacto con ella, así como el factor de intensidad de tensiones dinámico. Además, en el ensayo de flexión en un punto, se ha obtenido el desplazamiento del mismo nudo que en el caso anterior estaba apoyado.

Se han considerado las mismas propiedades elásticas para el material de la barra y el material de la probeta. Estas propiedades son:

Módulo de elasticidad,  $E = 200 \text{ GPa}$

Coefficiente de Poisson,  $\nu = 0.3$

Densidad,  $\rho = 7850 \text{ kg/m}^3$

El factor de intensidad de tensiones dinámico se puede calcular a partir de la tasa de liberación de energía,  $G$ . Dado que en este análisis no se consideró crecimiento de la fisura, el valor de  $G$  coincide con el de la integral  $J$

de Rice [11], que el programa ABAQUS [10] calcula directamente. En estas condiciones, el factor de intensidad de tensiones dinámico,  $K_I^{\text{din}}$ , para un caso de deformación plana, se puede calcular [11]:

$$K_I^{\text{din}} = \sqrt{\frac{EJ}{1-\nu^2}} \quad (3)$$

4. RESULTADOS

A continuación se presentan los resultados obtenidos en este análisis.

En la figura 3 aparece la onda de tensión (adimensionalizada respecto a  $\sigma_0$ ) en función del tiempo (adimensionalizado respecto a la duración del pulso) que se registra en la sección de referencia, para los casos de flexión en tres puntos (F3P) y de flexión en un punto (F1P). En ella se puede observar que hasta un cierto instante de tiempo, las ondas coinciden independientemente de las condiciones de apoyo de la probeta, lo que indica que, hasta un cierto momento, la carga incidente es igual para los dos tipos de ensayos simulados.

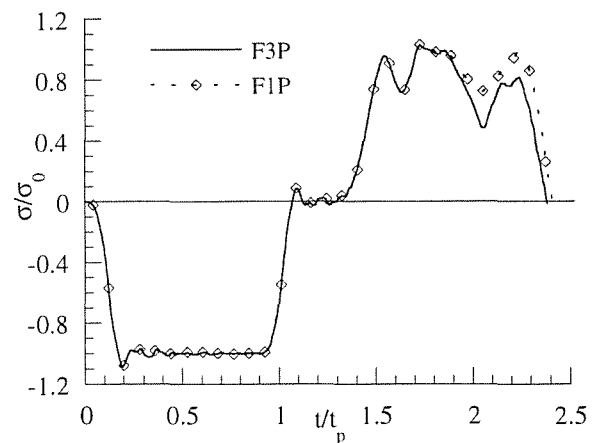


Figura 3. Ondas de tensión en la barra incidente para los ensayos de flexión en tres puntos y flexión en un punto.

En la onda reflejada, además del efecto de la probeta y del sistema de apoyos pueden influir efectos como el amortiguamiento geométrico de la misma debido a que el problema no es uniaxial, así como el cambio de forma de la barra en su extremo. En este sentido, la ecuación (1) puede dar como resultado cargas incidentes no muy fiables.

En la figura 4 se presentan, para los dos tipos de ensayos, los desplazamientos (adimensionalizados respecto al canto de la probeta,  $W$ ) del punto de carga de la probeta y del punto de la barra incidente en contacto con ella. Puede observarse que, en el ensayo de flexión en tres puntos, la barra acompaña a la

probeta y el desplazamiento alcanza un máximo, en tanto que en el ensayo de flexión en un punto, se produce una separación entre la barra y la probeta. Después de esta separación la probeta sigue con velocidad aproximadamente constante y el extremo de la barra queda sin velocidad.

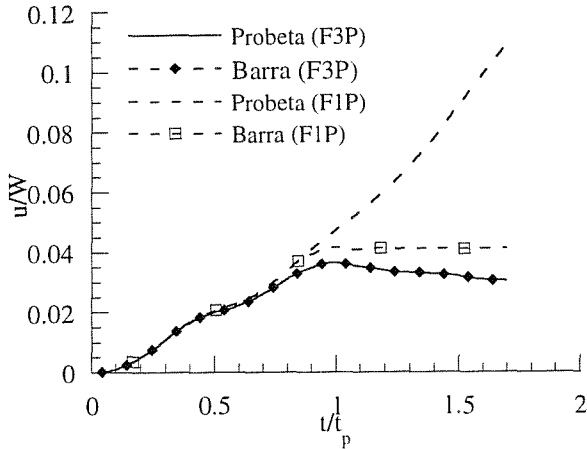


Figura 4. Desplazamientos de barra y probeta en los ensayos de flexión en tres puntos y en un punto.

En la figura 5 aparece la variación con el tiempo de los factores de intensidad de tensiones dinámicos para el caso de flexión en tres puntos y de flexión en un punto.

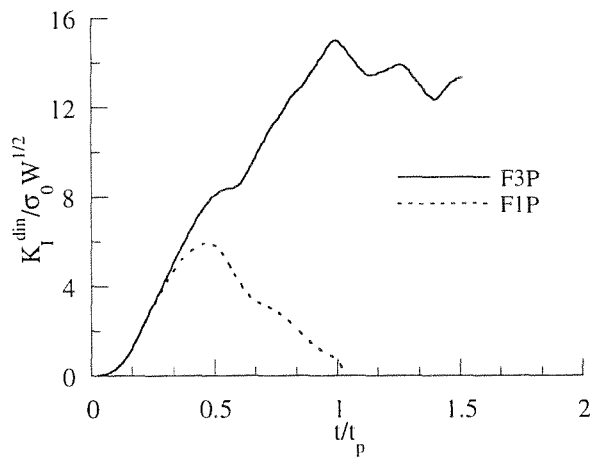


Figura 5. Factores de intensidad de tensiones para los ensayos de flexión en tres puntos y en un punto.

Como puede verse, el máximo valor del factor de intensidad de tensiones que se alcanza en un ensayo de flexión en un punto es considerablemente menor que el que se obtiene en un ensayo de flexión en tres puntos, para las mismas condiciones de carga, por lo cual este hecho puede limitar los materiales ensayados a aquellos de características más frágiles como los cerámicos, por ejemplo. Se puede obtener una estimación de la velocidad de sollicitación que sufre la probeta dividiendo el valor máximo de  $K_I^{din}$  entre el tiempo que

tarda en alcanzarse este valor máximo. Estos parámetros resultan ser  $1,5 \text{ MPa m}^{1/2} \text{ s}^{-1}$  para el caso de flexión en tres puntos y  $1,3 \text{ MPa m}^{1/2} \text{ s}^{-1}$  para el caso de flexión en un punto.

A título comparativo, se ha obtenido, también, el factor de intensidad de tensiones dinámico a partir de desplazamientos de la probeta que se podrían medir durante la realización del ensayo. En el caso del ensayo de flexión en tres puntos,  $K_I^{din}$  se puede obtener como:

$$K_I^{din} = k_1 u_c \quad (4)$$

donde  $u_c$  es el desplazamiento del punto de carga de la probeta en el ensayo dinámico y  $k_1$  es la misma constante de proporcionalidad que para el caso estático [8]. Para el cálculo de esta constante es necesario conocer la flexibilidad de la probeta. En este análisis se ha tomado la que proponen Pastor *et al.* [12] para la probeta de flexión en tres puntos.

En la figura 6 se comparan los factores de intensidad de tensiones dinámicos correspondiente al ensayo de flexión en tres puntos obtenidos con la ecuación (3) y mediante la expresión (4) a partir del desplazamiento del punto de carga.

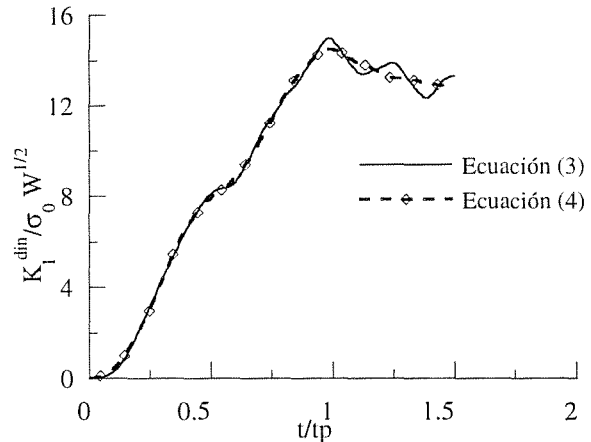


Figura 6. Factor de intensidad de tensiones dinámico para el ensayo de flexión en tres puntos obtenido por diferentes procedimientos.

En el caso del ensayo de flexión en un punto, se ha obtenido también el factor de intensidad de tensiones como [9]:

$$K_I^{din} = k_2 (u_c - u_a) \quad (5)$$

donde  $u_a$  es el desplazamiento del punto que estaría apoyado si se tratase de un ensayo de flexión en tres puntos. La constante de proporcionalidad  $k_2$  se considera aproximadamente igual a la correspondiente al ensayo de flexión en tres puntos,  $k_1$  [9].

En la figura 7 se comparan los factores de intensidad de tensiones dinámicos correspondiente al ensayo de

flexión en un punto obtenidos con la ecuación (3) y mediante la expresión (5) a partir del desplazamiento relativo entre el punto de carga y el punto que estaría apoyado si se tratase de un ensayo de flexión en tres puntos.

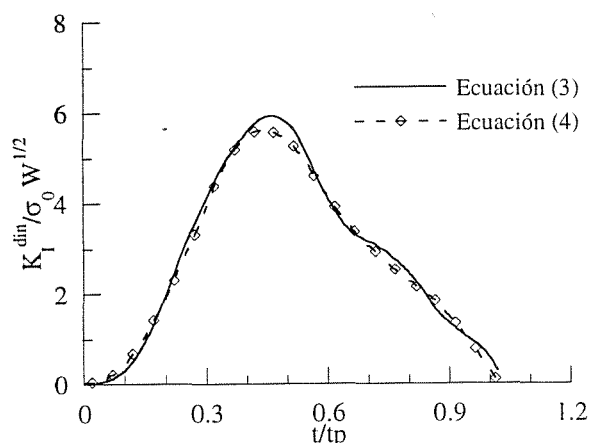


Figura 7. Factor de intensidad de tensiones dinámico para el ensayo de flexión en un punto obtenido por diferentes procedimientos.

Hay que destacar la gran precisión con la que, en ambos tipos de ensayos, se puede obtener el factor de intensidad de tensiones dinámico a partir del conocimiento del movimiento de la probeta, utilizando fórmulas válidas para el caso estático.

### 5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha realizado un análisis numérico de los ensayos dinámicos de flexión en tres puntos y de flexión en un punto que se realizan en dispositivos basados en una barra Hopkinson modificada.

Este análisis ha puesto de manifiesto que en un ensayo de flexión en un punto el máximo valor que se alcanza del factor de intensidad de tensiones dinámico es considerablemente menor que el que se obtiene en un ensayo de flexión en tres puntos para las mismas condiciones de carga, aunque la velocidad de sollicitación es similar. Por tanto, aunque los ensayos de flexión en un punto pueden resultar más sencillos de ejecutar, al no requerir sistema de apoyo, deben reservarse para materiales muy frágiles.

En ambos tipos de ensayos el factor de intensidad de tensiones se puede evaluar con gran precisión a partir del conocimiento de los desplazamientos de puntos de la probeta que se podrían medir durante el ensayo.

### 6. REFERENCIAS

[1] Ruiz, C. y Mines, R.A.W. "The Hopkinson Pressure Bar: an Alternative to the Instrumented Pendulum for Charpy Test". *International Journal of Fracture*, 29, 101-109 (1985).

[2] Yokoyama, T. "Determination of Dynamic Fracture-Initiation Toughness using a Novel Impact Bend Test Procedure". *Journal of Pressure Vessel Technology*, 115, 389-397 (1993).

[3] Kishimoto, K., Takahasi, S. y Aoki, S. "One-Point Bend Impact Testing of Ceramic Material". *Key Engineering Materials*, 51/52, 513-518 (1991)

[4] Wada, H., Seika, M., Calder, C.A. y Kennedy, T.C. "Measurement of Impact Toughness for PMMA with Single-Point Bending Test using an Air Gun". *Engineering Fracture Mechanics*, 46, 715-719 (1993).

[5] Ravi-Chandar, K. y Knauss, W.G. "An Experimental Investigation into Dynamic Fracture: I. Crack Initiation and Arrest". *International Journal of Fracture*, 25, 247-262 (1984).

[6] Benítez, F.G. y Andrade, L. "In-Plane Impact Loading of Composites: Optical Evaluation and Crack Severity Assesment for Graphite-Epoxy". *Journal de Physique IV*, Vol 7, C3-167/C3-174 (1997)

[7] Dally, J.W., y Barker, D.B. "Dynamic Measurements of Initiation Toughness at High Loading Rates". *Experimental Mechanics*, 28, 298-303 (1988).

[8] Kishimoto, K., Aoki, S. y Sakata, M. "Simple Formula for Dynamic Stress Intensity Factor of Pre-cracked Charpy Specimen". *Engineering Fracture Mechanics*, 13, 501-508 (1980).

[9] Kishimoto, K., Fujino, Y., Aoki, S. y Sakata, M. "A Simple Formula for the Dynamic Stress Intensity Fcator of an Impacted Freely-Supported Bend Specimen", *JSME International Journal*, 33, 51-56 (1990).

[10] Hibbitt, H.D., Karlson, B.I. y Sorensen, E.P. *ABAQUS User's Manual*. Version 5.6 (1996).

[11] Kanninen, M.F. y Popelar, C.H. "Advanced Fracture Mechanics." Oxford University Press (1985).

[12] Pastor, J.Y., Guinea, G.V., Planas, J. y Elices, M. " Nueva expresión de la flexibilidad para la probeta de flexión en tres puntos". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 13, 69-74 (1996).

UN MODELO MICROMECAÁNICO DE MATERIAL FRÁGIL  
 APLICACIÓN A UNA POBLACIÓN DE MICROFISURAS PARALELAS

J.L. Vega\*, J. M<sup>a</sup> Amo<sup>+</sup> y J. M. Sánchez\*

\* Escuela Técnica Superior de Ingenieros Navales (UPM)  
 Avda. del Arco de la Victoria s/n, 28040-Madrid  
 e-mail: jlvega@etsin.upm.es

<sup>+</sup> Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CSIC)

**Resumen:** En estudios anteriores se estableció un modelo matemático general para el estudio del proceso de la nucleación y crecimiento de una población 3D de microfisuras. Como un primer paso en el desarrollo de un modelo micromecánico de material frágil, en este artículo se resuelve el caso particular de una población de microfisuras paralelas y que permanecen paralelas durante el proceso de nucleación y crecimiento. El modelo numérico, sigue la evolución de los momentos estadísticos de la función de densidad que representa la distribución en tamaños de las microfisuras, en vez de estudiar la evolución temporal de la propia función densidad. Este método parece particularmente indicado en modelos de material en los que se considera la variable interna daño.

**Abstract:** A general microfracture mathematical model of the nucleation and growth of penny-shaped microcracks size 3D distributions were stated in previous works. As a first step in the development of a micromechanical model of a brittle material, in this paper we solve the specific case of a parallel-cracks population that is convected by the flow, remaining parallel throughout the nucleation and growth processes. Model that we solve numerically following in time the evolution of a finite number of statistical moments of the density function representing the crack size distribution instead of keeping track of the density itself. This approach seems adequate in models of materials where the internal variable damage is considered.

## 1 INTRODUCCIÓN

En este artículo consideraremos microfisuras circulares y planas, y por ello en cada punto material definimos una función de densidad de microfisuras  $h(t, r, \vec{n})$ . Esta función representa el número de microfisuras por unidad de volumen de tamaño  $r$ , representado por su radio, y orientación  $\vec{n}$  (caracterizada por la normal al plano de la microfisura) en cada instante  $t$ .

En [1] y [3] definimos el ritmo  $\Gamma$

$$\Gamma \equiv \frac{\partial h}{\partial t} + \text{div}_{(r, \vec{n})} (h(t, r, \vec{n})) (W, \vec{w}) \quad (1)$$

donde,  $w(t, r, \vec{n})$  es la velocidad de propagación de las microfisuras de tamaño  $r$  y orientación  $\vec{n}$  y  $\vec{W}(t, \vec{n})$  es la velocidad de variación de la normal a una microfisura.

Si en un determinado punto material no hay nucleación, el ritmo  $\Gamma$  será cero, en caso contrario  $\Gamma$  tomará un valor igual a la tasa de nucleación de microfisuras en dicho punto.

En [1] demostramos la objetividad de  $\Gamma$ , que era una propiedad previsible dada la naturaleza física de tal ritmo, por ser la derivada de Lie  $L_{(w, \vec{w})} h$ , considerada la función  $h$  un campo densidad tensorial.

Podemos expresar el anterior ritmo más detalladamente como,

$$\Gamma \equiv \frac{\partial h}{\partial t} + W \frac{\partial h}{\partial r} + \vec{w} \cdot \text{grad}_{\vec{n}} h + h \frac{\partial W}{\partial r} + h \text{div}_{\vec{n}} \vec{w} \quad (2)$$

En este artículo consideraremos la evolución de una población de fisuras debida a nucleación y crecimiento de microfisuras pero no su coalescencia. Estas condiciones son representativas de los estados de deterioro iniciales y medios.

2 CRECIMIENTO DE MICROFISURAS

Seaman, Curran y Shockey (1976) [2]. mediante ensayos de impactos de placas a altas velocidades propusieron la siguiente ecuación de crecimiento de fisuras,

$$w(r) = \frac{dr}{dt} = \begin{cases} \min(T_1(\sigma_n - \sigma_c)r, C_R) & \sigma_n \geq \sigma_c \\ 0 & \sigma_n \leq \sigma_c \end{cases} \quad (3)$$

donde,

- $T_1$  es una constante del material
- $\sigma_c$  es la tensión umbral de crecimiento
- $\sigma_n$  es la tensión normal a la grieta
- $C_R$  es la velocidad de Rayleigh

Para materiales frágiles, de acuerdo a la mecánica de la fractura lineal elástica y para grietas de forma circular y plana,  $\sigma_c$  está ligada para cada tamaño de defecto  $r$  con la tenacidad de la fractura mediante la relación,

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{\pi}{4r}} K_{Ic} \quad (4)$$

Expresando la relación (3) en función de la carga aplicada  $\sigma_n$  (y de las propiedades del material) obtenemos la velocidad de crecimiento para cada tamaño de grieta  $r$  mediante,

$$w(r) = \begin{cases} 0 & \text{si } r \leq R_c \\ T_1 \sigma_n (r - \sqrt{R_c} \sqrt{r}) & \text{si } R_c \leq r \leq R_u \\ C_R & \text{si } r \geq R_u \end{cases} \quad (5)$$

Es decir, en cada instante, clasificamos las fisuras en tres grupos de tamaños:

1. Un primer grupo de fisuras formado por aquellas fisuras de tamaño inferior a  $R_c$  donde  $R_c$ , es el tamaño del defecto crítico para la tensión normal  $\sigma_n$  y viene dado por la ecuación,

$$R_c = \frac{\pi}{4} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_n} \right)^2 \quad (6)$$

2. Una segunda categoría de fisuras que crecen de tamaño con una ley parabólica. Este grupo está formado por las fisuras de tamaño superior a  $R_c$  e inferior a  $R_u$ , donde  $R_u$  es el mínimo tamaño de fisura cuya velocidad de crecimiento es  $C_R$  obtenida de (5)

$$R_u = \frac{C_R}{T_1 \sigma_n} + \frac{R_c}{2} \left( 1 + \sqrt{1 + \frac{4C_R}{T_1 \sigma_n R_c}} \right) \quad (7)$$

3. Aquellas fisuras con tamaño superior a  $R_u$  que crecen a la velocidad de Rayleigh.

3 ESTUDIO DE UNA POBLACIÓN DE MICROFISURAS PARALELAS

A continuación vamos a estudiar la variación de una población de microfisuras circulares con diferentes tamaños pero teniendo todas las fisuras la misma orientación en el espacio. Cuando un material frágil está sometido a tensiones elevadas, se produce un aumento del tamaño de algunas de las fisuras existentes (crecimiento) y la aparición de nuevas fisuras (nucleación).

Sea  $h(r,t)$  la función que nos da la evolución temporal de la densidad de fisuras (número de fisuras por unidad de volumen de material) para cada tamaño  $r$ .

La ley de conservación de fisuras se expresa mediante la ecuación,

$$\frac{\partial h}{\partial t} + \frac{\partial(hw)}{\partial r} = \rho_{mc} \quad (8)$$

donde,

- $w(r,t)$  es la velocidad de de las fisuras de tamaño  $r$  en  $t$
- $\rho_{mc}(r,t)$  es la tasa de nucleación (núm. de nuevas fisuras, de tamaño  $r$ , por unidad de tiempo).

Esta fórmula es un caso particular de la ecuación general (2) si se suprime la dependencia de la orientación espacial de las microfisuras.

Seguir la evolución temporal de la función densidad<sup>1</sup> de fisuras  $h(r,t)$  exigiría gran complejidad y coste computacional. Por ello la idea fundamental es estudiar la evolución temporal de sus momentos estadísticos,

$$M_k(t) \equiv \int_0^\infty r^k h(r,t) dr \quad (k = 0,1,2,\dots) \quad (9)$$

En los modelos micromecánicos de fractura se introduce una variable interna local llamada daño, que considera

<sup>1</sup>Nótese que  $h(r,t)$  no es una verdadera función de densidad en sentido estadístico para lo cual su integral extendida a todos los tamaños de fisuras debería ser unitaria. Con la representación elegida aquí dicha integral es el número total de fisuras y la denominación densidad únicamente se refiere, en sentido estricto, a fisuras por unidad de volumen.

la pérdida de la capacidad resistente del material debida a la población de microfisuras en cada punto.

El grado de deterioro o daño habitualmente se considera función del volumen total de los defectos y otros parámetros de la distribución de microfisuras pero no de valores concretos de su función densidad.

Dicho volumen es proporcional al momento de tercer orden  $M_3(t)$  de la población de fisuras  $h(r,t)$  cuyo valor es calculado, para cada instante, de una manera directa con este método de representación de la población de microfisuras.

A continuación vamos a detallar un método numérico adecuado para su incorporación, en un modelo de material, en un programa de ordenador.

Sea  $0 = R_0(t) < R_1(t) < \dots < R_n(t) < +\infty$  una partición del intervalo de tamaño de fisuras  $[0, +\infty)$  donde los puntos  $R_j(t)$  pueden moverse con la velocidad de crecimiento correspondiente a las fisuras de dicho radio o con una velocidad distinta.

Considerando funciones de peso genéricas  $f_k(r)$  los momentos generalizados  $m_k^{(j)}(t)$  de la función densidad de distribución  $h(r,t)$  en el intervalo  $(R_{j-1}(t), R_j(t))$  vienen dados por,

$$m_k^{(j)}(t) = \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} f_k(r) h(r,t) dr \tag{10}$$

Aplicando la clásica regla de diferenciación de integrales paramétricas obtenemos la evolución temporal del momento,

$$\dot{m}_k^{(j)}(t) \equiv \frac{d m_k^{(j)}(t)}{dt} = \frac{d}{dt} \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} f_k(r) h(r,t) dr = \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} f_k(r) \frac{\partial h(r,t)}{\partial t} dr + \dot{r} f_k(r) h(r,t) \Big|_{r=R_{j-1}(t)}^{r=R_j(t)} \tag{11}$$

Podemos transformar esta última ecuación,

$$\begin{aligned} \dot{m}_k^{(j)}(t) = & \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} \left( f_k(r) \frac{\partial h(r,t)}{\partial t} + \frac{\partial (w(r,t) f_k(r) h(r,t))}{\partial r} \right) dr \\ & + (\dot{r} - w(r,t)) f_k(r) h(r,t) \Big|_{r=R_{j-1}(t)}^{r=R_j(t)} = \\ & \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} f_k(r) \left[ \frac{\partial h(r,t)}{\partial t} + \frac{\partial (w(r,t) h(r,t))}{\partial r} \right] dr \\ & + \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} w(r,t) h(r,t) \frac{\partial f_k(r)}{\partial r} dr \\ & + (\dot{r} - w(r,t)) f_k(r) h(r,t) \Big|_{r=R_{j-1}(t)}^{r=R_j(t)} \end{aligned} \tag{12}$$

Sustituyendo la ecuación de conservación (8) en el término entre corchetes de la última igualdad obtenemos,

$$\begin{aligned} \dot{m}_k^{(j)}(t) = & \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} f_k(r) \rho_{mic}(r,t) dr + \\ & \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} \frac{\partial f_k(r)}{\partial r} w(r,t) h(r,t) dr + \\ & (\dot{r} - w(r,t)) f_k(r) h(r,t) \Big|_{r=R_{j-1}(t)}^{r=R_j(t)} \end{aligned} \tag{13}$$

Nótese que los términos no integrales de la anterior ecuación se anulan cuando los extremos de integración  $R_{j-1}(t)$  y  $R_j(t)$  se mueven con la velocidad de apertura de las fisuras de dicho tamaño.

Particularizando la ecuación (12) para la función de peso  $f_k(r) = r^k$  obtenemos,

$$\begin{aligned} \dot{M}_k^{(j)}(t) = & \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} r^k \rho_{mic}(r,t) dr + \\ & k \int_{R_{j-1}(t)}^{R_j(t)} r^{k-1} w(r,t) h(r,t) dr + \\ & (\dot{r} - w(r,t)) r^k h(r,t) \Big|_{r=R_{j-1}(t)}^{r=R_j(t)} \end{aligned} \tag{14}$$

Sumando la anterior ecuación en el índice  $j$  se obtiene,

$$\dot{M}_k(t) = \int_0^{\infty} r^k \rho_{mic}(r,t) dr + k \int_0^{\infty} r^{k-1} w(r,t) h(r,t) dr \tag{15}$$

La anterior fórmula nos daría la evolución de  $M_k(t)$  si los momentos del producto  $w(r,t)h(r,t)$  se pudiesen calcular a partir de los momentos de  $h(r,t)$ . Sin embargo es muy difícil calcular dichos momentos, al menos desde un punto de vista computacional.

Para obviar la anterior dificultad, escogemos una partición  $R_j(t)$  del intervalo de tamaños de fisuras adecuado a las condiciones de nuestro estudio.

Elegiremos la partición  $R_0 = 0$ ,  $R_1(t) = R_c(t)$ ,  $R_2(t) = R_w(t)$ ,  $R_3(t) = R_f(t)$  y  $R_4(t) = +\infty$  donde para cada instante

- $R_c$  es el tamaño de defecto crítico
- $R_w$  mínimo tamaño de fisura cuya velocidad de crecimiento es máxima
- $R_f$  tamaño máximo de las fisuras

siendo  $R_c$  y  $R_w$  sólo dependientes de la tensión normal aplicada  $\sigma_n(t)$  en dicho instante y de las características del material.



Vamos a continuación a plantear la evolución de los momentos de la distribución de fisuras en cada uno de los intervalos para dos casos posibles:

- Poblaciones de fisuras cuyo tamaño máximo  $R_f$  es inferior a  $R_w$ .
- Poblaciones de fisuras cuyo tamaño máximo  $R_f$  es superior a  $R_w$ .

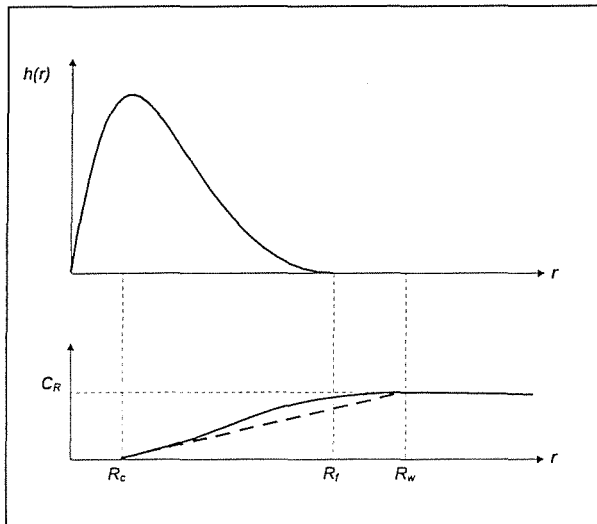


Figura 1 Población de microfisuras cuyo tamaño máximo es inferior a  $R_w$

4 POBLACIONES DE FISURAS DE TAMAÑO  $R_f$  INFERIOR A  $R_w$

Si en una población de fisuras el tamaño máximo de fisura  $R_f$  es inferior al correspondiente a la velocidad de Rayleigh  $R_w$  (dado por la ecuación (7)) consideramos dos intervalos de tamaños:  $[0, R_c(t)]$  y  $[R_c(t), R_f(t)]$ . Estos dos intervalos corresponden, respectivamente, a las fisuras cuyo tamaño no varía y a aquellas que crecen

Tramo I. Sin crecimiento ni nucleación de fisuras

Para tamaños de fisura  $r$  inferiores al tamaño crítico  $R_c$ , o sea, si  $r \in [0, R_c(t)]$  no se produce nucleación ni crecimiento de fisuras. El tamaño crítico  $R_c$  en cada instante, viene dado por el nivel de tensión normal al plano de las fisuras y satisface la ecuación (6).

Particularizando la ecuación (14) a este caso con  $\rho_{mic}(r, t) = 0$  y  $w(r, t) = 0$  obtenemos,

$$\dot{M}_k^I(t) = \dot{R}_c R_c^k h(R_c, t) \quad (k = 0, 1, 2, \dots) \quad (16)$$

Tramo II. Crecimiento de fisuras con velocidad inferior a la máxima y nucleación

Para tamaños de fisura  $r$  superiores a  $R_c$  e inferiores al tamaño correspondiente a la velocidad de Rayleigh, supondremos leyes de crecimiento de tipo lineal y parabólico.

Más concretamente, consideraremos tamaños  $r \in [R_c(t), R_f(t)]$  dado que el tamaño máximo de las fisuras  $R_f$  es inferior a  $R_w$ .

La tasa de incremento del número de fisuras en dicho intervalo de tamaños, que es la variación temporal del momento de orden cero, se deduce a partir de la ecuación (14) teniendo en cuenta que las fisuras de tamaño  $R_f$  crecen con velocidad  $\dot{R}_f = w(R_f, t)$ . Su expresión viene dada por,

$$\dot{M}_0^{II}(t) = Nuc_0^{II}(t) - \dot{R}_c h(R_c, t) \quad (17)$$

donde hemos simbolizado por  $Nuc_0^{II}(t)$  a la integral  $\int_{R_c(t)}^{R_f(t)} \rho_{mic}(r, t) dr$  que representa la tasa de fisuras nucleadas en el tramo II

La ecuación diferencial de los momentos de orden superior, depende del tipo de ley de crecimiento de fisuras:

- Ley de crecimiento lineal

Denominando  $a(t) = \frac{C_R}{(R_w - R_c)}$ , la ley lineal de crecimiento de fisuras en este tramo se expresa mediante  $w(r, t) = a(t)(r - R_c)$ . Esta ley sustituida en la ecuación (14) nos da la variación de los momentos de la función densidad de fisuras,

$$\begin{aligned} \dot{M}_k^{II}(t) = & Nuc_k^{II}(t) + a(t) k (M_k^{II}(t) - R_c M_{k-1}^{II}(t)) \\ & - \dot{R}_c R_c^k h(R_c, t) \quad (k = 1, 2, \dots) \end{aligned} \quad (18)$$

donde  $Nuc_k''(t) = \int_{R_c(t)}^{R_f(t)} r^k \rho_{mic}(r,t) dr$  representa la variación del momento de las fisuras nucleadas en el intervalo  $[R_c(t), R_f(t)]$ .

• Ley de crecimiento parabólico

Denominando  $b(t) = T_1 \sigma_n$ , la ley lineal de crecimiento de fisuras en este tramo se expresa, (véase ecuación (5)), mediante  $w(r,t) = b(t)(r - \sqrt{R_c} r^{1/2})$ . Esta ley sustituida en la ecuación (14) nos da la variación de los momentos de la función densidad de fisuras,

$$\begin{aligned} \dot{M}_k''(t) &= Nuc_k''(t) + \\ b(t)k &\left( M_k''(t) - \sqrt{R_c} M_{k-1/2}''(t) \right) - \\ \dot{R}_c R_c^k &h(R_c, t) \end{aligned} \tag{19}$$

$(k = 1/2, 1, 3/2, 2, \dots)$

Nótese que en este caso intervienen, además de los momentos enteros, momentos semienteros de la función densidad de fisuras.

Sumando las ecuaciones de variación de los momentos en los tramos I y II obtenemos la ecuación diferencial del número total de fisuras  $\dot{M}_0(t) = Nuc_0(t)$ , que es la tasa de nucleación de fisuras en el intervalo  $[0, R_f(t)]$ , y la variación temporal de los momentos de orden superior a cero,

$$\begin{aligned} \dot{M}_k(t) &= Nuc_k(t) + a(t)k \left( M_k''(t) - R_c M_{k-1}''(t) \right) \\ &(k = 1, 2, \dots) \end{aligned} \tag{20}$$

para la ley de crecimiento lineal, y

$$\begin{aligned} \dot{M}_k(t) &= Nuc_k(t) + b(t)k \left( M_k''(t) - \sqrt{R_c} M_{k-1/2}''(t) \right) \\ &(k = 1/2, 1, 3/2, 2, \dots) \end{aligned} \tag{21}$$

para la ley de crecimiento parabólico.

5 POBLACIONES DE FISURAS DE TAMAÑO  $R_f$  SUPERIOR A  $R_w$

Para poblaciones de fisuras de un tamaño máximo de fisura  $R_f$  superior al correspondiente a la velocidad de Rayleigh  $R_w$ , consideramos tres intervalos de tamaños:

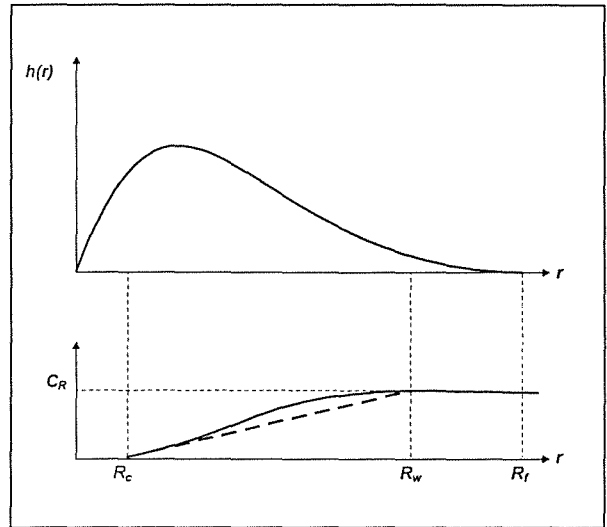


Figura 2 Población de microfisuras cuyo tamaño máximo es superior a  $R_w$

$[0, R_c(t)]$ ,  $[R_c(t), R_w(t)]$  y  $[R_w(t), R_f(t)]$ .

Tramo I. Sin crecimiento ni nucleación de fisuras

Para tamaños de fisura  $r$  inferiores al tamaño crítico  $R_c$ , o sea, si  $r \in [0, R_c(t)]$  no se produce nucleación ni crecimiento de fisuras y la variación de los momentos de este tramo es la misma indicada en el apartado anterior (véase ecuación (16))

Tramo II. Crecimiento de fisuras con velocidad inferior a la máxima y nucleación

Para tamaños de fisura  $r$  comprendidos entre  $R_c$  y  $R_w$  supondremos leyes de crecimiento de tipo lineal y parabólico.

Si  $r \in [R_c(t), R_w(t)]$  la tasa de incremento del número de fisuras en dicho intervalo de tamaños viene dada por la siguiente fórmula deducida a partir de la ecuación (14)

$$\dot{M}_0''(t) = Nuc_0''(t) + (\dot{R}_w - C_R) h(R_w, t) - \dot{R}_c h(R_c, t) \tag{22}$$

donde hemos tenido en cuenta que las fisuras de tamaño  $R_w$  crecen con velocidad  $C_R$  (véase ecuación (5))

La ecuación diferencial de los momentos de orden superior, depende del tipo de ley de crecimiento de fisuras y se incluye a continuación:

- *Crecimiento lineal*  $w(r,t) = a(t)(r - R_c)$

$$\begin{aligned} \dot{M}_k''(t) = Nuc_k''(t) + a(t)k \left( M_k''(t) - R_c M_{k-1}''(t) \right) + \\ \left( \dot{R}_w - C_R \right) R_w^k h(R_w, t) - \dot{R}_c R_c^k h(R_c, t) \\ (k = 1, 2, \dots) \end{aligned} \tag{23}$$

- *Crecimiento parabólico*  $v(r,t) = b(t)(r - \sqrt{R_c} r^{1/2})$

$$\begin{aligned} \dot{M}_k''(t) = Nuc_k''(t) + b(t)k \left( M_k''(t) - \sqrt{R_c} M_{k-1/2}''(t) \right) \\ + \left( \dot{R}_w - C_R \right) R_w^k h(R_w, t) - \dot{R}_c R_c^k h(R_c, t) \\ (k = 1/2, 1, 3/2, 2, \dots) \end{aligned} \tag{24}$$

**Tramo III. Crecimiento de fisuras con la velocidad máxima y nucleación**

Para tamaños  $r \in [R_u(t), R_f(t)]$  las fisuras crecen con la velocidad de Rayleigh  $C_R$  y la tasa de variación del momento en este tramo viene dado por las ecuaciones,

$$\dot{M}_0'''(t) = Nuc_0'''(t) - (\dot{R}_u - C_R) h(R_u, t) \tag{25}$$

$$\begin{aligned} \dot{M}_k'''(t) = Nuc_k'''(t) + k C_R M_{k-1}'''(t) - \\ (\dot{R}_u - C_R) R_u^k h(R_u, t) \\ (k = 1, 2, 3 \dots) \end{aligned} \tag{26}$$

obtenida de la ecuación (14) con  $\dot{R}_f = C_R$  y  $Nuc_k'''(t)$  representa la variación del momento producido por las fisuras nucleadas en este tramo de tamaños.

Sumando las ecuaciones de variación de los momentos en tres tramos, obtenemos la ecuación diferencial del número total de fisuras  $\dot{M}_0(t) = Nuc_0(t)$ , que es la tasa de nucleación de fisuras en el intervalo  $[0, R_f(t)]$ , y la variación temporal de los momentos de orden superior a cero,

$$\begin{aligned} \dot{M}_k(t) = Nuc_k(t) + a(t)k \left( M_k''(t) - R_c M_{k-1}''(t) \right) + \\ k C_R M_{k-1}'''(t) \\ (k = 1, 2, 3 \dots) \end{aligned} \tag{27}$$

para la ley de crecimiento lineal, y

$$\begin{aligned} \dot{M}_k(t) = Nuc_k(t) + b(t)k \left( M_k''(t) - \sqrt{R_c} M_{k-1/2}''(t) \right) + \\ k C_R M_{k-1}'''(t) \\ (k = 1/2, 1, 3/2, 2, \dots) \end{aligned} \tag{28}$$

para la ley de crecimiento parabólico.

**6 EVALUACIÓN DE LA FUNCIÓN DENSIDAD DE FISURAS**

Para seguir la evolución temporal de los momentos estadísticos de la población de fisuras (véanse ecuaciones (16) a (19) y (22) a (26)) es necesario calcular el valor de la función densidad de fisuras  $h(r,t)$  en los puntos  $r = R_c(t)$  y  $r = R_w(t)$  para cada paso de integración.

Esta función no es conocida explícitamente, sino a través del valor de sus momentos respecto al origen. En [1] se han estudiado dos métodos para evaluar la densidad de fisuras  $h(r,t)$  a partir de sus momentos: con distribuciones de máxima entropía y mediante aproximación polinómica.

**7 CONCLUSIONES**

En este artículo se expone un modelo numérico para la representación de una población de microfisuras para un caso particular, aunque representativo, de un modelo micromecánico general 3D de un material frágil. La extensión del modelo numérico al caso general y su incorporación, como un modelo de material, en el programa DYNA 3D está en curso y será objeto de futuras publicaciones.

**8 REFERENCIAS**

[1] VEGA MIGUEL, J.L. Un modelo micromecánico de material fisurable, *Tesis Doctoral*, E. T. S. Ingenieros Navales, Universidad Politécnica de Madrid, (1966)  
 [2] CURRAN, D. R. ; SEAMAN, L. ; SHOCKEY, D. A. (1976). Computational models for ductile and brittle fracture. *Journal of Applied Physics*, nº 47, págs. 4814-4826.  
 [3] SÁNCHEZ, J.M. ; VEGA MIGUEL, J. L., GARBAYO MARTÍNEZ, E., General Evolution Laws of a Microcracks Population in a Brittle Material, 15th *IMACS World Congress 1997. Proceedings* Volume 5, Systems Engineering, P.513-518. Berlin, August 1997.

## MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS ESTRUCTURALES MICROALEADOS

J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana y J.M. Varona

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales  
Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.  
Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.

**Resumen.** Las condiciones ambientales de trabajo de aceros estructurales y de conducciones de aplicación en instalaciones energéticas y petrolíferas han puesto en evidencia la necesidad de encontrar una metodología de caracterización de su resistencia a la fisuración. Esta metodología debe definir la cinética de fisuración en función de los parámetros que controlan la misma, con carácter universal, es decir, tanto en régimen de dominio elástico como elasto-plástico. Este trabajo recoge los resultados de la aplicación de una metodología experimental y analítica que se ha mostrado propicia para ser aplicada a los procesos de fisuración estudiados sobre probetas compactas, y en particular a aquéllos que comportan procesos subcríticos asociados a la presencia de ambientes agresivos, como en el caso de los procesos de corrosión bajo tensión o fisuración inducida por hidrógeno de aceros microaleados para los que ha sido desarrollada. La metodología ofrece resultados de gran interés en la caracterización cuantitativa del comportamiento de fisuración y su correlación con los micromecanismos de rotura presentes, que permiten profundizar en el estudio de las condiciones locales que propician la fisuración.

**Abstract.** In order to characterize the resistance to environmental assisted cracking of the structural and pipelines steels used in energy plants and offshore platforms, a methodology able to define the cracking kinetics as a function of the parameters controlling it in both elastic and elastic-plastic conditions. This work summarizes the results of the applications of an analytical and experimental methodology in order to characterize all cracking processes, was validated for the characterization of subcritical environmental assisted ones. The obtained results help in the modelling of the cracking behaviour and its correlation with the fracture micromechanisms inducing the cracking processes. After it, a closer study of the local conditions controlling the crack advance has been performed.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros utilizados en la fabricación de elementos estructurales relacionados con la industria del petróleo, como plataformas off-shore o sistemas de transporte por tuberías, han sufrido una demanda creciente en las últimas décadas. Esta evolución ha venido acompañada, por otra parte, de mejora en sus características generales, resistencia mecánica, tenacidad, soldabilidad, y resistencia a la corrosión bajo tensión, entre otras [1].

De los diferentes tipos de aceros de alta resistencia desarrollados, los microaleados estructurales o de alto límite elástico son los de mayor incidencia en sus aplicaciones actuales, alcanzando a cubrir un 70% de los componentes estructurales de las plataformas marinas [2]. Su competitividad se basa en su relación precio/resistencia, su tenacidad, su versatilidad de procesado y su buena soldabilidad, comparable o incluso mejor que la de los aceros al carbono [3]. Un gran número de trabajos recopilan el control del comportamiento mecánico de estos aceros a través de los elementos de aleación y el tratamiento termomecánico de su proceso para alcanzar las microestructuras óptimas a sus compromisos de comportamiento [4,5].

En las plataformas estos aceros se encuentran también sometidos a problemas de corrosión bajo tensión en medio marino en asociación con situaciones de protección catódica o de fisuración en presencia de sulfuros causados por bacterias [6]. En ambos casos el hidrógeno juega un papel predominante en los mecanismos de fisuración por lo que estos aceros deben mostrarse como resistentes a la fisuración inducida por hidrógeno. Por ello su desarrollo avanza en paralelo al de los aceros para conducciones [7-9].

## 2. MATERIALES Y CARACTERIZACION CONVENCIONAL

Dentro de los materiales utilizados, como parte de un trabajo de investigación más amplio [10], se ha elegido uno como representativo de un comportamiento general. El acero elegido, un microaleado del tipo E690, es un acero de alto límite elástico y se emplea en la fabricación de cremalleras autoelevatrices para plataformas petrolíferas. En la tabla 1 se recogen los resultados del análisis químico realizados. Del mismo modo que en sus aplicaciones industriales dicho material fue sometido a tratamiento de temple en agua seguido de revenido a 600°C, generándose una microestructura de bainita revenida con un tamaño de grano de 44 mm.

**Tabla 1.** Composición Química del acero E690 (% en peso)

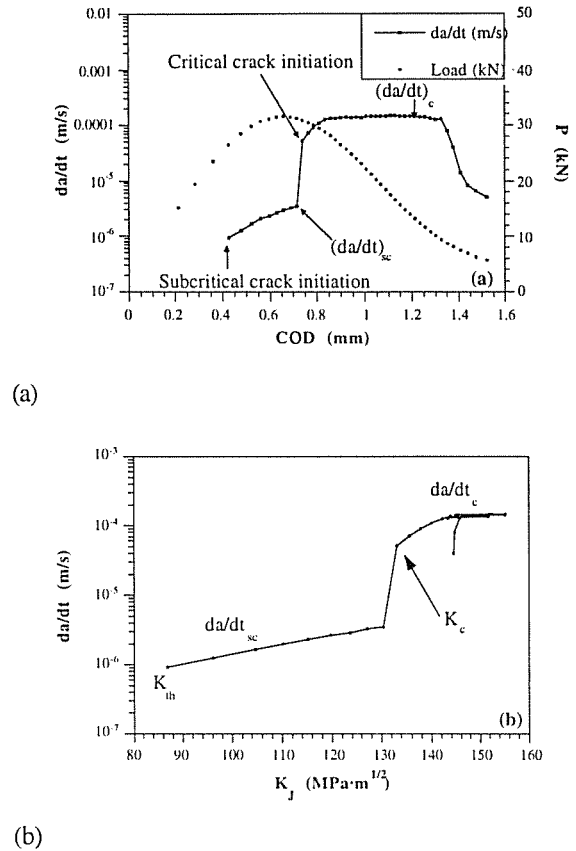
|       |       |       |       |        |       |
|-------|-------|-------|-------|--------|-------|
| Acero | C     | Si    | Mn    | Ni     | Cr    |
| E690  | 0.135 | 0.241 | 1.1   | 1.518  | 0.496 |
| Mo    | Cu    | Sn    | Al    | V      | Ti    |
| 0.465 | 0.18  | 0.009 | 0.078 | <0.003 | 0.003 |

La caracterización mecánica realizada sobre el acero dio como resultado un límite elástico de 840 MPa, una tensión de rotura de 915 MPa y un alargamiento bajo carga máxima del 6.5%. El acero fue caracterizado en fractura mediante la determinación de la curva *R* de la integral *J* según el método propuesto por el Grupo Europeo de Fractura ESIS P1-92. Para ello, se mecanizaron, a partir del material disponible, probetas de tipo compacto normalizadas con un valor de 25 mm de espesor. Se realizaron ensayos a dos velocidades de sollicitación, en control de desplazamiento,  $v_d$ ,  $4.1 \cdot 10^{-6}$  y  $4.1 \cdot 10^{-7}$  m/s. Los resultados revelan una tenacidad independiente de la velocidad de sollicitación, alcanzando el parámetro  $J_{0.2/BL}$  el valor de 260 kJ/m<sup>2</sup>.

**3. COMPORTAMIENTO DE ACERO EN CONDICIONES DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO**

La caracterización de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno (FIH) se realizó mediante ensayos sobre probeta compacta de espesor 25 mm en el ambiente agresivo correspondiente y con velocidad de desplazamiento constante. El ambiente agresivo se obtuvo por polarización catódica con diferentes niveles de densidad de corriente, 1 a 10 mA/cm<sup>2</sup>, en una solución 1N de SO<sub>4</sub>H<sub>2</sub>. Las muestras fueron sometidas a un proceso de polarización durante 40 h en cuyo instante se aplicó una carga mecánica mediante desplazamiento a velocidad constante, sin interrumpir el proceso de polarización, produciéndose la propagación de la fisura en la muestra, llevándose finalmente hasta rotura. Finalizado el ensayo se realizó sobre la superficie de propagación de la probeta un estudio fractográfico por microscopía electrónica, permitiendo conocer en cada punto el aspecto de la superficie de la fisura generada.

La aplicación de una metodología analítica adecuada [11] permite conocer en cada instante los valores de longitud de fisura, *a*, velocidad de propagación, *da/dt*, e integral *J*. La Figura 1a muestra la curva de caracterización de uno de los ensayos y la 1b la correspondiente deducida de la anterior. En la misma el valor de la integral *J* ha sido evaluado a través del factor de intensidad de tensiones equivalente, *K<sub>J</sub>*. En la Figura 1b se definen las condiciones umbrales de iniciación, *K<sub>th</sub>*; la velocidad de propagación subcrítica, *da/dt<sub>sc</sub>*; el valor de iniciación de condiciones de rotura críticas, *K<sub>c</sub>* y la velocidad de propagación crítica, *da/dt<sub>c</sub>*.



**Figura 1.** (a) Caracterización del proceso de fisuración a través de la curva Carga-desplazamiento y (b) evaluación de los parámetros en la curva *da/dt-K<sub>J</sub>*.

**4. INFLUENCIA DEL AMBIENTE EN EL COMPORTAMIENTO DEL ACERO E690 ANTE PROCESOS DE FIH**

El análisis de resultados se realiza en base a la representación de los parámetros que definen el comportamiento de los procesos de fisuración, tanto subcríticos como críticos, para cada condición ambiental estudiada, en función de la velocidad de sollicitación del ensayo. En los gráficos de esta representación se incluyen las zonas de cada tipo de micromecanismo involucrado en el proceso de propagación, de acuerdo con las observaciones efectuadas por SEM sobre cada probeta: intergranulares (IG), transgranulares (TG), por clivaje o por coalescencia de microhuecos.

a) Comportamiento con densidad de corriente de 1 mA/cm<sup>2</sup>

Las Figuras 2 y 3 muestran de forma esquemática las variaciones de los parámetros de comportamiento establecidos en este trabajo, *K<sub>J</sub>* y *da/dt*, con la velocidad de sollicitación para las condiciones de carga estudiadas en este apartado, 1 mA/cm<sup>2</sup>. En ellas se han marcado las regiones de comportamiento en el aire, como referencia, así como la zona de fisuración subcrítica,

asociadas a los clivajes observados, diferenciando en ellas las condiciones de aparición de intergranularidad, y la zona de fisuración crítica, a partir de los valores críticos, tanto en velocidad como en sollicitación local, que pasan a generar microhuecos. De esta forma se separan las zonas de fisuración subcrítica de las de rotura, aun cuando éstas se establecen bajo condiciones de fragilización por hidrógeno.

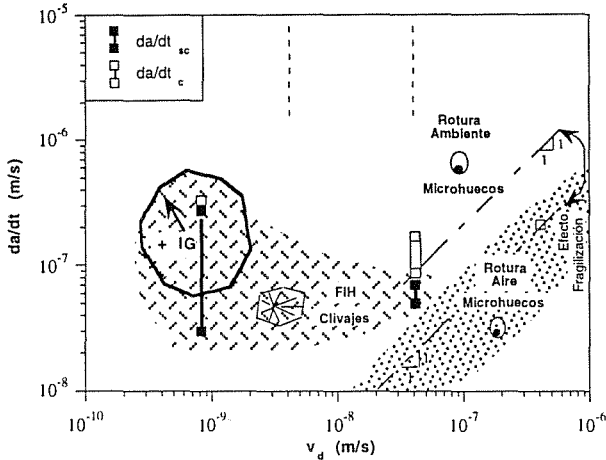


Figura 2. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 1 mA/cm<sup>2</sup>.

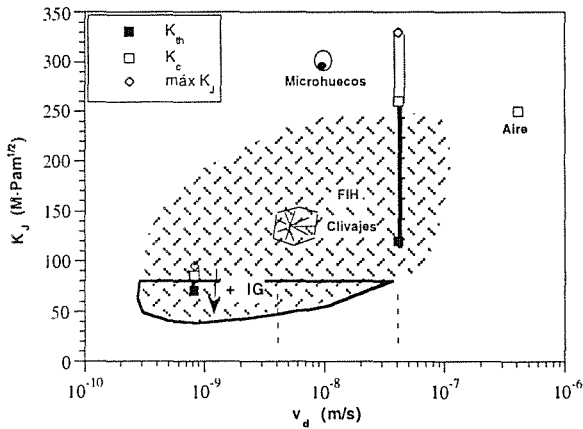


Figura 3. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 1 mA/cm<sup>2</sup>.

La Figura 2 muestra el efecto del ambiente en los procesos de rotura, controlados por mecanismos de formación de microhuecos, cuya cinética es diez veces mayor en presencia de hidrógeno, lo que se asocia a su menor deformación última. Extrapolando la velocidad de propagación por microhuecos como lineal en función de la velocidad de sollicitación [12], debido a efectos puramente mecánicos, se entiende que por debajo de 10<sup>-8</sup> m/s de velocidad de desplazamiento no se van a producir fenómenos críticos durante el ensayo, como en realidad sucede, ya que tendrían lugar a

velocidades inferiores a las de la propagación de los mecanismos subcríticos de clivaje propios de las estructuras bainíticas, por lo que éstos siempre están presentes.

La Figura 3 muestra cómo aparentemente un estado de sollicitación local por encima del aportado por un factor de intensidad de tensiones de 250 MPa·m<sup>1/2</sup> es necesario para alcanzar roturas por mecanismos de formación de microhuecos. Asimismo, sólo por debajo de un K<sub>J</sub> dado pueden aparecer mecanismos de intergranularidad, lo que coincide con modelizaciones previas de los procesos de FIH de aceros [13]. Los estados de sollicitación local intermedio, bajo las condiciones ambientales existentes en estos ensayos, promueven mecanismos de clivaje para establecer los procesos de fisuración, con mayor presencia de desgarramiento o “tearing” al aumentar la sollicitación local y por tanto la plasticidad en ella.

b) Comportamiento con densidad de corriente de 5 mA/cm<sup>2</sup>

Las Figuras 4 y 5 muestran las gráficas de evolución de los parámetros de comportamiento elegidos para definir los procesos de fisuración inducida por hidrógeno para estas condiciones de densidad de corriente de 5 mA/cm<sup>2</sup>, en función de la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos. De nuevo en ellos se marcan las zonas de rotura y fisuración observadas en función de sus diferentes micromecanismos y cinéticas propias observadas. También aparece como referencia el comportamiento de los procesos de fisuración al aire.

Como se muestra en la primera de ellas, Figura 4, se ha supuesto que el efecto puramente mecánico sobre los procesos de fisuración establece que la velocidad de propagación varía con la velocidad de sollicitación de forma lineal, así da/dt resulta proporcional a v<sub>d</sub>. De esta forma se observa que las velocidades de rotura de procesos críticos por formación de microhuecos, deducidas a partir del valor obtenido a la velocidad de sollicitación más elevada, muestran el efecto de fragilización del ambiente de estos ensayos. En presencia del ambiente la velocidad de propagación es más de cien veces superior a la observada en el aire. También se observa que los valores extrapolados hacia velocidades de sollicitación lenta son próximos, aunque ligeramente superiores, a los observados para la velocidad de 4.1·10<sup>-8</sup> m/s, para la que la fisuración observada en la zona de supuesta inestabilidad presenta mecanismos de clivaje junto con microhuecos. Es decir, se encuentra, como indica la figura, en la transición de la zona subcrítica de clivajes a la crítica de microhuecos. Asimismo se observa cómo los mecanismos subcríticos de las probetas más lentas son de por sí más rápidos que los valores supuestos a la rotura crítica por formación de huecos, por lo que éstos no se desarrollarían nunca bajo estas condiciones, ya que supondría una desaceleración en el avance de la fisura asociado a la inestabilidad.

La Figura 4 también muestra que la velocidad de fisuración de clivajes subcríticos no es función de la velocidad de sollicitación, aunque se ha visto en las curvas de comportamiento  $K_I$ - $da/dt$  de cada caso ensayado que depende de las condiciones de sollicitación local. Los efectos de la intergranularidad presente en la probeta más lenta también se observan, manifestándose con un crecimiento en la velocidad de fisuración subcrítica.

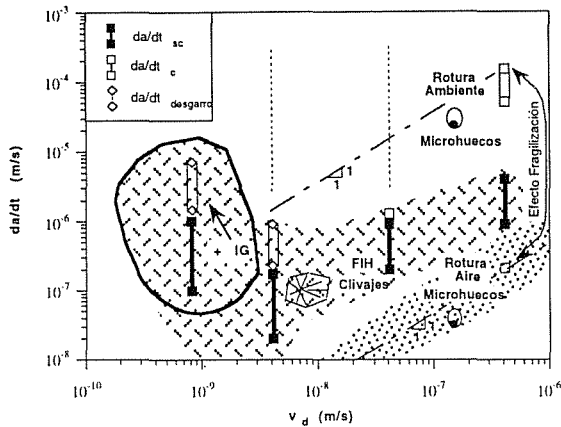


Figura 4. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

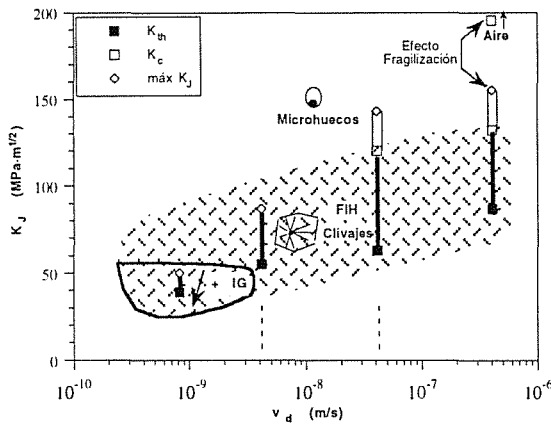


Figura 5. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

Por comparación con la Figura 2, se observa un creciente efecto fragilizante de la mayor presencia del hidrógeno al aumentar la velocidad de fisuración en procesos debidos a roturas por formación de microhuecos, asociado a un descenso en la capacidad de deformación de los mismos. Asimismo, el mayor efecto fragilizante de este ambiente también afecta a la velocidad de propagación subcrítica debida a los clivajes, que resulta en un orden de magnitud superior al del ambiente debido a 1 mA/cm². La presencia de intergranularidad apantalla el efecto fragilizante, estableciendo velocidades de propagación similares para ambos ambientes de hidrógeno.

La Figura 5 muestra de nuevo la estratificación de los factores de intensidad de tensiones necesarios para el establecimiento de los procesos de fisuración bajo mecanismos diferentes. Al ir creciendo  $K_I$  aparecen los mecanismos con intergranularidad, luego clivajes puros y, finalmente, microhuecos, todo ello de forma semejante a lo observado para los ensayos a 1 mA/cm² presentados en la Figura 3. La comparación entre ambas figuras evidencia que el efecto fragilizante del hidrógeno reduce las necesidades críticas locales para activar cada uno de estos micromecanismos.

c) Comportamiento con densidad de corriente de 10 mA/cm²

El análisis global de los resultados obtenidos con el acero E690 ensayado a 10 mA/cm² se muestra en las Figuras 6 y 7, que contienen los mapas de comportamiento fractográfico.

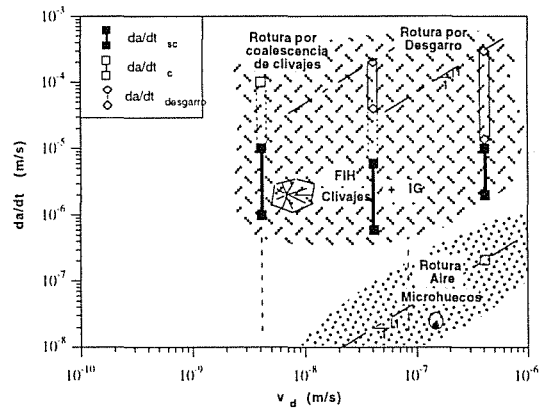


Figura 6. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm².

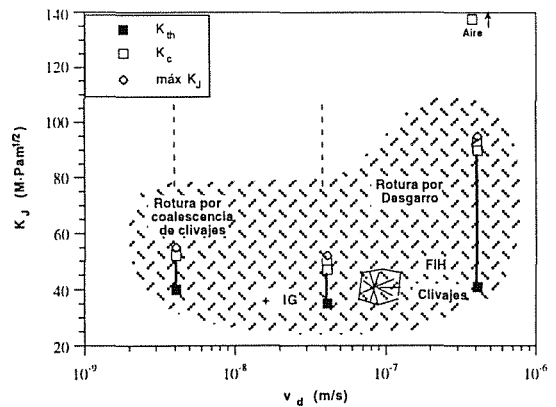


Figura 7. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm².

En la primera, Figura 6, se aprecia cómo todas las muestras presentan una fisuración subcrítica de características muy similares en los tres casos,

velocidad de propagación en torno a  $10^{-6}$  m/s, propia de clivajes con trazos de intergranularidad. Asimismo se puede apreciar cómo la inestabilidad está asociada a un proceso de crecimiento crítico por clivajes unidos posteriormente por desgarramientos, para las velocidades de sollicitación superiores, o coalescencia de sus huecos, para la más lenta, característica de una situación alcanzada bajo un dominio prácticamente elástico. En relación con la rotura al aire, formada por la coalescencia clásica de microhuecos dúctiles, se aprecia el fuerte efecto fragilizante de este ambiente, que eleva de tres a cuatro órdenes de magnitud la cinética de propagación de las fisuras.

La segunda, Figura 7, muestra una vez más la estratificación con referencia al factor de intensidad de tensiones, es decir a la sollicitación local, de los diferentes micromecanismos propios de los procesos de fisuración. Dada la gran fragilidad impuesta por este ambiente el comportamiento del material en su conjunto es poco dependiente de la velocidad de sollicitación, situación que puede observarse tanto en ésta como en la anterior figura.

## 5. MODELIZACION

Un modelo general desarrollado [13] trata de explicar tanto el modo de rotura, sea IG o TG, como los parámetros de comportamiento mecánico en CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico en ambientes agresivos acuosos, en los que la presencia de hidrógeno en el frente de fisuración juega un papel fundamental [14-23].

En dicho supuesto, el modelo establece que la propagación de fisuras en CBT tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica de fondo de fisura. Dichas roturas locales se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza los valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia del hidrógeno absorbido por el material, al ser la solubilidad del hidrógeno superior en esta zona a la del resto de la red metálica. Por lo tanto, el modelo establece que la propagación de las fisuras está controlada por la cinética del hidrógeno durante su entrada y su difusión a través de la red cristalina.

Este modelo plantea que la nucleación de las roturas locales, que originan la propagación de fisuras, se lleva a cabo en defectos concretos de la red cristalina, como frontera de lajas martensíticas o bainíticas, precipitados próximos al borde de grano o en ocasiones inclusiones no metálicas, constituidos en trampas en las cuales la concentración de hidrógeno es muy alta y, en consecuencia, el valor de deformación crítica en su entorno presenta un nivel especialmente bajo.

El tipo de fractura producido durante la propagación, IG o TG, está directamente asociado al proceso de nucleación descrito. Si la nucleación se produce en el borde de grano la fractura será intergranular, en tanto

que si se produce en el interior del grano metálico la fractura será transgranular. Ello viene establecido a través de condiciones de relación tamaño de grano ( $d$ ) - posición de nucleación ( $L^*$ ) - tamaño de zona plástica ( $r_p$ ) que finalmente conducen a expresiones limitativas de los valores umbrales de propagación para roturas IG y TG en función de parámetros microestructurales y mecánicos del material. Dichas condiciones traducidas a parámetros macroscópicos, como  $K_I$  o  $\delta_I$ , llevan a las expresiones siguientes:

Condición IG:

$$\delta_{Isc} < \frac{d}{2.3} \quad \text{ó} \quad K_{Isc} < 0.85 \sqrt{\sigma_y E d} \quad (1)$$

Condición TG:

$$\delta_{Isc} > \frac{15 \sigma_y}{2.3 E} d \quad \text{ó} \quad K_{Isc} > 3.3 \sigma_y \sqrt{d} \quad (2)$$

Estas condiciones pueden llevarse sobre representaciones carga-desplazamiento, *P-COD*, de una probeta dada con longitud de fisura constante, de un material con parámetros  $E$ ,  $\sigma_y$  y  $d$ , conocidos, para definir los campos de roturas previsibles transgranulares o intergranulares.

En este apartado se trata de comprobar si las condiciones de fisuración observadas en el acero microaleado E690, en los diferentes ambientes ensayados (1, 5 y 10 mA/cm<sup>2</sup>), se ajustan a la modelización presentada. Para ello las Figuras 8 a 10 presentan simultáneamente dos situaciones sobre las curvas teóricas *P-COD* de probetas CT de 25 mm de espesor de acero E690 con longitudes de fisura variable de 32 a 40 mm:

- Las curvas reales de los ensayos realizados en cada medio a diferentes velocidades de sollicitación, superponiendo sobre las mismas las zonas de micromecanismos observados: clivajes más IG y clivajes solamente, ambas subcríticas, y microhuecos, crítica.
- La representación en cada caso de las condiciones del límite máximo de la intergranularidad (1) y del límite mínimo de la transgranularidad (2).

Como puede apreciarse en las Figuras mencionadas, 8 a 10, en todos los casos los procesos subcríticos iniciales mixtos de clivajes e intergranularidad se encuentran dentro del campo delimitado por las condiciones donde los procesos IG y TG pueden ser simultáneos. Asimismo no hay clivajes por debajo de la Condición (2), ni intergranularidad por encima de la Condición (1). Todo ello conforme a la modelización referenciada.

De este modo las condiciones microestructurales y mecánicas que determinaban las condiciones de modelización siguen siendo válidas para este material



y situación ambiental. Además de ello, la observación de las Figuras 8 a 10 permite deducir nuevas situaciones de correlación:

- La situación límite a partir de la que hay presencia de clivajes decrece con la agresividad del medio, siendo tendente al límite correspondiente a la Condición (2) del modelo.
- La aparición de clivajes se presenta siempre bajo parámetros  $J$  en los que sólo tiene importancia su parte elástica.
- La aparición de roturas críticas asociadas a microhuecos tiene lugar en zonas en las que el proceso de fisuración, a nivel local, está controlado por una integral  $J$  cuya componente plástica es mayoritaria.

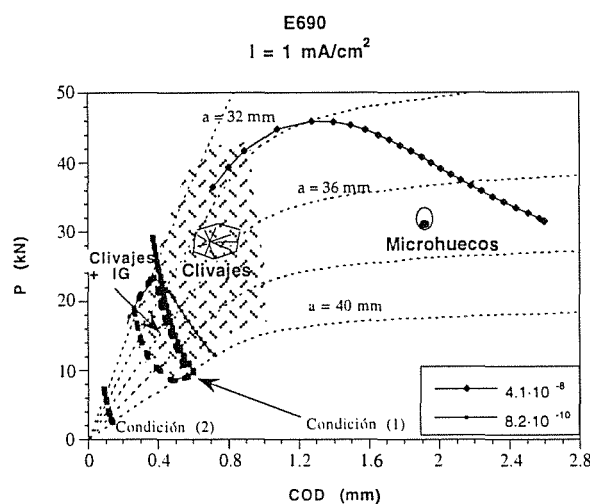


Figura 8. Curvas  $P$ - $COD$  de los ensayos a  $1 \text{ mA/cm}^2$  superpuestas a las teóricas para  $a$  constante, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

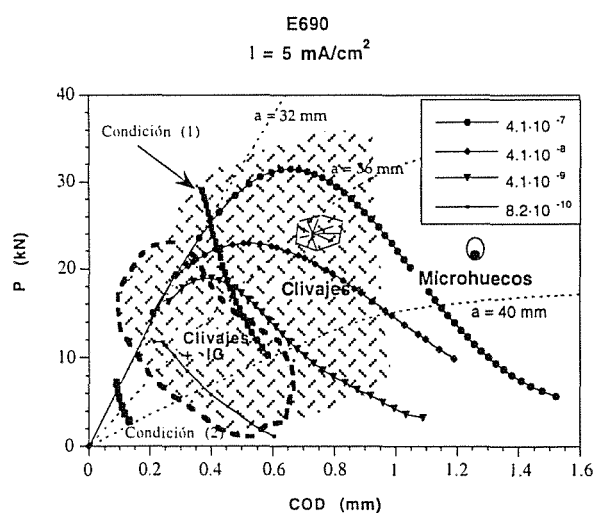


Figura 9. Curvas  $P$ - $COD$  de los ensayos a  $5 \text{ mA/cm}^2$  superpuestas a las teóricas para  $a$  constante con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

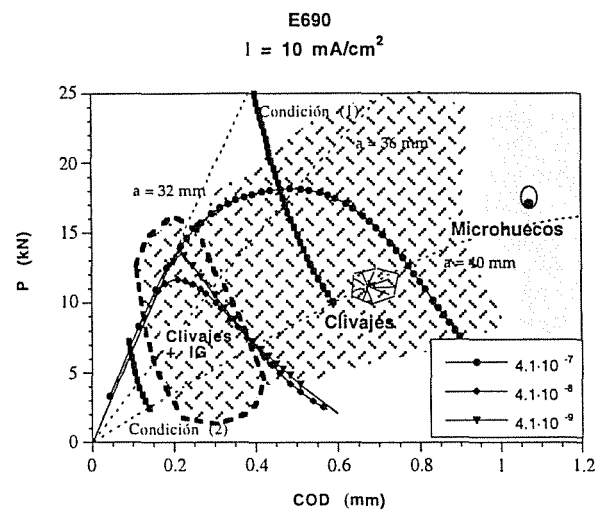


Figura 10. Curvas  $P$ - $COD$  de los ensayos a  $10 \text{ mA/cm}^2$  superpuestas a las teóricas para  $a$  constante con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

### 5. CONCLUSIONES

Los aceros microaleados de estructura bainítica ensayados se han mostrado susceptibles de presentar procesos de fisuración inducida por hidrógeno. Esta susceptibilidad sigue las pautas de dependencia clásica:

- De la agresividad del medio: en este caso marcada por la concentración de hidrógeno presente en el material, al crecer con la densidad de corriente aplicada aumenta la susceptibilidad a la fisuración y ésta se produce bajo mecanismos más frágiles.
- De la velocidad de sollicitación: que afecta a la susceptibilidad del material en unas condiciones ambientales dadas, no a través de variaciones en los micromecanismos de rotura sino mediante los parámetros que definen las condiciones propias de fisuración y la cinética de ésta, variable con dichas condiciones.

Para adentrarse más en el conocimiento de la evolución de comportamiento de un material en un ambiente dado y el efecto de la velocidad de sollicitación en ello, dicho comportamiento debe ser estudiado primero bajo el prisma de los parámetros macroscópicos que lo caracterizan y su relación con los micromecanismos que establece el proceso de fisuración.

La acción combinada de un determinado estado tensional y una velocidad de sollicitación, que determine el tiempo de acción del hidrógeno en la zona de proceso del fondo de fisura, promueven diferentes tipos de fractura, bien sea por coalescencia de microhuecos (MVC), por quasiclivaje (QC) o intergranular (IG). El tipo de fractura depende de la concentración de hidrógeno existente y del factor de intensidad de tensiones aplicado. Estos dos parámetros son variables

a lo largo de un ensayo produciendo, por tanto y como se ha demostrado, cambios en el modo de propagación de fisuras en una misma muestra.

El factor de intensidad de tensiones condiciona el tamaño de la zona plástica. En las primeras fases de la propagación este factor aún es pequeño siendo la concentración de hidrógeno suficiente para provocar crecimiento de fisuras con tamaños de zona plástica reducidos. Esta propagación va a ser IG o TG por clivaje, dependiendo de la faceta de grano y del hidrógeno existente en los bordes de grano.

Al propagar la fisura se llega a unos tamaños de zona plástica mayores con una menor presencia volumétrica de hidrógeno en la misma; las inclusiones y microhuecos existentes dentro de dicha zona son presurizados provocando la aparición de roturas por coalescencia de microhuecos, (MVC).

## 9. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el seno de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

## 10. BIBLIOGRAFIA

- [1] Chino, H., Abe, M., Katayama, K., Takemiro, H. and Akazaki, H.: in Pipeline Technology Conference, Oostende, Belgium, (1990), Part A, pp. P.4.1.
- [2] "High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels", ASM. Metals Handbook, Vol. 1, Tenth Edition, (1990), pp. 388.
- [3] "Metals and their weldability", Welding Handbook, Vol. 4, 7<sup>th</sup> Edition. American Welding Society, (1982), pp. 24.
- [4] Repas, P.E.: "Metallurgical Fundamentals for HSLA steels in Microalloyed" HSLA steels, ASTM International, (1988), pp. 5.
- [5] Fletcher, E.E.: "High-Strength-Low-Alloy Steels: Status, Solution and Physical Metallurgy", Batelle Press, (1979).
- [6] Gabetta, G. and Cole, I.: Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 16, No. 6, (1993), pp. 603.
- [7] Charles, J., Coudreuse, R., Blondeau, R. and Cadiou, L., Corrosion 90, paper n° 202, Las Vegas, pp. 23-27 (1990).
- [8] Terreur, F., Montfort C. and Defourny, Int Conf on "Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressure Vessel Service", Paris (1989).
- [9] Kobayashi, Y. et al, Corrosion Science, Vol 27, n° 10/11, pp. 1117-1135 (1985).
- [10] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract n° 92.F2 11a 7210, Final Report (1996).
- [11] Gutiérrez-Solana, F. y Alvarez, J.A., "Caracterización universal de procesos de fisuración y su aplicación a fenómenos inducidos por el ambiente", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 14, pp. 50-68 (1997).
- [12] Alvarez, J.A., Méndez, G., Gutierrez-Solana, F., Gorrochategui, I., y Laceur, J.: "Anales de Mecánica de la Fractura", Vol. 11, 1994, pp. 413-419.
- [13] Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A., González, J. and Varona J.M., "A Strain-Based Fracture Model for Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 27A, pp. 291-304 (1996).
- [14] Thompson, A.J. and Bernstein, I.M.; Advances in Corrosion Science and Technology, Fontana and Stachle, eds. vol. 7, Plenum, NY, 1980, p. 53.
- [15] Kennedy, J.W. and Whittaker, J.A.; Corrosion Science, 1968, vol. 8, p. 359.
- [16] Beachem, C.D.; Met. Trans., 1972, vol. 3, p. 437.
- [17] Louthan, M.R.; Donovan, J.A. and Rawl, D.E.; Corrosion, 1973, vol. 29, p. 108.
- [18] Gerberich, W.W.; Hydrogen in metals, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 115.
- [19] Speidel, M.O.; Hydrogen in metals, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 575.
- [20] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M.; Rev. Coating Corrosion, 1975, vol. 2, p. 3.
- [21] Williams, D.P. and Nelson, H.W.; Met. Trans., 1972, vol. 3, p. 2107.
- [22] Speidel, M.O.; "Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", J.C. Scully, eds., NATO, Bruselas, 1971, p. 289.
- [23] Marsh, P.G. and Gerberich, W.W.; ISCC, Materials performance and evaluation, Jones, R.H. de., ASM, Materials Park, 1992, p.63.

## ANALISIS COMPARATIVO DE LOS PROCEDIMIENTOS DE EVALUACION DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE COMPONENTES FISURADOS

J. Ruiz Ocejo, M. A. González-Posada, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria  
Avenida de los Castros s/n, 39005 Santander

**Resumen.** En este artículo se analizan y comparan diferentes procedimientos de evaluación de la Integridad Estructural, prestando especial atención a las diferencias entre las dos metodologías de análisis existentes: Diagramas de Evaluación de Fallo y Diagramas de Fuerza Motriz de Agrietamiento. Las diferencias entre ellos se han evidenciado a través del cálculo de un ejemplo real, con cuyos resultados se comparan los deducidos de los diferentes procedimientos, estableciendo el grado de conservadurismo de cada uno de ellos.

**Abstract.** A comparative analysis is made between the most wide-spread procedures for Structural Integrity Assessment. Special attention is paid to the differences between the two existing methodologies: Failure Assessment Diagrams and Crack Driving Force Diagrams. The differences between them are highlighted by means of the calculation of a real example. The results obtained with the procedures are compared to reality and, then, the conservativeness of the procedures is also evaluated.

### 1. INTRODUCCION

La Integridad Estructural surgió a mediados de los años 70 con el objetivo de desarrollar una disciplina que pudiera incorporar tanto el cálculo estructural clásico como la Mecánica de la Fractura. Por lo tanto, se trataba de evitar simultáneamente el colapso plástico y el fallo por fractura. Desde que la Integridad Estructural comenzara, diferentes procedimientos de evaluación empezaron a aparecer, a pesar de que, en esos momentos, las herramientas disponibles eran limitadas. Un buen ejemplo de esta situación fue la primera versión del método R6 (1976) [1].

Posteriormente, se introdujo un nuevo concepto: el uso de la integral-J para evaluar condiciones de fractura elasto-plástica. En base a este parámetro se publicó en 1981 el método GE-EPRI [2]. Mientras tanto, el método R6 incorporaba nuevos desarrollos, hasta que en 1987 se presentó su revisión 3 [3] en la que se reconocía la utilidad de la integral-J en el análisis de la Integridad Estructural.

En aquel escenario, los dos documentos citados (R6 y GE-EPRI) fueron utilizados como base para desarrollar un gran número de procedimientos; dando lugar a, por una parte, los que utilizan el Diagrama de Evaluación de Fallo (Failure Assessment Diagram -FAD-), siguiendo el R6, y, por otra, los basados en el Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento (Crack Driving Force Diagram -CDFD-), como lo hace el GE-EPRI.

### 2. PROCEDIMIENTOS BASADOS EN EL DIAGRAMA DE EVALUACION DE FALLO

Los Diagramas de Evaluación de Fallo se basan en el uso de una representación gráfica en la que se conjugan dos variables adimensionales  $L_r$  y  $K_r$  [1]. Estas dos variables son la razón entre el valor de sollicitación aplicado, tensión y factor de intensidad de tensiones respectivamente, dividido por los correspondientes parámetros de resistencia, límite elástico y tenacidad a fractura. Una vez definido el punto de análisis en el plano de representación, cada método define una curva

que establece la zonas de seguridad y fallo. La zona de seguridad está delimitada por la mencionada curva y los ejes.

La mayoría de procedimientos basados en el diagrama de análisis de fallo definen curvas de condición crítica que se corresponden con diferentes simplificaciones. Estas curvas permiten al usuario desarrollar varios niveles de análisis en función de los datos de entrada disponibles. Ejemplos típicos de estas curvas de condición crítica son las denominadas "Default" (genéricas o por defecto), utilizadas cuando se tiene poco o ningún conocimiento sobre el material del componente analizado o las llamadas "Material Specific" que exigen los datos completos de la curva tensión-deformación del material.

Una lista con los procedimientos más conocidos y utilizados que hacen uso del concepto del Diagrama de Evaluación de Fallo podría incluir: Método R6, BSI PD6493, SAQ (Sueco), EXXON, MPC y API579 [4].

### 3. PROCEDIMIENTOS BASADOS EN EL DIAGRAMA DE FUERZA MOTRIZ DE AGRIETAMIENTO

La metodología de análisis de estos procedimientos difiere totalmente de la filosofía de los métodos basados en el FAD. Los cálculos se basan en la comparación directa entre los parámetros aplicados y las características resistentes del material [5]. De este modo, se entiende el Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento como una comparación completa entre la integral-J aplicada y la curva de tenacidad  $J_R$ , resultando una representación que describe todo el fenómeno de propagación de la fisura. Entendiendo estos métodos de esta manera resulta más sencillo interpretarlos, desde un punto de vista físico, que los basados en el FAD.

Con referencia a la aplicación de los procedimientos que siguen esta metodología, una desventaja que se señala habitualmente es la dificultad de encontrar o, en otros casos, de aplicar las funciones que evalúan la integral-J aplicada. Esta situación se confirma fundamentalmente para el método EPRI original, sin embargo, ETM [6] ha resuelto esta desventaja estimando la integral-J aplicada por medio del factor de intensidad de tensiones. De este modo, el régimen elasto-plástico se estima a partir del elástico a partir de soluciones de K aplicado más fáciles de obtener.

### 4. ANALISIS COMPARATIVO ENTRE LAS DOS METODOLOGIAS

No es sencillo catalogar los diferentes aspectos o características de cada método como ventajas o desventajas cuando se pretende evaluar una estructura ya que ambas metodologías tienen diferente finalidad [4]. Así, Milne, uno de los creadores del método R6, cita [7]: "los procedimientos basados en R6 tienen la intención de proveer estimaciones seguras, no predicciones, mientras que GE-EPRI y ETM están

dirigidos a proporcionar predicciones". De este modo, puede ser recomendable utilizar cada tipo de metodología según la situación a abordar y en función de los datos de entrada disponibles.

Si lo que se pretende es analizar una estructura o un componente sobre el que no hay información inicial salvo los datos característicos de comportamiento mecánico del material (límite elástico y tensión de rotura) y un único valor de la tenacidad de fractura, se recomienda, lógicamente, que dicho estudio sea lo más sencillo posible, siendo un procedimiento basado en el uso del FAD aconsejable. Asimismo, si el objetivo final es tomar una decisión rápida cuya precisión no es especialmente importante, el uso de un Diagrama de Evaluación de Fallo resulta preferible respecto a otras alternativas.

Por otro lado, si el objetivo es el estudio exhaustivo del comportamiento de la estructura y si se disponen de los datos necesarios para caracterizar correctamente el material constituyente del componente (curva tensión-deformación completa y comportamiento en fractura a través del conocimiento de la curva  $J_R$ ), el uso de los Diagramas de Fuerza Motriz de Agrietamiento resulta idóneo.

En la Tabla 1 se recogen esquemáticamente las recomendaciones enunciadas en los últimos párrafos.

Tabla 1. Recomendaciones de uso de las diferentes metodologías

| DATOS DE ENTRADA         | $\sigma_y + \sigma_u$<br>$K_{Ic}$             | Curva $\sigma - \epsilon$<br>Curva $J_R$       |
|--------------------------|---|--|
| TIPO DE ANALISIS         | Sencillo<br>• Iniciación<br>• Decisión rápida | Exhaustivo<br>• Desgarro<br>• Estudio profundo |
| METODOLOGIA RECOMENDABLE | <b>FAD</b>                                    | <b>CDFD</b>                                    |

### 5. EJEMPLO DE CALCULO

Con el objeto de clarificar las diferencias existentes en los diversos métodos a la hora de su aplicación se presenta un ejemplo de cálculo procedente de un proceso experimental. Dado que son conocidas las solicitaciones de rotura real de los elementos estudiados se puede también establecer el grado de conservadurismo absoluto de cada método.

A pesar de lo dicho, ya que el objetivo de este artículo es comparar todos los procedimientos, se han realizado todas las opciones de cálculo posibles independientemente de sus características particulares y las recomendaciones anteriormente citadas.

Los datos del ejemplo han sido tomados a partir de ensayos realizados por TWI [8] sobre placas de acero

fisuradas. Estos datos fueron utilizados para desarrollar los cálculos con los procedimientos analizados, representativos de ambas metodologías. Se tuvo especial cuidado en seguir completamente las indicaciones expuestas por cada método en sus diferentes niveles de análisis. Además, si el método utilizado disponía de soluciones para el factor de intensidad de tensiones y colapso plástico, éstas fueron las utilizadas.

El procedimiento GE-EPRI no pudo ser aplicado por que la solución correspondiente para la integral-J aplicada no estaba disponible. En consecuencia, de los métodos basados en el Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento sólo se utilizó ETM.

**5.1. Definición**

El ejemplo pretende determinar la máxima tensión normal que soporta una chapa plana de acero A 533-B que contiene una fisura no pasante en su zona central. En la Figura 1 se muestra una representación esquemática de la geometría del ejemplo.

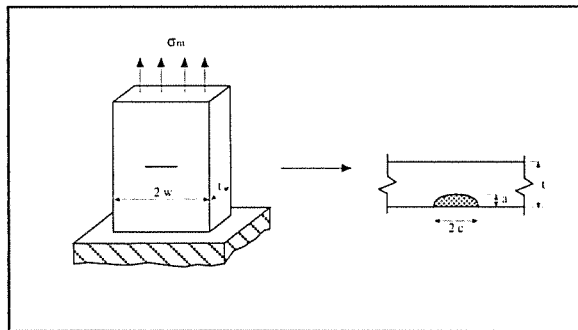


Figura 1. Definición geométrica del ejemplo

Los cálculos fueron realizados para dos placas como la mostrada en la Figura 1, denominadas con la nomenclatura original de TWI, M01-01 y M01-12 y sus dimensiones geométricas están expresadas en la Tabla 2 donde todos los valores están expresados en mm.

Tabla 2. Dimensiones geométricas de las probetas

| Probeta                   | M01-01 | M01-12 |
|---------------------------|--------|--------|
| Espesor (t)               | 51.5   | 25.0   |
| Anchura (2W)              | 496    | 500    |
| Profundidad de fisura (a) | 24.9   | 14.6   |
| Longitud de fisura (2c)   | 145.8  | 135.0  |

Con respecto a las características mecánicas del material se conoce tanto la curva de tracción, Figura 2, como la tenacidad del material. La tenacidad procede de ensayos sobre probetas tipo SENB válidas para los dos placas y de las cuales se obtuvo el valor de iniciación de propagación de fisura,  $K_{Ic}$ , y la curva para desgarro dúctil,  $J_R$ . La Tabla 3 muestra las características mecánicas del acero A 533-B de forma resumida.

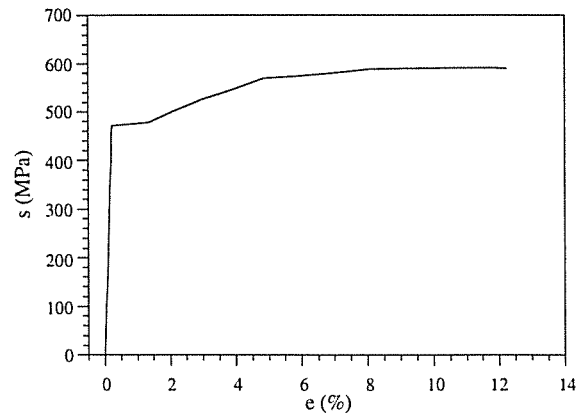


Figura 2. Curva de tracción del acero A 533-B

Tabla 3. Características mecánicas del acero A 533-B

| $s_y$ (MPa) | $s_u$ (MPa) | $K_{Ic}$ (MPa m <sup>1/2</sup> ) | $J_R$ (kJ/m)                        |
|-------------|-------------|----------------------------------|-------------------------------------|
| 471         | 591         | 354.3                            | 846 ( $\Delta a$ ) <sup>0.475</sup> |

**5.2. Cálculos**

Los cálculos fueron realizados haciendo uso de las diferentes opciones de análisis disponibles en cada procedimiento para las dos probetas. Se ha hecho especial hincapié en aplicar todos los pasos descritos en cada procedimiento. Los procedimientos y distintos niveles de análisis utilizados fueron: Método R6, categorías 1 y 3, FADs 1 y 2; BSI PD6493, niveles 1, 2 y 3, FADs 1 y 2; SAQ; MPC y ETM, iniciación y desgarro dúctil.

El nivel 1 de PD6493 es un criterio muy simple de aceptabilidad, en el cual se incluyen coeficientes de seguridad internos en ambos ejes de la representación gráfica. El nivel 2 de PD6493 junto con la categoría 1 de análisis de R6 son también análisis simples donde se analiza un solo punto correspondiente a iniciación de crecimiento de fisura. Por otra parte, el nivel 3 de PD6493 y la categoría 3 de análisis de R6 utilizan un criterio de fallo más complejo, donde el desgarro dúctil de fisura está permitido, de esta manera el punto de evaluación se ve sustituido por una curva que representa el desgarro. El FAD 1 (curva de condición crítica) tanto en R6 como PD6493 es una curva básica o por defecto que es independiente del material. Por contra, el FAD 2 de ambos procedimientos es una curva específica de cada material que proviene de su curva de tracción.

En este ejemplo de cálculo, la propagación de fisura depende de dos parámetros, profundidad (a) y longitud (2c). Los procedimientos que consideran desgarro dúctil no clarifican en cuál de estos parámetros se ha de considerar el desgarro. Solamente el método MPC proporciona algunas sugerencias para que se utilicen en el análisis. Con el objeto de simplificar los cálculos se supuso que el desgarro dúctil sólo ocurría en dirección de la profundidad de fisura (a).

Para ambas probetas estudiadas se representaron los puntos reales de fractura, frente a los predichos como críticos por cada método y nivel de análisis. Una vez

hecho esto se calcula el *factor de reserva* como cociente entre la carga predicha y la carga de rotura real de la probeta. Este factor nos da una idea del conservadurismo absoluto de cada método y opción de análisis y además, permite una comparación entre todos los métodos analizados. En el caso del procedimiento ETM que no utiliza el FAD, la carga crítica se calculó según dos opciones; por el método simplificado que sólo considera iniciación de propagación de fisura y de acuerdo con el CDFD completo (iniciación de crecimiento inestable de fisura). Una vez calculada la carga de fallo el factor de reserva se halló de igual manera que en el resto de métodos.

**5.3. Resultados**

Las Figuras 3 y 4 muestran dos gráficos típicos de los análisis realizados. La primera corresponde al método R6, categoría 3 de análisis, con los FADs 1 y 2 para la probeta M01-01. La segunda muestra el CDFD obtenido según ETM en términos de la integral-J.

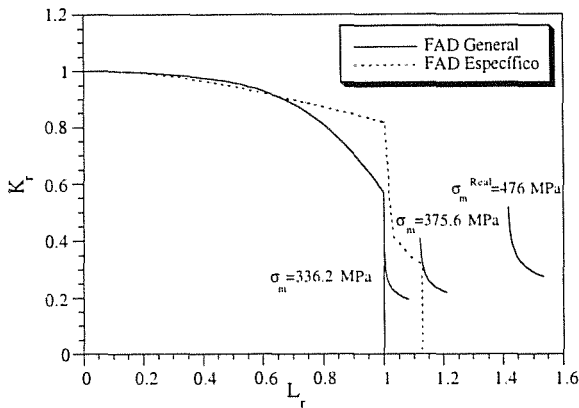


Figura 3. FAD según R6

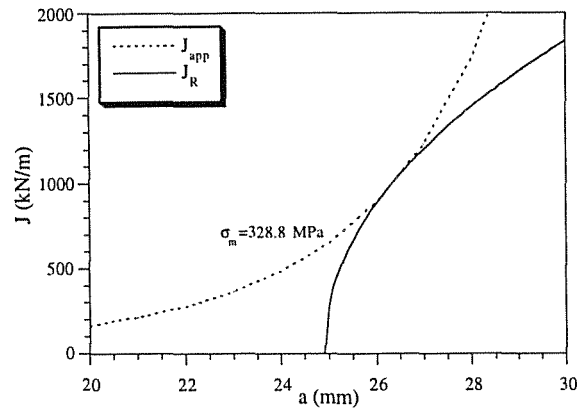


Figura 4. CDFD según ETM

Cuando todos los cálculos se hubieron realizado, se pudo observar que sorprendentemente ETM resultaba extraordinariamente conservador. Se revisaron los cálculos constatando que la carga de colapso plástico proporcionada por el citado método era mucho más conservadora que las del resto.

Por esta razón se repitió el análisis por ETM, pero variando la solución de colapso plástico, utilizando en esta ocasión la de PD6493, pudiéndose constatar que en este caso los resultados obtenidos eran muy similares a los demás métodos.

En la Tabla 4 se presentan la totalidad de los resultados obtenidos expresados como factores de reserva, mientras que en la Figura 5, éstos se presentan gráficamente. En ella puede observarse que los factores de reserva para la totalidad de los métodos se encuentra en el entorno del 60-70% de la carga real de rotura.

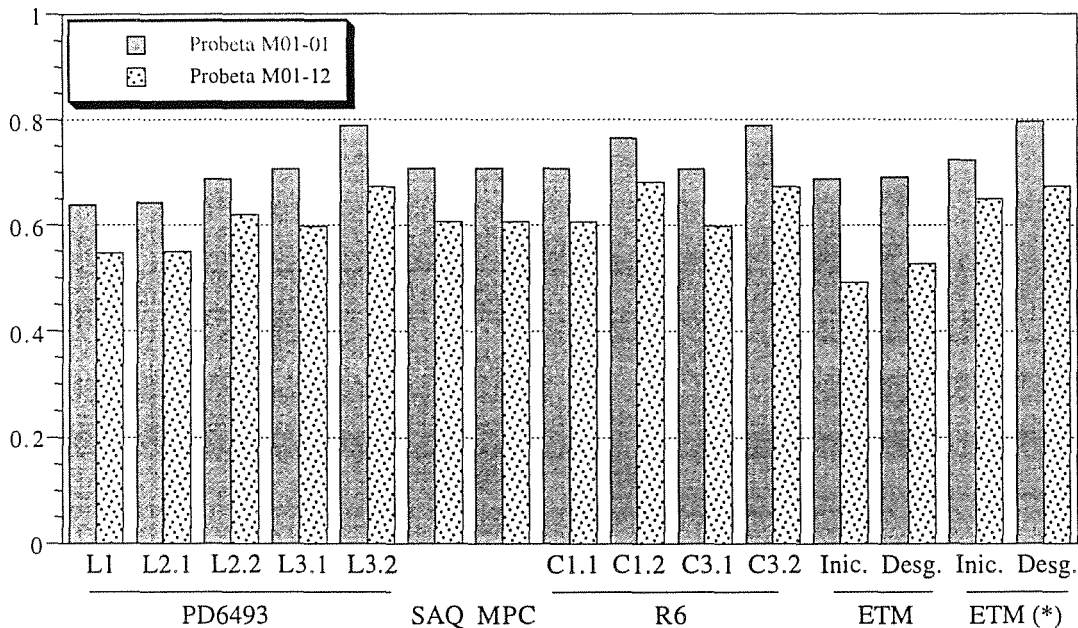


Figura 5. Factor de reserva de los diferentes procedimientos para las placas estudiadas

Tabla 4. Factores de reserva obtenidos en los métodos aplicados

| Probeta | PD6493 |       |       |       |       | SAQ   | MPC   | R6    |       |       |       | ETM   |       | ETM(*) |       |
|---------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|
|         | L1     | L2.1  | L2.2  | L3.1  | L3.2  |       |       | C1.1  | C1.2  | C3.1  | C3.2  | Inic. | Desg. | Inic.  | Desg. |
| M01-01  | 0.638  | 0.642 | 0.688 | 0.706 | 0.789 | 0.708 | 0.707 | 0.707 | 0.765 | 0.706 | 0.789 | 0.687 | 0.691 | 0.724  | 0.797 |
| M01-12  | 0.547  | 0.549 | 0.620 | 0.597 | 0.672 | 0.606 | 0.606 | 0.606 | 0.681 | 0.597 | 0.672 | 0.492 | 0.526 | 0.649  | 0.674 |

(\*) ETM con formulación de PD6493

Como se puede observar, para un mismo procedimiento PD6493 o R6, cuanto más preciso es el análisis, menos conservador es. Asimismo, con independencia del procedimiento, aquellos que establecen análisis semejantes obtienen resultados parecidos. La aplicación realizada con dos formulaciones en el método ETM demuestra la importancia del conservadurismo de éstas en el resultado final, y que cuando se emplean las mismas fórmulas y datos de entrada, los métodos basados en el FAD (PD6493, L3.2 o R6, C3.2) y CDFD (ETM\* Desgarro) ofrecen resultados semejantes.

6. CONCLUSIONES

El ejemplo desarrollado permite establecer que los dos tipos de metodología son totalmente diferentes en cuanto a su aplicación práctica. De sus diferencias se pueden señalar algunas conclusiones importantes acerca de las ventajas de cada una de ellas:

- Los procedimientos basados en el FAD tienen una estructura simple y bien definida que facilita su aplicación por un posible usuario.
- La simplicidad y facilidad de uso de los métodos basados en el FAD recomiendan su uso para cálculos simples y decisiones rápidas.
- Por otra parte, los métodos basados en el CDFD están dirigidos a proporcionar predicciones más exactas y consecuentemente son adecuados para situaciones donde se requiere un análisis más profundo y exhaustivo. Esto no implica que dichos análisis no puedan ser abordados por los métodos basados en el FAD, ya que éstos poseen una opción avanzada basada en la integral-J. Sin embargo el proceso de cálculo se dificulta de tal manera que desaconseja su uso.
- En el ejemplo de cálculo realizado las diferencias numéricas entre métodos son poco importantes y en particular, pueden ser debidas a la solución de factor de intensidad de tensiones aplicado o a la carga de colapso plástico que cada uno aplica.

Todas las diferencias se justifican teniendo en cuenta que los diferentes procedimientos están basados en dos metodologías de cálculo diferentes correspondientes a diversas simplificaciones realizadas a partir de una fuente común. Por lo tanto, poseen una génesis idéntica aunque tomaron caminos diferentes para resolver el mismo problema. De esta manera, si se pretende extraer las virtudes de cada una, debe avanzarse un paso más; debe asegurarse que ambas son totalmente compatibles, es decir, no basta con que los resultados se asemejen

sino que, ante las mismas consideraciones deben responder con idéntico resultado. Si esto se consigue, la única diferencia entre ellos sería la representación gráfica de la evaluación. Respecto a este tema, el trabajo realizado en el marco del Proyecto "Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry (SINTAP)" demuestra que dicha compatibilidad es posible para todo nivel de análisis [9].

7. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido llevado a cabo dentro del proyecto SINTAP financiado por la Unión Europea, cuyos objetivos se enmarcan dentro del programa BRITE-EURAM III.

8. REFERENCIAS

- [1] Harrison R.P., Loosemore K. and Milne I., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects", CEBG Report R/H/R6, 1976.
- [2] Kumar V., German M.D. and Shih C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", General Electric Company, NP-1931, Research Project 1237-1, Topical Report, New York, 1981.
- [3] Milne I., Ainsworth R.A., Dowling A.R. and Stewart A.T., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects", CEBG Report R/H/R6-Rev.3, 1987.
- [4] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gutiérrez-Solana F. and Gorrochategui I., "Development and Validation of Procedures: Review of Existing Procedures", SINTAP Task 5, Report SINTAP/UC/04, 1997.
- [5] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gorrochategui I. y Gutiérrez-Solana F., "Presente y Futuro de los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural de Componentes Fisurados", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, pp. 417-420, 1997.
- [6] Schwalbe K.-H., Kim Y.-J., Hao S., Cornec A. and Koçak M., "The Engineering Treatment Model for assessing the significance of crack-like defects in engineering structures (EFAM ETM 95)", GKSS-Forschungszentrum, 1996.
- [7] Milne I., Comentarios al informe SINTAP/UC/04, versión "Draft for comments", 1997.
- [8] Challenger N.V., Phaal R. and Garwood S.J., "Appraisal of PD6493: 1991 Fracture Assessment Procedures", Part I: TWI data, June 1995.
- [9] Ainsworth R.A., Kim Y.-J., Zerbst U, Gutiérrez-Solana F. and Ruiz Ocejo J., "Driving Force and Failure Assessment Diagram Methods for Defect Assessment", OMAE Conference, Lisbon, July 1998.

## INFLUENCIA DEL TAMAÑO EN LA RELACIÓN ENTRE EL MÓDULO DE ROTURA Y LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN INDIRECTA

C. Rocco, G. V. Guinea, J. Planas y M. Elices.

Departamento de Ciencia de Materiales  
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Universidad Politécnica de Madrid

**Resumen.** En este trabajo se analiza teóricamente la influencia del tamaño de probeta en la relación entre el módulo de rotura  $f_r$  y la resistencia a la tracción indirecta  $f_{st}$ , según las predicciones del modelo de fisura cohesiva. Los resultados obtenidos se comparan con los resultados del modelo clásico de tensión límite y con los valores establecidos en distintas normas para hormigones. Las predicciones del modelo cohesivo muestran claramente que la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  depende significativamente del tamaño de probeta y de las propiedades en fractura del material. Dentro del rango de tamaños empleados en laboratorio dicha relación puede variar entre 1.65 y 1.10. Estos valores pueden diferir de manera importante respecto de los valores recomendados en varias de las normas de hormigón analizadas.

**Abstract.** The size effect on the relation between the modulus of rupture  $f_r$  and the splitting tensile strength  $f_{st}$  is theoretically analyzed using the cohesive crack model. The predictions of this model are compared with the theoretical predictions according to the classical strength limit approach and with the empirical values recommended in various concrete standards. The results obtained with the cohesive model shown that the relation between  $f_r$  and  $f_{st}$  depend strongly on the specimen size and on the material properties. For the specimens size employed in laboratory, this relation can vary between 1.10 and 1.65. These values can be very different that the recommended in the concrete standards

### 1. INTRODUCCIÓN

El módulo de rotura  $f_r$  medido en el ensayo de flexión en tres o cuatro puntos y la resistencia a la tracción indirecta  $f_{st}$  medida en el ensayo de compresión diametral, se emplean frecuentemente para evaluar la resistencia a la tracción de los materiales frágiles o *casi frágiles* como son los hormigones, las rocas y los cerámicos. En el caso del hormigón, ambos ensayos se encuentran recomendados en distintas normas tales como ASTM, ISO, BS 1881 y UNE.

Aunque el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta están directamente relacionados con las resistencia a la tracción del material, los resultados que se obtienen cuando se ensayan materiales *casi frágiles* muestran que los valores de  $f_r$  y  $f_{st}$  pueden diferir entre sí de manera significativa. Este fenómeno ha motivado el desarrollo de distintos trabajos de

investigación destinados a evaluar de manera experimental la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta de distintos tipos de materiales y bajo diferentes condiciones de ensayo [1, 2, 3 y 4]. Como resultados de estos trabajos, se han propuestos diversas ecuaciones empíricas que permiten correlacionar entre sí los resultados de ambos ensayos. En el caso del hormigón, muchas de estas ecuaciones se encuentran recomendadas en las normas y reglamentos para el proyecto de estructuras como son por ejemplo el EH-91, ACI-318 y CEB-90 [5, 6 y 7].

La mayoría de las fórmulas de correlación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  son ecuaciones del tipo:

$$f_r = \alpha f_{st} \quad (1)$$

donde  $\alpha$  es un coeficiente que depende del material.



En el caso del hormigón, dependiendo de su resistencia a la compresión y del tipo y tamaño de árido los valores de  $\alpha$  pueden variar entre 0.80 y 2.50.

Es importante destacar, que si bien las fórmulas de correlación dadas por la ecuación (1) son sencillas y de directa aplicación, en las mismas no se tiene en cuenta el efecto del tamaño de probeta. Debido a esta limitación la ecuación (1) solo es aplicable a materiales que no sean susceptibles a dicho efecto. Desafortunadamente tanto el módulo de rotura como la resistencia a la tracción indirecta de los materiales *casí frágiles* dependen del tamaño de probeta. Por tales motivos cuando se emplean ecuaciones de correlación del tipo de la ecuación (1) en materiales como el hormigón, las rocas o los cerámicos se pueden cometer importantes errores de estimación.

En la figura 1 se representa la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta de acuerdo con las fórmulas de correlación recomendadas en distintas normas para hormigones de resistencia convencional (CEB-90, ACI-318 y EH-91), hormigones con áridos ligeros (ACI<sup>(1)</sup> y ACI<sup>(2)</sup>) y hormigones de alta resistencia (ACI-363). Se incluye el rango de variación experimental de acuerdo con diferentes resultados de ensayo. Nótese, que aunque en general las fórmulas de estimación dan valores de la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta que solo dependen del tipo de material, los valores estimados a partir de la norma CEB-90 (en donde la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  depende del tamaño de probeta con el que se determina el módulo de rotura) muestran que la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  puede variar significativamente con el tamaño de probeta. Según dicha norma, para los tamaños de probeta empleados en laboratorio (40 a 400 mm),

$f_r/f_{st}$  puede variar entre 1.15 y 2. Si bien la estimación del CEB-90 incluye parcialmente el efecto del tamaño, tiene la limitación de no tener en cuenta las propiedades del material. Hay que tener presente que la relación  $f_r/f_{st}$  de un hormigón de alta resistencia (ACI-363) y de un hormigón ligero (ACI<sup>(1)</sup>) pueden difereir en un 100%.

En este trabajo se analiza teóricamente, mediante la aplicación de un modelo de fractura no lineal basado en el modelo de fisura cohesiva, la influencia del tamaño de probeta y de las propiedades en fractura del material sobre la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta. Los resultados obtenidos se comparan con las predicciones obtenidas mediante el modelo clásico de tensión límite y con las fórmulas de correlación recomendadas en distintas normas.

## 2. MÓDULO DE ROTURA Y RESISTENCIA A LA TRACCIÓN INDIRECTA

En la figura 2 se muestra un esquema de los ensayos de compresión diametral y de flexión en tres puntos utilizados para la determinación de la resistencia a la tracción indirecta  $f_{st}$  y del módulo de rotura  $f_r$  respectivamente. En el ensayo de compresión diametral (fig.2a), la carga se aplica a través de dos apoyos de madera cuyo ancho varía según las distintas normas. Las probetas pueden ser cilíndricas o prismáticas de sección cuadrada. Para el ensayo de flexión (Fig. 2b), se emplean normalmente probetas prismáticas en donde la relación entre el canto de la probeta y la distancia entre apoyos puede variar entre 2.5 y 8. Ambos ensayos se describen en las normas ASTM C496 y ASTM C293.

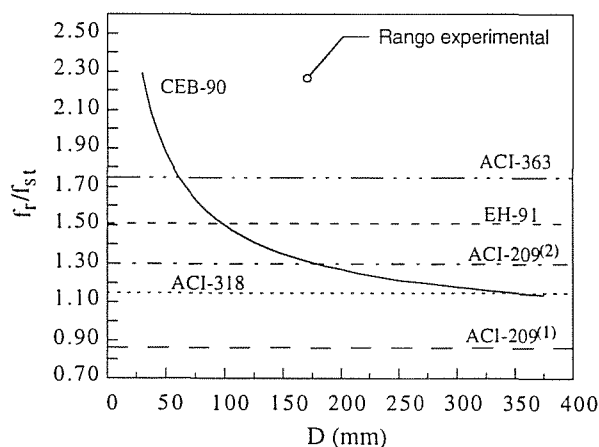


Fig.1 Valores teóricos y rango experimental de la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta

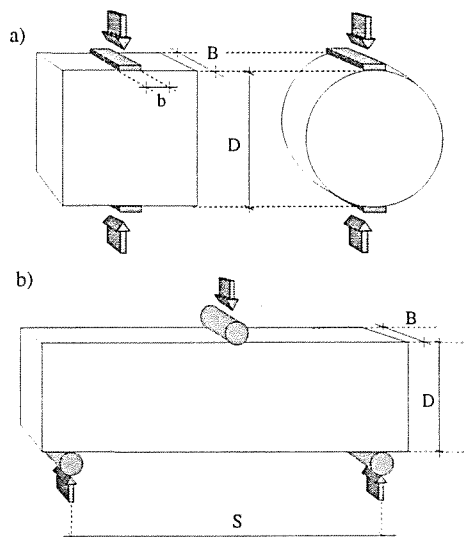


Fig.2. Esquema del ensayo de compresión diametral (a) y de flexión en tres puntos (b).

Para el cálculo de  $f_{st}$  y  $f_r$  se emplean las siguientes ecuaciones:

$$f_{st} = \frac{2P_u}{\pi BD} \quad (2)$$

$$f_r = \frac{1.5P_u D}{BD^2 S} \quad (3)$$

donde  $P_u$  es la carga máxima o de rotura,  $D$  es el diámetro o el canto de la probeta y  $B$  el espesor. En la ecuación (3),  $S$  es la distancia entre apoyos empleada en el ensayo de flexión.

### 3. PREDICCIÓN TEÓRICA DEL MÓDULO DE ROTURA Y DE LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN INDIRECTA

Para predecir teóricamente el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta y poder determinar la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$ , se aplicarán en esta sección dos modelos de rotura diferentes basados en el modelo de tensión límite (§3.1) y en el modelo de fisura cohesiva (§3.2). Si bien el modelo de tensión límite es insensible al efecto del tamaño, sus aplicación reviste interés dado que las fórmulas de predicción incluidas en las normas y la propia definición de  $f_r$  y  $f_{st}$  se basan en dicho modelo.

#### 3.1 Modelo de Tensión Límite

Según este modelo, la carga máxima que puede soportar la probeta tanto en flexión como en compresión diametral se obtiene cuando la máxima tensión de tracción en la probeta  $\sigma_{tmax}$ , alcanza un valor límite  $\sigma_{lim}$  que es una propiedad del material. En estas condiciones el criterio de rotura queda definido por:

$$\sigma_{tmax} = \sigma_{lim} \quad (4)$$

En materiales idealmente frágiles con comportamiento elástico-lineal la tensión  $\sigma_{lim}$  coincide con la resistencia a la tracción  $f_t$ , de modo que la ecuación (4) se puede expresar de la siguiente manera:

$$\sigma_{tmax} = f_t \quad (5)$$

donde  $\sigma_{tmax}$  es la máxima tensión de tracción en la probeta calculada de acuerdo con la teoría de la elasticidad lineal.

En el caso de probetas prismáticas sometida a flexión en tres puntos y probetas cilíndricas o prismáticas de sección cuadrada solicitadas a compresión diametral, la tensión de tracción máxima en el plano de rotura se

pueden calcular mediante las siguientes expresiones [8 y 9]:

$$\sigma_{tmax,r} = \frac{1.5PS}{\pi BD^2} (1 - 0.1773D/S) \quad (6)$$

$$\sigma_{tmax,sc} = \frac{2P}{\pi BD} (1 - \beta^2)^{3/2} \quad (7)$$

$$\sigma_{tmax,scq} = \frac{2P}{\pi BD} [(1 - \beta^2)^{5/3} - 0.0115] \quad (8)$$

donde  $\sigma_{tmax,r}$  es la tensión de tracción máxima en la probeta para el caso de flexión en tres puntos y  $\sigma_{tmax,sc}$  y  $\sigma_{tmax,scq}$  son las tensiones de tracción máximas para las probetas cilíndricas y prismáticas de sección cuadrada sometidas a compresión diametral. En las ecuaciones (7) y (8)  $\beta$  es el ancho relativo del apoyo  $b/D$ , (ver figura 2a).

Si se reemplazan las ecuaciones (6), (7) y (8) en (5) y si además se tienen en cuenta las expresiones de la resistencia a la tracción indirecta (2) y del módulo de rotura (3), se obtienen las expresiones que permiten predecir  $f_r$  y  $f_{st}$  según el modelo de tensión límite:

$$f_r = \frac{f_t}{(1 - 0.1773D/S)} \quad (9)$$

$$f_{st,c} = \frac{f_t}{(1 - \beta^2)^{3/2}} \quad (10)$$

$$f_{st,q} = \frac{f_t}{[(1 - \beta^2)^{5/3} - 0.0115]} \quad (11)$$

donde  $f_{st,c}$  y  $f_{st,q}$  son la resistencia a la tracción indirecta de probetas cilíndricas y prismáticas respectivamente.

#### 3.2 Modelo de Fisura Cohesiva

Este modelo originalmente presentado por Hillerborg [10] y aplicado al hormigón, ha sido empleado con éxito en los últimos años para modelizar el comportamiento en fractura de materiales *casi frágiles*. El análisis detallado del modelo y de sus aplicaciones ha sido objeto de diversos artículos presentados por los autores [11 y 12].

La idea básica del modelo es suponer que cuando en una probeta se propaga una fisura, ésta puede transmitir tensiones entre sus labios según una ley que es una propiedad del material y que se denomina curva de ablandamiento. En el Departamento se ha desarrollado un programa de cálculo que permite

simular el comportamiento cohesivo de distintos tipos de probetas . A partir de los resultados numéricos obtenidos para el caso de los ensayos de flexión y compresión diametral se han propuesto las expresiones que se indican a continuación y con las que se puede predecir el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta en función del tamaño de probeta y de las propiedades del material [8 y 13]:

**Módulo de Rotura**

$$f_r = f_t \left[ \lambda + \frac{3 - \lambda + 99D/l_{chl}}{(1 + 2.44D/l_{hl})(1 + 87D/l_{chl})} \right] \quad (12)$$

con:

$$l_{chl} = \chi \frac{EG_F}{f_t^2} \quad (13)$$

$$\lambda = \frac{1}{(1 - 0.1773D/S)} \quad (14)$$

donde E es el módulo de elasticidad, G<sub>F</sub> es la energía específica de fractura y χ es un factor que depende de la función de ablandamiento. Para hormigones χ varía entre 0.45 y 0.75.

**Resistencia a la Tracción Indirecta**

$$f_{st} = f_t \left[ \frac{1}{c_1 + c_2 D/l_{chl}} + c_3 \right] \quad (15)$$

donde los coeficientes c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub> y c<sub>3</sub> dependen del tipo de probeta (cilíndrica o prismática) y del ancho de apoyo relativo β=b/D. En la tabla 1 se indican algunos valores de los coeficientes c<sub>i</sub> para los anchos de apoyo relativo especificados en distintas normas de ensayo.

Tabla 1. Coeficientes c<sub>i</sub> de la ecuación (15)

| b/D  | Probeta Cilíndrica |                |                | Probeta Prismática |                |                |
|------|--------------------|----------------|----------------|--------------------|----------------|----------------|
|      | c <sub>1</sub>     | c <sub>2</sub> | c <sub>3</sub> | c <sub>1</sub>     | c <sub>2</sub> | c <sub>3</sub> |
| 0.16 | -6.73              | 26.57          | 1.023          | -4.89              | 18.87          | 1.045          |
| 0.10 | -18.4              | 68.85          | 1.006          | -10.1              | 38.63          | 1.024          |
| 0.08 | -28.4              | 105.5          | 1.003          | -12.5              | 50.20          | 1.019          |
| 0.04 | -96.9              | 362.6          | 1.001          | 2.35               | 49.75          | 1.011          |

La ecuación (15) es válida para valores de D/l<sub>chl</sub> comprendidos entre 0.4 y 10. En el caso del hormigón esto equivale a probetas cuyo tamaño puede variar entre 20 mm y 400 mm.

**4. RELACIÓN ENTRE EL MÓDULO DE ROTURA Y LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN INDIRECTA**

Con las ecuaciones predictivas presentadas en la sección anterior, se puede determinar la relación teórica entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta según los modelos analizados. En el caso del modelo de tensión límite (ecuaciones 9, 10 y 11), los valores que se obtienen para dicha relación varían, dependiendo del tipo de probeta, entre 1.065 y 0.98. En la figura 3 se muestra la variación de la relación f<sub>r</sub>/f<sub>st</sub> en función del ancho de apoyo del ensayo de compresión diametral y en donde se ha considerado una relación S/D del ensayo de flexión igual a 4.

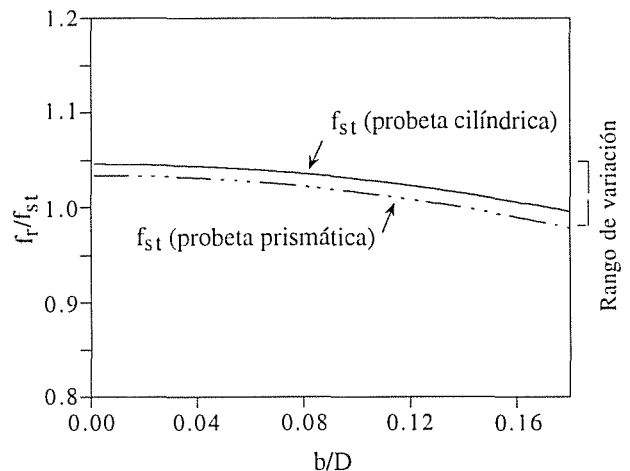


Fig. 3. Variación de la relación entre f<sub>r</sub> y f<sub>st</sub> en función del ancho de apoyo del ensayo de compresión diametral según el Modelo de Tensión Límite.

En las figuras 4 y 5 se muestra el efecto del tamaño de probeta en la relación entre el módulo de rotura de probetas con S/D=4 y la resistencia a la tracción indirecta de probetas cilíndricas y prismáticas con distintos anchos de apoyo, según las predicciones del modelo de fisura cohesiva (ecuaciones 12 y 15). En las mismas se indican a modo de referencia el rango de variación que predice el modelo de tensión límite (figura 3). Se puede ver que dependiendo del tamaño y del tipo de probeta la relación entre f<sub>r</sub> y f<sub>st</sub> puede variar significativamente. Según el modelo, los valores oscilan entre 1.65 para probetas de pequeño tamaño y 1.05 para probetas de gran tamaño. Nótese que en este

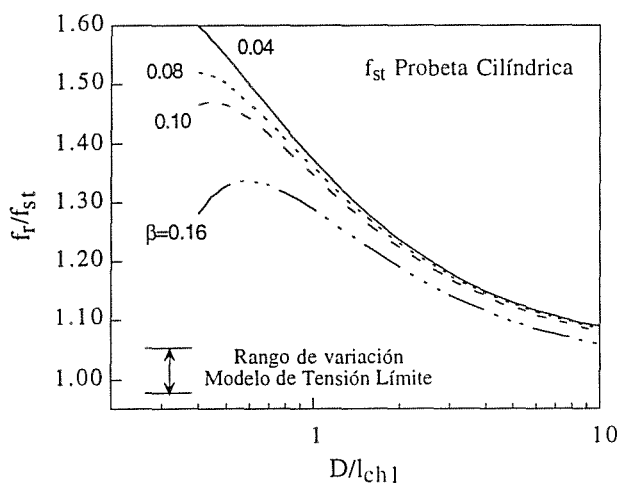


Fig. 4. Variación de la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  con el tamaño de probeta según el modelo de fisura cohesiva. ( $f_{st}$  probeta cilíndrica).

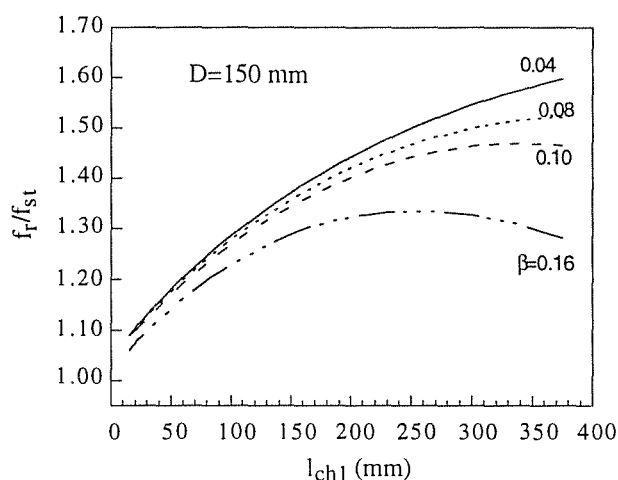


Fig. 6. Variación de la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  en función de  $l_{ch1}$  para probetas a flexión con  $S/D=4$  y probetas cilíndricas a compresión diametral de 150 mm

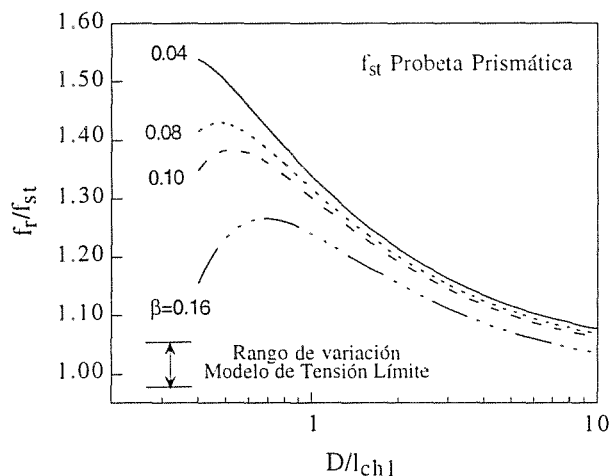


Fig. 5. Variación de la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  con el tamaño de probeta según el modelo de fisura cohesiva. ( $f_{st}$  probeta prismática).

último caso los valores que predice el modelo cohesivo tienden a los valores del modelo de tensión límite.

Es importante destacar que el modelo cohesivo además del efecto del tamaño de probeta, permite analizar la influencia de las propiedades del material sobre la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$ . Si en las ecuaciones (12) y (15) se fijan el tamaño  $D$  y las características de las probetas del ensayo de flexión ( $S/D$ ) y compresión diametral ( $b/D$ ), se pueden obtener las expresiones particulares que permiten estimar la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  en función de las propiedades del material englobadas en el parámetro  $l_{ch1}$ . En la figura 6 se representa dicha variación para el caso de probetas de 150 mm solicitadas a flexión con  $S/D=4$  y probetas cilíndricas de igual tamaño solicitadas a compresión

diametral con diferentes anchos de apoyo relativo. Como se puede observar, aunque para la determinación del módulo de rotura y de la resistencia a la compresión diametral se empleen probetas preestablecidas como ocurre en los ensayos normalizados, la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  varía según las características del material. Para el caso particular representado en la figura 6, los valores de dicha relación pueden oscilar entre 1.10 y 1.60. Este efecto no es tenido en cuenta en las fórmulas de estimación de las normas.

En la figura 7 se representan los valores de la relación  $f_r/f_{st}$  establecidos en las normas (ver figura 1) y los valores teóricos obtenidos con el modelo de fisura cohesiva para el caso de probetas normalizadas de 150

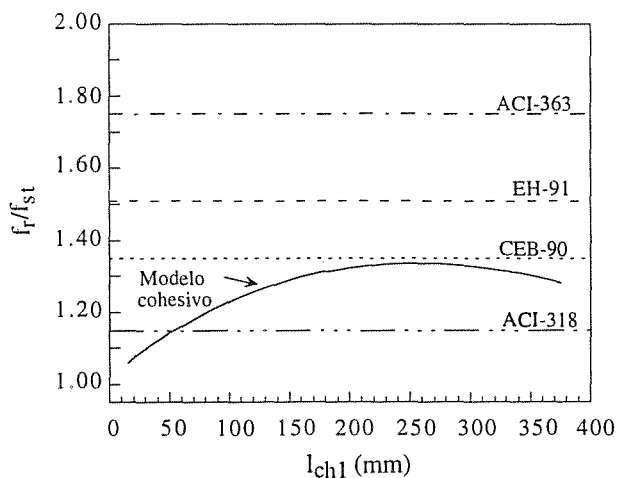


Fig. 7. Relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  según las fórmulas de estimación de distintas normas. Comparación con los resultados del modelo cohesivo.

mm. Se puede ver que la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  que predice el modelo cohesivo se encuentra entre los valores estimados mediante las normas ACI-318 y CEB-90. En particular, para materiales en donde  $l_{ch1}$  varía entre 150 mm y 400 mm las estimaciones obtenidas con ésta última norma se aproximan con razonable aproximación al los valores esperados según el modelo. Por el contrario tanto la norma EH-91 como la ACI-363 sobrestiman el valor de  $f_r/f_{st}$ . En este último caso las diferencias respecto al valor esperado pueden ser de hasta el 50%.

## 5. CONCLUSIONES

A partir de las predicciones basadas en el modelo de fisura cohesiva se ha realizado un análisis teórico sobre la influencia del tamaño de probeta en la relación entre el módulo de rotura  $f_r$  del ensayo de flexión y la resistencia a la tracción indirecta  $f_{st}$  del ensayo de compresión diametral donde se muestra que:

- El tamaño de probeta es una variable que afecta de manera significativa a la relación entre el módulo de rotura y la resistencia a la tracción indirecta. Dependiendo del tamaño, los valores de la relación  $f_r/f_{st}$  pueden variar entre 1.65 para probetas pequeñas y 1.05 para probetas de gran tamaño. En este último caso los valores que predice el modelo cohesivo tienden a los valores teóricos del modelo clásico de tensión límite.
- Para probetas de igual tamaño la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  depende de las propiedades del material que, para el modelo cohesivo, se encuentran englobadas en el parámetro  $l_{ch1}$ . En el caso de los hormigones, dependiendo del valor de dicho parámetro, la relación  $f_r/f_{st}$  pueden variar entre 1.10 y 1.60.
- Con la excepción del CEB-90, en las normas de hormigón se establecen valores de la relación entre  $f_r$  y  $f_{st}$  que no dependen del tamaño de probeta, ni de las propiedades del material. El análisis comparativo de estos valores con los obtenidos con el modelo muestran discrepancias de hasta el 60% en la estimación de dicha relación.

## 6. REFERENCIAS

[1] Akazawa, M. T., "Methode poru l'essai de traction des beton", RILEM Bulletin, 16, pp. 12-23, 1953.  
 [2] Narrow, I. and Ullberg, E., "Correlation between tensile splitting strength and flexural strength of concrete", ACI Journal, January, pp. 27-37, 1963.

[3] Raphael, J. M., "Tensile strength of concrete", ACI Journal, March, pp. 158-165, 1984.

[4] Grieb, W. E. and Werner, G., "Comparison of the splitting tensile strength of concrete with flexural and compressive strength", Public Roads, 32, (5), pp. 97-106, 1962.

[5] CEB-FIP, "Model Code for Concrete", 1990.

[6] ACI 318, "Building Code Requirements for Reinforced Concrete", American Concrete Institute, Detroit.

[7] EH-91, "Instrucción para el proyecto y la ejecución de obras de hormigón en masa y armado", MOPU, Madrid, España, 1991

[8] Planas, J., Guinea, G. V. and Elices, M., "Rupture Modulus and Fracture Properties of Concrete", Proceedings FRAMCOS-2, Fracture Mechanics of Concrete Structures, pp.95-110, 1995.

[9] Rocco, C., Guinea, G. V., Planas, J and Elices, M., "The effect of the boundary conditions on the cylinder splitting strength", Proceedings FRAMCOS-2, Fracture Mechanics of Concrete Structures, pp.75-84, 1995.

[10] Hillerborg, A., Modéer, M. and Petersson, P. E., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", Cement and Concrete Research, (6), pp. 773-782, 1976.

[11] Elices, M., Guinea, G. V. and Planas, J., "Prediction of size effect based on cohesive crack models", IUTAM symp.on Size Scale Effect in the Failure Mechanisms of Materials and Structures, Torino, 1994.

[12] Planas, J. Elices, M. and Guinea, G. V., "The extended cohesive crack", in Fracture of Brittle Disordered Materials: Concrete, Rocks and Ceramics, pp.51-65, 1995.

[13] Rocco, C., Guinea, G. V., Planas, J and Elices, M., "Size effect and boundary conditions in the brazilian test: Theoretical analysis", Materials and Structures, (en prensa), 1997.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la Dirección General de Investigaciones Científicas y Técnicas la ayuda recibida a través de los proyectos de investigación MAT94-0120-C03 y PB93-0031.

SENSORES DE FIBRA ÓPTICA PARA EL ANÁLISIS DE LA TENACIDAD A FRACTURA INTERLAMINAR EN MATERIALES COMPUESTOS

J. M. Menéndez, S. Díaz Carrillo, J. A. Güemes

Departamento de Materiales y Producción Aeroespacial  
 E.T.S. Ingenieros Aeronáuticos  
 Universidad Politécnica de Madrid  
 Plaza Cardenal Cisneros, 3. 28040 Madrid

**Resumen.** Una red de difracción de Bragg grabada en el núcleo de una fibra óptica actúa como un sensor local de deformaciones cuando se mide el desplazamiento de la frecuencia óptica reflejada, y como sensor del gradiente de deformación cuando se mide la distorsión de la señal reflejada. Esta peculiaridad le hace particularmente útil para el análisis de ensayos en los que, por cualquier discontinuidad estructural, se producen cambios rápidos del campo de deformaciones.

Los fundamentos de la técnica, y su aplicación al análisis de uniones adhesivas fue presentado recientemente. En el presente trabajo se hace aplicación al análisis de ensayos en modo I y II de fractura interlaminar en Materiales Compuestos grafito/epoxy, (doble viga en voladizo y flexión con entalla en el extremo). Se compara el procedimiento con las técnicas clásicas de reducción de datos, demostrándose que se superan algunas de las limitaciones existentes.

1. INTRODUCCIÓN

Una red de difracción de Bragg es una variación periódica del índice de refracción del núcleo de una fibra óptica, provocadas mediante la incidencia de un patrón periódico de luz UV sobre dicho núcleo. El comportamiento de la red de Bragg frente a un haz luminoso de amplio espectro transmitido a lo largo de la fibra es el de un filtro (Fig. 1) que refleja una banda de luz muy estrecha (en torno a 0.15 nm), presentando un espectro de intensidad con un máximo muy acusado para una longitud de onda que cumple la llamada condición de Bragg:

$$\lambda_0 = 2n_0\Lambda_0 \tag{1}$$

donde  $\Lambda_0$  es el *pitch*, (período de modulación), es decir, la distancia entre dos puntos consecutivos de la red con el mismo índice de refracción, y  $n_0$  es el índice de refracción medio de la misma.

Si se somete a la red a una deformación uniforme, el periodo de la red cambiará y, de acuerdo con la condición de Bragg, la longitud de onda de Bragg

variará de forma lineal con la deformación (existe una pequeña variación del índice de refracción con la deformación, pero la influencia de dicho factor es muy pequeña). Midiendo la variación de la longitud de onda de pico reflejada, la determinación de la deformación

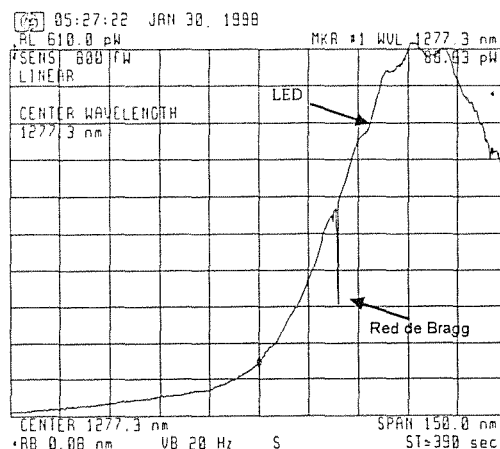


Fig. 1. Espectro de intensidad en transmisión de un LED y efecto de una red de Bragg sobre él.

de la red es inmediata. Esta propiedad permite que, pegada o embebida en un material cuyo campo de deformaciones varia lentamente en comparación con la longitud de la red, ésta pueda operar como sensor local de deformación.

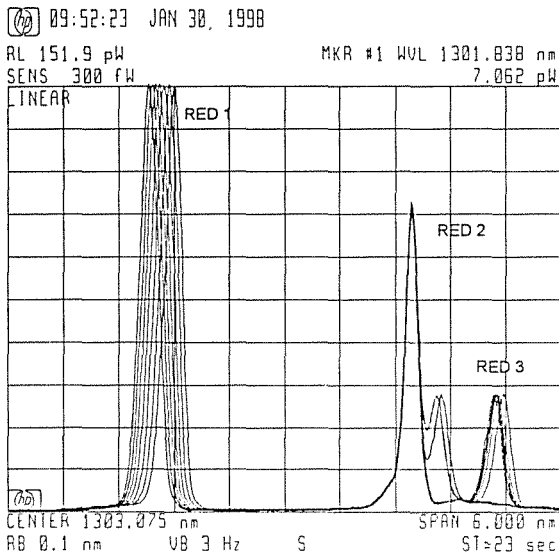


Fig. 2. Espectros de intensidad en reflexión de 3 redes de Bragg. La red 1, embebida en una probeta sometida a variación térmica, la red 2, inmóvil, como referencia, y la red 3, muy próxima a la 2 inicialmente, y separada aplicando distintos niveles de tracción.

El empleo de redes de Bragg como sensores de deformación local presenta importantes ventajas frente a los métodos convencionales existentes en la actualidad. En primer lugar, la codificación de la respuesta de la red en longitud de onda la hace insensible a las posibles fluctuaciones o desconexiones de la fuente, o a pérdidas de intensidad de la señal por defectos en el cableado o las conexiones. Este mismo método de codificación es el que permite su casi ilimitada capacidad de multiplexación, que permite situar un elevado número de sensores en una misma fibra óptica mientras sus anchos de banda de operación no se superpongan. Son inmunes frente a interferencias electromagnéticas, y su pequeño tamaño y geometría (125µm de diámetro, el de la fibra óptica en la que se encuentran integradas) las hacen especialmente indicadas para ser embebidas en estructuras realizadas en materiales compuestos, aunque también pueden ser pegadas en el exterior de estructuras ya fabricadas, de manera similar a una galga extensiométrica convencional.

Aunque para la mayoría de las aplicaciones de laboratorio en las que se necesita obtener el espectro de

intensidad de una red de Bragg, un analizador de espectro óptico (OSA) es suficiente, el coste de este equipo, su volumen, su lentitud y su escasa resolución (que limita la resolución en deformación a algunas decenas de microdeformaciones) lo hacen inapropiado para su aplicación en aplicaciones prácticas de monitorización estructural.

Por ello, se han desarrollado numerosos equipos, algunos ya en fase comercial, basados en diferentes esquemas de demodulación del espectro de intensidad de una red de Bragg que permiten la monitorización de una o varias redes en condiciones dinámicas con resoluciones cercanas a 1µε. Este hecho ha permitido la existencia ya en servicio de estructuras civiles, navales, y a corto plazo aeronáuticas y espaciales de sistemas de monitorización basadas en este tipo de sensores.

El Departamento de Materiales y Producción Aeroespacial de la UPM, involucrado en la investigación del empleo de redes de Bragg como sensores de deformación como parte de un proyecto europeo de desarrollo de palas de aerogeneradores eólicos monitorizadas con sensores inteligentes, ha desarrollado un sistema de escritura de redes de Bragg, operativo actualmente. Además de los trabajos dirigidos a la caracterización de las redes de Bragg como sensores de deformación, de los cuales forma parte esta publicación, se encuentra en desarrollo un dispositivo de demodulación basado en un filtro Fabry-Perot sintonizable que se espera permita en breve monitorizar múltiples redes operando en condiciones dinámicas.

## 2. REDES DE BRAGG COMO SENSORES DE DISTRIBUCIONES DE DEFORMACIÓN

Hemos introducido el empleo de redes de Bragg como sensores de deformación local. Sin embargo, si provocamos a lo largo de la red un gradiente de deformaciones considerable, el espectro de intensidades sufrirá una distorsión debida a la pérdida de uniformidad del patrón de modulación del índice de refracción. Existen diversos procedimientos para obtener el perfil de deformaciones a que se encuentra sometida la red a partir de la integración de los espectros de intensidad y fase de la misma: mediante la integración del espectro de intensidad (ISB) [1], mediante la integración del espectro de fase (PSB) [2], o empleando el método de transformadas de Fourier (FTB) [3]. Este tercer método, que requiere el conocimiento de ambos espectros de la red, es el más general, dado que dispone toda la información suministrada por la red, y puede ser aplicado para calcular cualquier distribución de deformación aplicada sobre la red. Los otros dos procedimientos solo emplean parte de esta información, por lo que presentan algunas limitaciones importantes, pero pueden resultar de gran

utilidad en algunos casos particulares en los que se dispone de información adicional sobre la distribución de deformaciones aplicada sobre la red. En general, dichos métodos son aplicables si la red está sometida a una distribución de deformación monótona (creciente o decreciente).

El método de integración del espectro de intensidades requiere únicamente el empleo de un analizador de espectro óptico. Este hecho, unido a la sencillez de implementación de su modelo matemático han hecho que fuera el elegido para el desarrollo de este trabajo.

Una descripción exhaustiva del modelo matemático del método de integración del espectro de intensidades se sale fuera de los límites de interés del artículo, por lo que se remitirá a la referencia [1] y [4-6]. El método se basa en el desarrollo de Matsuhara et al. [4], que, en caso de que la longitud de onda de Bragg a lo largo de la red  $\lambda(z)$ , que vendrá dada por la condición de Bragg local:

$$\lambda(z) = 2n(z)\Lambda(z) \quad (2)$$

donde  $n(z)$  y  $\Lambda(z)$  son el índice de refracción medio y el espaciado local a lo largo de la red, sea una función invertible de  $z$  (condición que exige que la distribución de deformación aplicada sobre la red sea una función monótona de  $z$ ), da la siguiente relación funcional entre  $\lambda$  y  $z$ :

$$\int_{\lambda(z=0)}^{\lambda(z)} \ln(1-R(\lambda))d\lambda = -\frac{\pi^2}{2} \int_0^z \frac{\Delta n^2(z)}{n(z)} dz \quad (3)$$

donde  $R(\lambda)$  es el espectro de intensidad relativo, o reflectividad en función de la longitud de onda, y  $\Delta n$  es la profundidad de modulación del índice de refracción de la red.

Conocida la relación  $\lambda(z)$ , y habiendo caracterizado previamente la sensibilidad a la deformación de la red, es posible obtener el campo de deformaciones aplicado sobre la misma.

Este proceso requiere así mismo un proceso previo de calibrado de la red, que permita estimar los parámetros ópticos que determinan el comportamiento de la red frente a la deformación, como son el índice de refracción medio efectivo tras la escritura de la red, y la profundidad de modulación del patrón periódico de índice de refracción.

La implementación práctica de la solución del problema completo ha requerido la elaboración de tres programas independientes:

- Un primer programa de adquisición de datos, realizado en LabView®, que permite adquirir el espectro de intensidad de la red obtenido mediante el OSA.

- Un programa de simulación de espectros de redes, realizado en MATLAB®, basado en un método numérico de solución de las ecuaciones de modos acoplados para redes aperiódicas [7], denominado Algoritmo de Matrices de Transferencia (TMF), y que teniendo como entradas los parámetros geométricos de la red y una distribución de deformación conocida, es posible estimar, mediante un proceso iterativo, los parámetros ópticos que permiten ajustar los espectros predichos por el programa de simulación y los espectros experimentales obtenidos bajo diferentes configuraciones de carga (la configuración empleada para esta caracterización, y que permite aplicar una distribución de deformación lineal a una red pegada superficialmente a una viga, es la del ensayo de una viga simplemente apoyada. La figura 3 muestra, en trazo fino, los espectros experimentales obtenidos para varios casos de carga aplicados en la configuración indicada, y en trazo grueso, la simulación obtenida empleando el algoritmo programado).

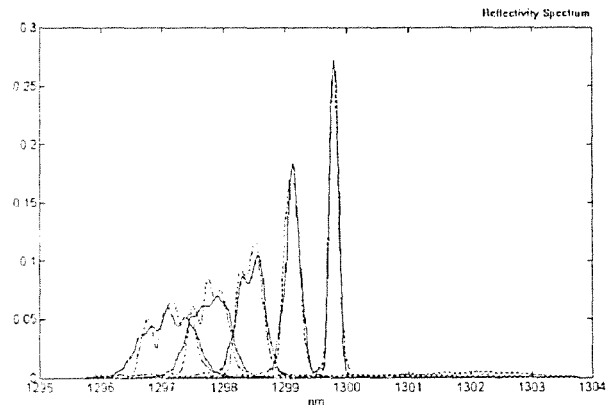


Fig. 3. Espectros experimentales y simulados para varios casos de carga de una red sometida a una distribución lineal de deformaciones

- Por último, un programa escrito también en MATLAB®, y que implementa el método de integración de espectros de intensidad, y que teniendo como entradas el espectro de la red obtenido de forma experimental y los parámetros geométricos y ópticos de la red, permite obtener la distribución de deformaciones aplicada sobre la red. La figura 4 muestra, en trazo fino, las distribuciones de distribución obtenidas para varios casos de carga aplicando la teoría de la elasticidad, y en trazo grueso las distribuciones obtenidas integrando los espectros experimentales obtenidos en dichos casos de carga.



Puede observarse que la coincidencia de los resultados analítico y experimental es en general considerable, empeorando en los casos de distribuciones de pendiente más acusada, y en todos los casos, en los extremos de la red, donde los errores crecen de forma asintótica. Este fenómeno es debido a los defectos de modelización de la red, que no verifica la condición de Bragg de forma local en cada uno de sus puntos, sino que requiere una cierta longitud, denominada longitud efectiva, para verificarla, hecho que explica el agravamiento de error en los extremos por la exigencia que sobre el modelo impone la terminación brusca de la red.

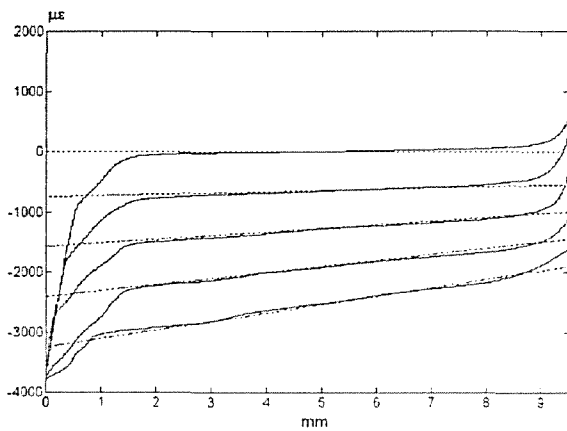


Fig. 4. Curvas obtenidas a partir de la integración de los espectros experimentales de la red en varios casos de carga de una red sometida a una distribución de deformaciones lineal, junto a los resultados previstos por la teoría de la elasticidad.

**3. APLICACIÓN DEL MÉTODO A UN ENSAYO DE FRACTURA INTERLAMINAR**

Una discusión pormenorizada de los ensayos de tenacidad a fractura interlaminar en compuestos carbono-epoxy empleando las técnicas clásicas de adquisición de datos se encuentra en la referencia 8. La dificultad para identificar el frente de grieta en los ensayos en modo I, y la disparidad de los resultados de tenacidad a fractura en modo II y mixto según el procedimiento empleado para la reducción de datos (método de las áreas, teoría de vigas, flexibilidad) son algunos de los aspectos que se proponen superar con la presente técnica.

**3.1. Detalle experimental**

Se construyó un laminado con cinta unidireccional carbono-epoxy T300/8556, en configuración (0)<sub>14</sub>. Una red de Bragg de 20 mm de longitud fue embebida longitudinalmente en la línea central de una de las probetas, entre las capas 6 y 7, inmediatamente antes de la grieta interlaminar generada entre las láminas 7 y 8

mediante cinta de teflón. La red de Bragg coincidía parcialmente sobre la grieta inicial. Después del curado, el laminado fue ensayado a flexión en modo mixto, registrándose sucesivos espectros ópticos para pequeños incrementos de la flecha central. Las figuras 5 y 6 ilustran el montaje experimental y las dimensiones relevantes empleadas.

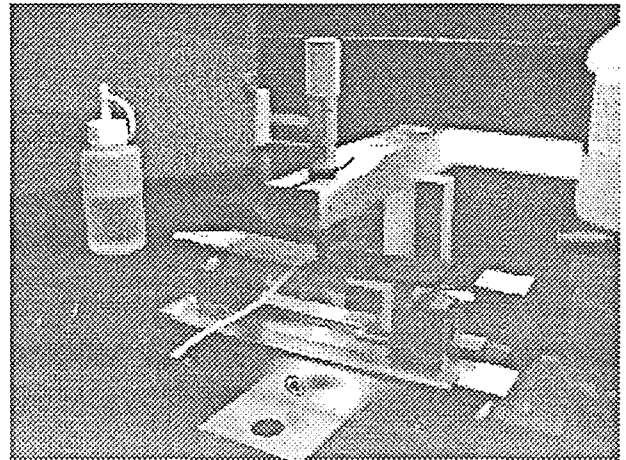


Fig. 5. Imagen del ensayo

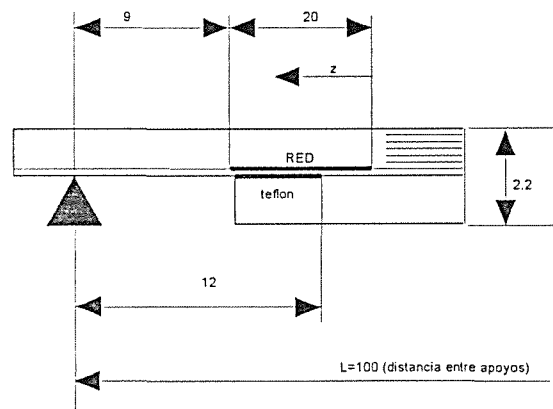


Fig. 6. Croquis con las dimensiones relevantes del ensayo

**3.2. Resultados obtenidos.**

La gráfica de la figura 8 recoge el espectro óptico en situaciones bien distintas:

- a) Viga descargada: el pulso luminoso reflejado tiene una anchura de 0.21 nm, centrado en 1301.18 nm.
- b) Viga con una flecha central de 3.7 mm, poco antes del crecimiento de grieta. Se aprecian en el espectro óptico dos picos muy separados, uno centrado en 1303.93 nm, que corresponde a la parte de la red

incluida en la cara sometida a tracción de la semiviga libre; el otro pico permanece sin desplazarse de la longitud de onda inicial, aunque aparece distorsionado por cargas compresivas (la red no está situada exactamente en la línea neutra de la viga total).

c) Viga con una flecha central de 3.9 mm, inmediatamente después de producirse el crecimiento inestable de grieta. El espectro correspondería al generado por la deformación en flexión de toda la semiviga.

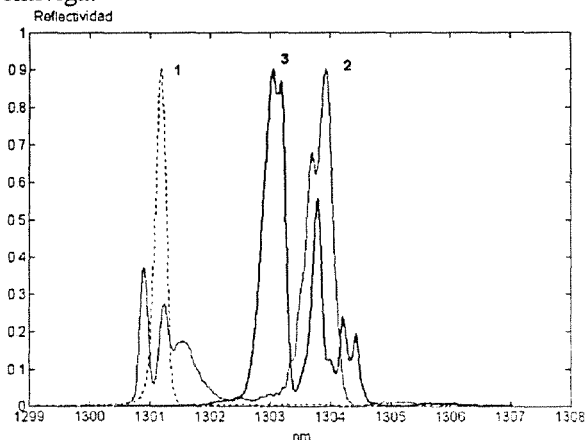


Fig. 8. Gráfica de los espectros correspondientes a los estados: 1) en trazo punteado, descargado, 2) en trazo sólido, cargado previo a la progresión inestable de la grieta y 3) en trazo sólido grueso, cargado posterior a la progresión inestable de la grieta.

3.3. Reducción de datos

Utilizando el programa de integración de espectros introducido anteriormente, se obtienen las distribuciones de deformación representadas en la figura 9.

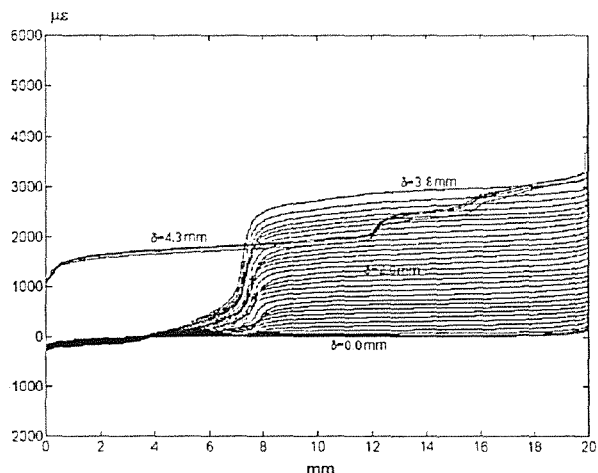


Fig. 9. Distribuciones de deformación obtenidas a lo largo del ensayo, desde la posición de viga descargada, pasando por diversos niveles de carga previos al

crecimiento inestable de grieta, hasta la situación final posterior a dicho crecimiento.

La posición del frente de grieta queda bien definido, con precisión de  $\pm 1$  mm, así como los niveles de deformación de la zona de red incluida en la viga a flexión, con una anomalía importante provocada por la no monotonía de la distribución de deformaciones generada por la configuración del ensayo: como se ha indicado anteriormente, el análisis del espectro por el método de integración empleado requiere la monotonía de la distribución de deformaciones aplicada para poder relacionar el nivel de deformación local con la coordenada correspondiente de la red. Sin embargo, si como sucede en el presente caso, aún en el supuesto de no verificarse esta condición, existen dos o más zonas de la red sometidas a distintos perfiles de deformación bien delimitados, localmente monótonos y, lo que es más importante, con niveles de deformación no superpuestos, los resultados obtenidos podrán corregirse si, delimitando a lo largo de la longitud de la red las diferentes zonas de monotonía local, se aplica un cambio de orientación de la red en la zona considerada (Fig.10)

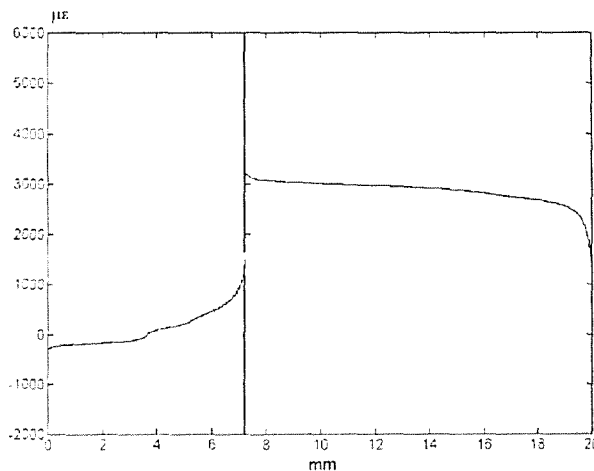


Fig. 10. Distribución de deformaciones "corregida" para una flecha de 3.8 mm.

Un conocimiento físico del problema es imprescindible en este caso.

4. CONCLUSIONES

La fibra óptica puede embeberse con facilidad en los materiales compuestos, provocando una mínima perturbación del campo de deformaciones cuando está situada paralela a las fibras del material adyacente. Cuando la fibra lleva localmente grabados sensores de deformación tipo -red de difracción- o -red de Bragg-, proporciona una información sobre la deformación local imposible de obtener por otro procedimiento.

El sensor de fibra óptica es capaz de discriminar si a lo largo de su longitud (10-20 mm típicamente, aunque pueden obtenerse redes de gran longitud, superiores a los 100 mm) se están produciendo fuertes variaciones en el perfil de deformaciones; en el caso del ensayo de tenacidad a fractura interlaminar realizado en este trabajo, la posición del frente de grieta queda determinado con una precisión de  $\pm 1$  mm.

Como limitaciones del método, hay que destacar su carácter cuasiestático, condicionado por la lenta respuesta dinámica del OSA, que es de algunos segundos (en torno a 10), y del tiempo requerido por el programa de adquisición y análisis de espectro, que emplea otro tanto en ofrecer valores en microdeformaciones a partir de los datos de reflectividad, y que la interpretación de los resultados puede conducir a importantes errores si no se respetan las hipótesis del problema, en particular en lo que se refiere a la monotonía del perfil de deformaciones.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Europea (DGXII) y a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología por la financiación recibida para el proyecto "SMART BLADES", (JOR-CT96-0104 y CICYT MAT96-2350-CE, respectivamente). que ha permitido la realización de este trabajo.

## Bibliografía

- [1] LeBlanc M., Huang S. Y., Ohn M. M., Measures R. M., Güemes J. A. y Othonos, A., "Distributed strain measurement using a fibre Bragg grating based on reflection spectrum analysis", *Optics Letters*, Vol. 21, Issue 17, 1405-1407 (1996)
- [2] Huang S. Y., Ohn M. M., y Measures R. M., "Phase-based Bragg intragrating distributed strain sensor", *Applied Optics*, Vol. 35, Issue 7, 1135-1142, (1996).
- [3] Ohn, M., Huang, S. Y., Measures R. M. y Chwang J., "Arbitrary strain profile measurement within fibre gratings using interferometric Fourier transform technique", *Electronics Letters*, Vol. 33, N. 14, pp. 1242-1243, 1997.
- [4] Matsuhara M., Hill K. y A. Watanabe. "Optical-waveguide filters: Synthesis". *Journal of the Optical Society of America*, Issue 65, Vol. 7, pp. 804-809.
- [5] Menéndez J. M., Güemes J. A. y Díaz-Carrillo S., "Determinación de deformaciones en una unión adhesiva mediante sensores de fibra óptica". *Actas del II Congreso de Materiales Compuestos*, 609-618 (1997)
- [6] Güemes J. A., Díaz-Carrillo S. y Menéndez J. M. "Measurement of strain distribution in bonded joints by fiber Bragg gratings", *Smart Structures and Materials 1998, Proceedings of the Meeting (1998)* (Próxima publicación).
- [7] Huang S. Y., LeBlanc M., Ohn M. M. and Measures R. M., "Bragg Intra-Grating Structural Sensing". *Applied Optics*, Vol. 34, Issue 22, 5003-5009 (1995).
- [8] Pintado, J. M. , "Investigación sobre fractografía micromecánica de materiales compuestos", Tesis Doctoral, ETSI Aeronáuticos, UPM (1994).

**COMPORTAMIENTO DE UNIONES HÍBRIDAS SOLDADURA / ADHESIVO DURANTE EL  
ENSAYO DE PROBETAS EN DOBLE COPA.**

López, F.<sup>\*</sup>, Biezma, M. V.<sup>\*\*</sup>, Díez de Ulzurrun I.<sup>\*</sup>, Suárez, J. C.<sup>\*</sup>, Molleda, F.<sup>\*</sup>

<sup>\*</sup> ETS Ingenieros Navales (UPM). Ciudad Universitaria. 28040 Madrid.

<sup>\*\*</sup> Escuela Superior de la Marina Civil (Universidad de Cantabria). Gamazo, 1. 39004 Santander.

**Resumen.** Las uniones híbridas presentan ventajas sobre las uniones estructurales adhesivas o soldadas. Sin embargo, durante su proceso de fabricación se produce la degradación del adhesivo en torno al punto, con pérdida de propiedades mecánicas. La probeta a solape simple no es adecuada para obtener datos de diseño por no estar unívocamente definido el estado de tensión en la periferia del punto. La probeta en doble copa sí que logra uniformidad en los esfuerzos y es posible obtener datos de diseño de estas uniones. Se han estudiado los modos de fallo y comparado con los de uniones adhesivas y con puntos. También se ha realizado un modelo por elementos finitos que proporcione para cargas de rotura experimentales el estado de tensiones o de deformaciones en cada punto de las proximidades del punto de soldadura. Se han sometido estas uniones a impacto de proyectiles de armas ligeras y se ha estudiado su comportamiento.

**Abstract.** Hybrid joints show a wide range of advantages over structural adhesive and welded joints. However, adhesive is degraded, due to the manufacturing process, around the weld nugget and a decrease in mechanical properties follows. It is not possible to obtain reliable design parameters from experimental behaviour of single-lap test specimens because stress state around well nugget is not properly defined. On the other hand, double-cup test specimens have a well defined and homogeneous stress state around weld spot edge, and it is possible to obtain more valuable data for design purposes. Failures modes of hybrid joints have been studied and compared with those of adhesive and welded joints. Using a finite element model is possible to obtain for every experimental failure load the local stress and strain state at failure. The behaviour of these joints when impacted with light projectiles has also been investigated.

## 1. INTRODUCCIÓN

Se denomina unión híbrida la combinación de una técnica convencional de unión: soldadura por resistencia, remachado o recalcado, con unión adhesiva. Se pretende con ello aprovechar las ventajas que ofrece la unión adhesiva: mayor rigidez de las estructuras, mayor área de transferencia de esfuerzos, sellado frente

a la corrosión etc., salvando sus inconvenientes: sensibilidad a esfuerzos de pelado, problemas de envejecimiento, limitada resistencia al calor, necesidad de un utillaje caro durante el proceso de curado del adhesivo etc. La técnica convencional de unión que forma parte de la unión híbrida soportará los esfuerzos aplicados, sin que ocurra el fallo global de la unión, cuando por la circunstancia que sea falle el adhesivo.

Se trata con esta comunicación de avanzar en el conocimiento, la caracterización, evaluación de las propiedades mecánicas de la unión y estudio de los modos de fallo de las uniones híbridas soldadura / adhesivo, poniendo de manifiesto las dificultades y limitaciones de la tecnología y obtener, por último, resultados comparativos que permitan ganar confianza en la técnica.

## 2. MATERIALES

Se han utilizado como adherentes dos tipos de aleaciones: chapa de acero al carbono suave de 0.15 % C de 1.5 mm de espesor y chapa de aleación de aluminio-magnesio Al5252 de 2 mm de espesor. Las dos aleaciones se trataron superficialmente de forma adecuada para cada una de ellas. El adhesivo utilizado es un adhesivo en película, epoxy modificado, con *carrier* de mat de poliéster.

## 3. GRIETA GENERADA DURANTE EL PROCESO DE FABRICACIÓN

La degradación producida en el adhesivo al aplicar el punto de soldadura depende de la temperatura alcanzada en cada punto, o lo que es lo mismo, del ciclo térmico experimentado. Al aplicar el punto de soldadura, el material fundido alcanza temperaturas iguales o superiores a la de fusión del metal. El adhesivo no puede soportar dichas temperaturas y se degrada térmicamente.

No obstante, hay zonas de adhesivo que no han alcanzado temperaturas suficientemente altas como para degradarse térmicamente pero sí han llegado a temperaturas a las que sus propiedades mecánicas se ven modificadas. Tomamos como criterio para estar del

lado de la seguridad, que las zonas de adhesivo que hayan superado la temperatura de transición vítrea ( $T_g$ ) han quedado fuera de servicio, y a efectos de cálculo es como si no hubiera adhesivo existiendo en esa zona una grieta potencial. Se sabe que cuando el adhesivo sufre un calentamiento en servicio tiene lugar un poscurado y cuando se enfría de nuevo su  $T_g$  se habrá elevado; como consecuencia el comportamiento del adhesivo será más frágil. Las compañías aeronáuticas consideran fuera de servicio las piezas unidas mediante adhesivos que hayan superado su  $T_g$ .

Se ha obtenido un gráfico del comportamiento térmico del adhesivo que refleja lo anteriormente expuesto y permite estimar las dimensiones de la grieta generada.

Se ha apreciado que en las proximidades del punto de soldadura, cuando los adherentes son de acero al carbono, se tiene una corona de adhesivo de 2,7 mm de ancho que no ejerce adhesión entre los adherentes siendo, en consecuencia, una grieta introducida por el propio proceso de fabricación.

## 4. ENSAYOS MECÁNICOS

Se han realizado ensayos según norma CASA I+D-E-127 "Adhesivos. Ensayo de cortadura", empleando probetas a solape simple unidas mediante puntos de soldadura, con adhesivo y con unión híbrida. Los resultados obtenidos tienen valor en tanto en cuanto sean empleados para hacer comparaciones entre los distintos materiales, preparaciones superficiales y condiciones de soldadura. Sin embargo, de los resultados de estos ensayos no es posible obtener valores utilizables en diseño debido al complejo estado de tensión a que está sometida la unión. En efecto, en los ensayos a cortadura por tracción realizados utilizando este tipo de probeta no hay un esfuerzo de

cortadura puro, sino que debido a la no axialidad de las cargas aplicadas la probeta se deforma durante el ensayo y, en consecuencia, el fallo tiene lugar bajo el efecto conjugado de una componente de tracción asociada al efecto de cortadura.

Mediante ensayos sobre probetas adecuadas se pretende caracterizar el estado local de tensiones o de deformaciones que conducen a la rotura de la unión y recoger esta información en un sólo parámetro  $K_C$ . Cuando en la estructura real se alcance localmente el mismo nivel de tensiones o de deformaciones, independientemente de la geometría global y del estado de cargas, se asume que se producirá el fallo de la unión. Sin embargo, los factores de intensidad de tensiones resultantes en el punto de soldadura en ensayos con probetas a solape simple no son constantes en todo el contorno del punto de soldadura y, por tanto, es muy difícil decir a qué valor de  $K_C$  rompen las probetas porque el factor de intensidad de tensiones no está unívocamente definido. Por el contrario, en ensayos empleando probetas de doble copa sí que se logra una uniformidad en los esfuerzos y el factor de intensidad de tensiones resultante es significativamente constante en torno al punto de soldadura. Se han preparado probetas de doble copa de los dos materiales, unidas con punto de soldadura, con adhesivo y con unión híbrida, ensayándose a tracción.

Por otra parte, se han preparado probetas a solape con dimensiones fuera de norma unidas con las mismas técnicas que las anteriores. Sometidas a impactos de proyectiles de armas ligeras se ha medido la resistencia residual de la unión. También se midió, para comparación, la resistencia de algunas probetas que no habían sido sometidas a impacto.

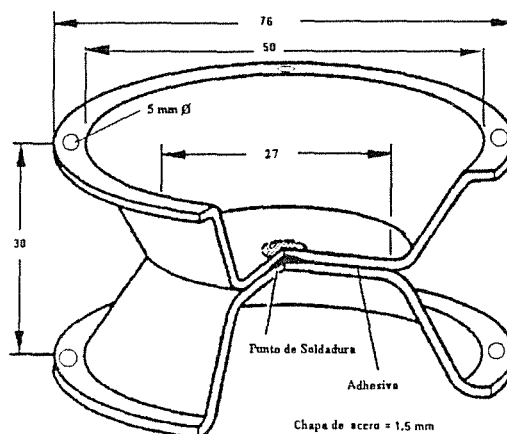


Fig. 1. Geometría de la probeta en doble copa.

## 5. PROBETA EN DOBLE COPA

La probeta en doble copa (probeta DC), figura 1, propuesta inicialmente por Gieske y Hahn en 1993, posiblemente pueda superar las deficiencias comentadas con anterioridad. Originariamente fue diseñada para ensayos de uniones por recalado. La probeta DC fue objeto de una investigación comparativa de parámetros de tensión local. Los parámetros de tensión local (y posiblemente deformación) están considerados como los medios fundamentales por los que los resultados experimentales de resistencia pueden ser transferidos de una probeta distinta a otras probetas y a componentes estructurales (incluidos casos con condiciones diferentes de carga).

La investigación que se realizó considera los parámetros de tensión local en el borde del punto de soldadura de la probeta DC en comparación con las probetas convencionales sometidas a cargas de cortadura por tracción y cargas de tensión transversal. Asimismo, se suponen condiciones elástico-lineales y una forma ideal de la probeta sin hueco entre las dos partes que la constituyen.

El modelo de elementos finitos de la probeta DC realizado consiste en elementos de volumen dentro del punto de soldadura y elementos placa fuera de la soldadura, interconectados por rótulas rígidas. El sistema de mordazas se simula por apoyos rígidos, y la carga por desplazamientos ordenados de estos apoyos.

Las tensiones estructurales  $\sigma_s$  de las superficies interior y exterior de los elementos placa en el borde de la soldadura son evaluados directamente del modelo de elementos finitos. La tensión equivalente de Von Mises  $\sigma_{veq}$  se deduce de estas tensiones.

Las tensiones de entalla  $\sigma_k$  se determinan para una entalla elíptica redondeada de forma ficticia (radio de curvatura  $\rho_f$ ) en el borde de la soldadura simulando el efecto de apoyo microestructural según Neuber ( $\rho_f = 0.25$  mm se ha supuesto en esta investigación). Las tensiones de entalla se obtienen a partir de los factores de intensidad de tensión usando la relación aproximada obtenida por Creager para radios de entalla pequeños:

$$\sigma_{keq} = \frac{2}{\pi\rho_f} \sqrt{K_I^2 + 3K_{II}^2 + 3K_{III}^2} \quad (1)$$

Los factores de intensidad de tensión se determinan a partir de los componentes de tensión estructural simétricos y antisimétricos en las dos placas. El factor de intensidad de tensión resultante se calcula según:

$$K_{res} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2 + K_{III}^2} \quad (2)$$

La tensión de referencia local (tensión estructural nominal  $\sigma_{ns}$ ) en cargas de cortadura a tracción y cargas de tensión transversal, respectivamente, (con fuerzas F y T) es:

$$\sigma_{ns} = 1.27 \frac{F}{dt} \quad (3)$$

$$\sigma_{ns} = 0.69 \frac{T}{t^2} \ln\left(\frac{D}{d}\right) \quad (4)$$

El factor de intensidad de tensión de referencia (factor de intensidad de tensión nominal  $K_{ns}$ ) es:

$$K_{ns} = 0.5\sigma_{ns} \sqrt{t} \quad (5)$$

Apoyados en el estudio realizado sobre la probeta DC los autores extraen las siguientes conclusiones:

- La probeta DC es superior a las probetas normalizadas convencionales respecto a los modos de carga puros.
- Los parámetros de tensión local para la probeta DC bajo cargas de cortadura a tracción y cargas de tensión transversal son similares en magnitud a los de las probetas normalizadas.

- Dichos parámetros están distribuidos a lo largo de los bordes del punto de soldadura más uniformemente y con mayor simetría.
- Las tensiones estructurales nominales y los factores de intensidad de tensión nominales son, como regla general, próximos a los encontrados en situaciones reales. Las fórmulas apropiadas reflejan el efecto de la variación de los parámetros geométricos.
- La probeta DC puede satisfacer las demandas de la industria hasta ahora incumplidas.

## 6. ANÁLISIS POR EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS

La probeta en doble copa con unión en las tres situaciones estudiadas, es decir, unión con punto de soldadura, unión adhesiva y unión híbrida, se ha analizado mediante el método de los elementos finitos, bajo cargas de comportamiento elástico, para determinar los puntos por los cuales la unión correspondiente previsiblemente va a fallar.

Para este análisis se han aprovechado las simetrías que presenta la probeta y en el caso que se estudia se ha modelizado un octante de la probeta. Para realizar el mallado correspondiente se ha tenido en cuenta la concentración de tensiones en torno al punto de soldadura (unión soldada y unión híbrida) utilizando técnicas de afinamiento progresivo en las proximidades del punto.

La modelización se ha realizado mediante elementos placa o lámina delgada dependiendo del grado de

afinamiento que se requiera de acuerdo con la teoría de Kirchoff. Por otra parte, el comportamiento del adhesivo se ha simulado mediante muelles elásticos en la dirección de aplicación de la carga, sin tener en cuenta explícitamente su comportamiento a cortadura en una primera aproximación.

Para el adhesivo se han adoptado como valores para el módulo de rigidez, módulo de elasticidad y coeficiente de Poisson los siguientes valores:  $G = 1,13 \text{ GPa.}$ ;  $E = 2,9 \text{ GPa.}$ ;  $\nu = 0,3$ .

Las cargas fueron aplicadas en el borde interno de la doble copa y con valores de hasta 1.500 Kg., carga que se corresponde aproximadamente con el límite de comportamiento elástico y con constantes precisas de recuperación de los muelles para obtener en el análisis valores para los desplazamientos similares a los obtenidos en los ensayos reales de las probetas.

## 7. ENSAYOS CON PROBETAS EN DOBLE COPA.

En los diagramas carga desplazamiento obtenidos para cada una de las tres situaciones estudiadas: unión con punto de soldadura, unión adhesiva y unión híbrida se observan los siguientes hechos. En el diagrama correspondiente a la unión híbrida se aprecian dos tramos bien diferenciados, en el primero está soportando la carga aplicada el adhesivo hasta que se produce su fallo, mostrado con un máximo relativo del diagrama, la carga decae sensiblemente y posteriormente entra en carga el punto, que soportará el esfuerzo aplicado hasta su rotura. Se pone de manifiesto que el adhesivo falla a menores cargas que en el caso de la unión adhesiva, lo que indica que la rotura se inicia de forma diferente. En el caso de adhesivo sólo, el fallo



comienza por el extremo del solape, mientras que cuando la unión es híbrida, el fallo comienza por la grieta producida por el adhesivo degradado anejo al punto de soldadura, defecto introducido por el propio proceso de fabricación de estas uniones. Una vez que ha fallado el adhesivo entra en carga el punto de soldadura hasta su rotura. El valor de resistencia máxima de la unión híbrida es ligeramente inferior al de la unión con punto de soldadura debido al esfuerzo dinámico instantáneo aplicado al punto una vez que se produjo el fallo del adhesivo. El esfuerzo dinámico instantáneo puede producir daños en el punto de soldadura lo que explicaría el ligero descenso producido en la carga de rotura.

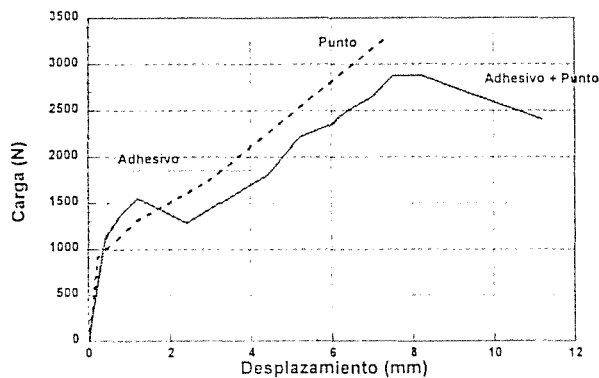


Fig. 2. Diagramas carga/desplazamiento para los tres tipos de uniones.

8. CONCLUSIONES

- La probeta a solape simple no es válida para obtener datos de diseño en uniones soldadas por puntos, adhesivas e híbridas. La probeta en doble copa se ha mostrado prometedora para transferir los resultados de ensayos de laboratorio al diseño de uniones estructurales reales.
- La aplicación del punto de soldadura provoca una degradación local del adhesivo, lo cual da lugar a un defecto inducido por el propio proceso de

fabricación de la unión híbrida, afectando a sus propiedades resistentes, tanto desde el punto de vista de solicitaciones estáticas como dinámicas.

- El análisis por elementos finito de los tres tipos de uniones permite comprender adecuadamente los distintos mecanismos de fallo observados experimentalmente en cada una de ellas.

9. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CICYT la subvención concedida para la realización del Proyecto de Investigación MAT94-0221-C02-01.

También agradecen a la Dirección General de la Guardia Civil, muy especialmente a D. Francisco Ignacio Román y a D. Juan Manuel Sáez Nieto, su inestimable colaboración en la realización de los ensayos de impacto.

10. BIBLIOGRAFÍA

- (1) López F., Suárez J.C., Molleda F., Güemes A., en *16th. Conf. Int. SAMPE*, Salzburgo (1995).
- (2) López F., Suárez J.C., Molleda F., Güemes A., *MATCOMP' 95*, Sevilla (1995).
- (3) López F., Díez de Ulzurrun I., Suárez J.C., Molleda F., *MATCOMP' 97*, Madrid (1997).
- (4) Budde L., Hahn O., *Welding in the World*, 30, 26, nº 1/2 (1992).
- (5) Military Handbook (MIL-HDBK-691B), *Adhesive Bonding*, (1987).
- (6) Aluminum and Aluminum Alloys ASM Specialty Handbook, *Adhesive Bonding*, (1994).
- (7) Radaj D., Giering A., *Welding in the World*, 35, nº 1, (1995).
- (8) Radaj D., Zheng Z., Möhrmann W., *Engng. Fracture Mech.*, 37, nº 5, (1990).
- (9) Norma CASA I+D - E-127. Última revisión vigente.

## FRACTURA DINAMICA: MONITORIZACION OPTICA Y EVALUACION MEDIANTE INTERFEROMETRIA LASER

L. Andrades, F.G. Benitez

Escuela Superior de Ingenieros, Av. Camino de los Descubrimientos, Sevilla-41092.

**Resumen.** En este artículo se describen los ensayos realizados para la evaluación de las tensiones y deformaciones en las proximidades del fondo de grieta en probetas tipo flexión en tres puntos sometidas a cargas de impacto. El artículo comienza con la descripción del sistema experimental utilizado para la aplicación dinámica de la carga, en particular de un sistema de barra partida de Hopkinson diseñada para impactos en el rango medio (de hasta 40 m/s). La parte principal del trabajo se dedica a la descripción pormenorizada del sistema de captación óptico de las deformaciones experimentadas por las probetas durante el proceso de ensayo. Este sistema, puramente óptico, se basa en la técnica de interferometría laser mediante rejillas de difracción (CGS). Los resultados obtenidos a través de la técnica CGS proporcionan valores de: factor dinámico de tensión frente al tiempo, tenacidad a la fractura, campo de validez de resultados en función de las aproximaciones bidimensionales. La técnica se aplica al análisis de PMMA.

**Abstract.** In this communication tests for evaluating stresses and strains at the vicinity of crack tips in three-point-bend specimens, subjected to dynamic loading, are described. The description of the optical set-up for impact loadings is covered in the first part of the paper, in particular a modified Hopkinson split-bar rig is designed for impact velocities up to 40 m/s. The main part of the investigation is devoted to the description of the optical system for capturing the strain field in the specimen during the dynamic test. This system, purely optical, is based on the technique of laser interferometry by diffraction grids (CGS). The results obtained through CGS provide stress dynamic factor, fracture toughness versus time, and the validity of the results in comparison with two-dimensional approaches. The technique is applied to PMMA.

### 1. INTRODUCCION

El CGS es una técnica óptica coherente, usada para medir deformaciones en el fondo de grieta, en sólidos transparentes y opacos. Se trata de un método óptico de campo total que no considera ninguna aproximación asintótica bidimensional; y está basado en el corte lateral de un frente de ondas coherente y perturbado, que es dividido en dos frentes de ondas coherentes que son idénticos al frente perturbado original; pero que están desplazados uno respecto al otro en un plano dado, figura 1. Estos frentes de ondas una vez separados, se hacen interferir entre si, para producir una disposición de franjas (en tiempo real) que representan contornos de gradientes de desplazamiento (fuera del plano) o gradientes de tensión (dentro del plano) constantes. La técnica ha sido usada en modo reflexión sobre probetas de PMMA, sobre las que se ha depositado una fina capa de aluminio para obtener una superficie especularmente reflectante.

### 2. TECNICA EXPERIMENTAL Y PRINCIPIO FISICO DEL CGS

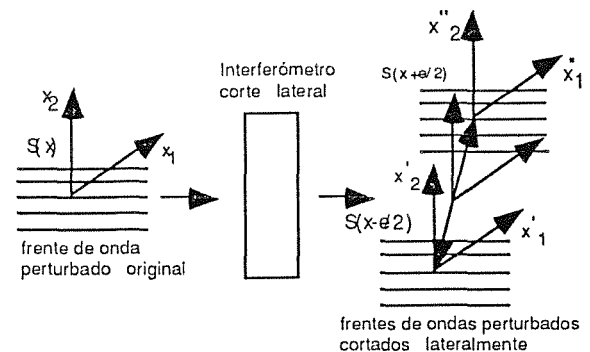


Fig. 1. Corte lateral del frente de ondas preturbado

#### 2.1 Equipo de ensayo

El sistema de aplicación de carga es el descrito por F.G. Benitez and L. Andrades [1], figura 2. Se trata de

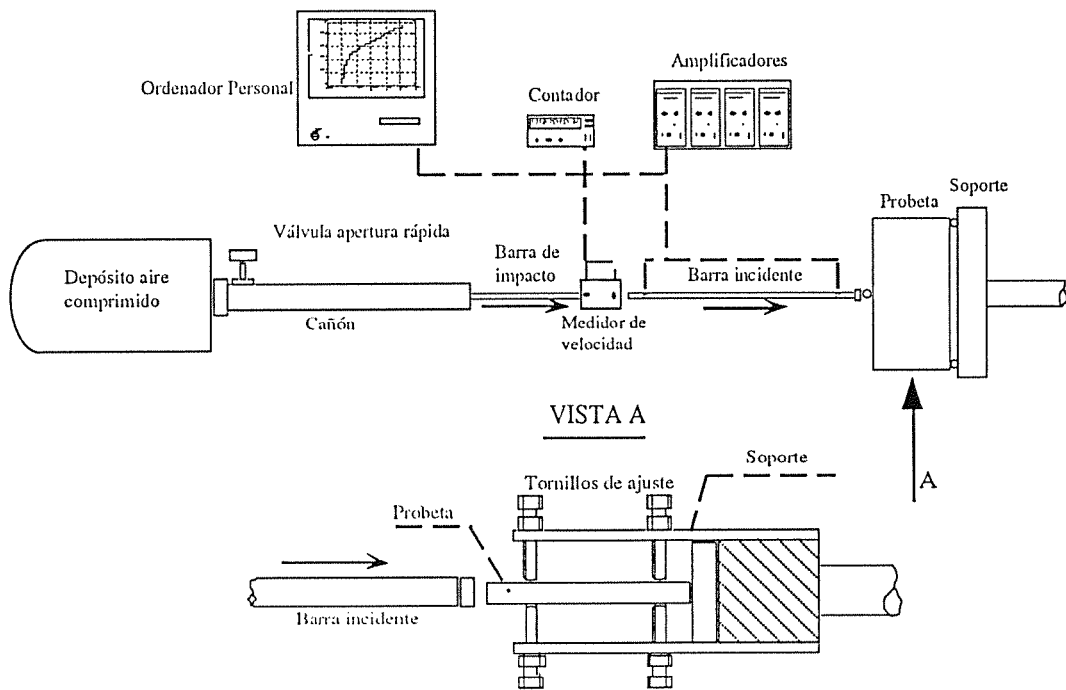


Fig. 2. Disposición del sistema de carga

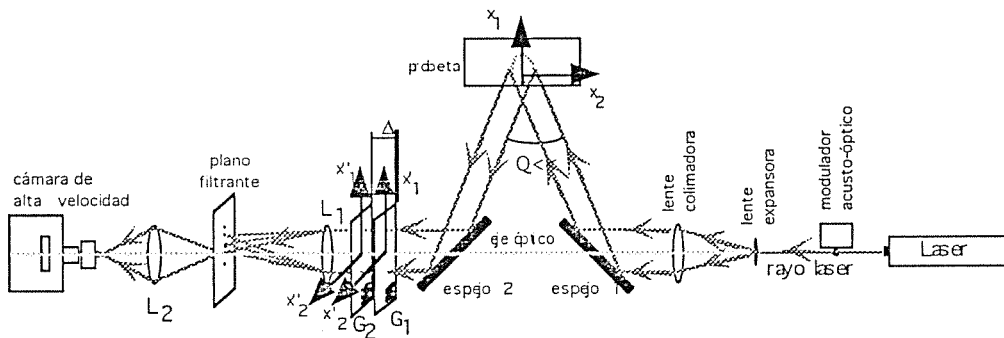


Fig. 3. Disposición experimental para estudio del CGS

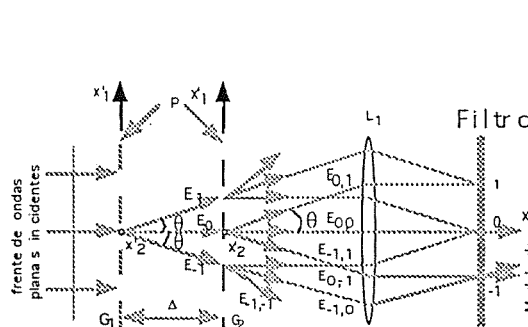


Fig.4. Principio físico del CGS

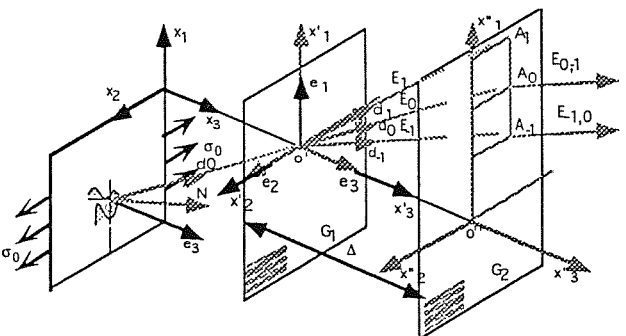


Fig.5. Difracción de un rayo genérico

una barra partida de Hopkinson capaz de alcanzar velocidades de impacto de hasta 40 m/s.

El evento se registra con una cámara de alta velocidad; una Cordin capaz de capturar 500 fotogramas con un intervalo de tiempo de 5  $\mu$ s entre uno y otro, cuando trabaja a su máxima velocidad de 200,000 fotogramas por segundo. Con este sistema se monitoriza la propagación de la grieta y las franjas de difracción del CGS.

Como fuente de luz se ha usado un rayo laser de iones de argón que trabaja a una única longitud de onda de 514 nm y con una potencia máxima de 2.4 w.; con el que se ha obtenido un frente de ondas coherente, polarizado verticalmente y con un diámetro máximo de 10 cm.

## 2.2 Principio físico del CGS

La disposición experimental usada en reflexión se muestra en la figura 3. Un rayo colimado de luz laser coherente incide sobre la superficie reflectante y especular de una probeta tipo placa. El frente de ondas planas reflejado incide sobre un par de rejillas Ronchi de alta densidad de líneas simples,  $G_1$  y  $G_2$ ; totalmente paralelas y separadas por una distancia  $\Delta$ . El campo de distribución de luz que atraviesa  $G_2$  es espacialmente filtrado por la lente  $L_1$ , que envía la frecuencia contenida a su plano focal imagen. Colocando una apertura filtrante alrededor de cualquiera de los ordenes de difracción  $\pm 1$ , se obtiene la información de las deformaciones que sufre la superficie en el plano imagen de la lente  $L_2$ .

En el trazado de rayos de la figura 4 se explica el método de funcionamiento del CGS en dos dimensiones. Se orientan las líneas de las rejillas  $G_1$  y  $G_2$  paralelas al eje  $x_2$ . Una onda plana reflejada desde la probeta sin deformar, y propagándose a lo largo del eje óptico, es difractada en tres frentes de ondas planas  $E_0$ ,  $E_1$  y  $E_{-1}$  por la primera rejilla  $G_1$ . Volviendo estos a ser difractados, una segunda vez, por la segunda rejilla  $G_2$ , en los nuevos frentes de ondas  $E_{0,0}$ ,  $E_{0,1}$ ,  $E_{-1,-1}$ ,  $E_{1,0}$ ,  $E_{1,1}$ , etc. Estos, que se propagan en distintas direcciones, se hacen converger por una lente filtrante hasta focalizarlos dando lugar a manchas de difracción, separadas una determinada distancia, en su plano focal imagen.

Considerando un frente de ondas planas que incide normalmente sobre la superficie de una probeta deformada, figura 5, el frente de ondas reflejado sería

distorsionado debido a las deformaciones de la superficie. Este frente, que es incidente en  $G_1$ , lleva ahora información acerca de la deformación de la probeta; se trata de rayos de luz que viajan con perturbaciones a su dirección inicial, paralela al eje óptico. Si una gran porción de ese tubo de luz tiene rayos casi paralelos al eje óptico, cada una de las manchas de difracción del plano focal de  $L_1$  estaría localmente rodeada por un halo de luz dispersada, debido a los rayos deflectados. La extensión de esto depende de la naturaleza de las deformaciones. Por lo que usando una apertura bidimensional en el camino de filtrado, se elimina la información espúrea.

## 2.3 Fractura de probetas en reflexión

Las probetas son fabricadas a partir de una placa de PMMA de 10 mm de espesor. La geometría de la probeta y la configuración de carga por flexión en tres puntos se muestra en la figura 6. Tienen una longitud de grieta ( $a$ ) de 29.8 mm y un ancho ( $w$ ) de 149 mm, manteniendo una relación de  $(a/w) = 0.2$ . Siendo la apertura de grieta de 1mm.

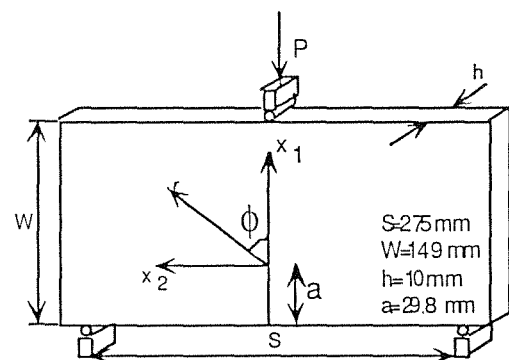


Fig. 6 Geometría de las probetas.

Un rayo laser colimado de 100 mm diámetro, es dirigido al fondo de grieta. El frente de ondas reflejado es procesado a través de un par de rejillas lineales, con una densidad de 40 líneas por mm y separadas una distancia  $\Delta = 33$  mm. Las líneas de las rejillas son orientadas perpendiculares al eje  $x_1$ . En la figura 7 se observa, en la primera foto, el contorno de superficie alrededor del fondo de grieta limpio de franjas, previo a la aplicación de la carga y, como a partir de la segunda foto, aparece un campo de franjas alrededor del fondo de grieta. Estas franjas representan mapas de contorno de  $[\partial(\delta S)/\partial x_1] = constante$ ,

donde  $\delta S$  es la diferencia de camino óptico integrado a través del espesor de la probeta, ver [2].

**3. ANALISIS DE CGS EN BASE A UN CAMPO  $K_I^d$  DOMINANTE**

Para analizar las franjas de deformación, se supone que en las proximidades del fondo de grieta existe un campo asintótico de tensión plana, elástico y lineal. Entonces la ecuación del apartado anterior se reduce a  $ch(\partial(\sigma_{11} + \sigma_{22})/\partial x_1)$ . Y usando la expansión de Williams [3] para el modo I de grieta propagándose dinámicamente en una placa delgada compuesta de un material elástico, lineal, isótropo y homogéneo, el campo de tensiones puede escribirse como:

$$ch \frac{\partial(\sigma_{11} + \sigma_{22})}{\partial x_1} = ch \sum_{N=1}^{\infty} A_N \left(\frac{N}{2} - 1\right)^{((N/2)-2)} \cdot \cos\left(\frac{N}{2} - 2\right)\phi = \frac{mp}{\Delta} \tag{1}$$

donde  $(r, \phi)$  son las coordenadas polares definidas en el fondo de grieta,  $A_N$  son constantes y  $\frac{mp}{\Delta}$  relaciona las franjas obtenidas en regiones alrededor de la zona 3-D con el gradiente de  $(\sigma_{11} + \sigma_{22})$ : siendo  $m$  el orden de las franjas,  $p$  la distancia entre líneas y  $\Delta$  la distancia de separación entre las rejillas, ver Bruck and Rosakis [4].

Definiendo un campo K-dominante en el fondo de grieta, como aquel en el que la contribución de los términos  $N \geq 2$  es despreciable comparada con el primero, la ecuación anterior se reduce a,

$$\frac{chK_I}{\sqrt{2\pi}} F(v) r^{-3/2} \cos(3\phi/2) + O(r^{-5/2}) = \frac{mp}{\Delta} \tag{2}$$

donde  $c$  es el coeficiente óptico de tensión y  $F(v)$  es una función dependiente de la velocidad, ver [5]. Finalmente, se define la siguiente función:

$$Z_1^d(r, \phi, t) = \left(\frac{mp}{\Delta}\right) \frac{\sqrt{2\pi} r^{3/2}}{chF(v)\cos(3\phi/2)} \tag{3}$$

Deduciéndose de la anterior ecuación que, cuando un campo K-dominante describe adecuadamente las deformaciones en el fondo de grieta, entonces  $K_I^d(t) = Z_1^d(r, \phi, t)$ . Donde para medir  $Z_1^d$  a partir de los modelos de franjas, primero se tabula el orden de las franjas ( $m$ ) y segundo se mide la distancia radial ( $r$ ) a lo largo de diferentes direcciones ( $\phi$ ) alrededor del fondo de grieta.

**4. INVESTIGACION EXPERIMENTAL DE  $K_I^d$  DOMINANTE**

En la figura 8, se representa la función  $Z_1^d$  frente a la distancia radial normalizada ( $r/h$ ) para un instante de tiempo de 20 microsegundos tras el inicio de grieta. Las líneas radiales se han trazado a los ángulos  $\phi = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 105^\circ, 120^\circ, 135^\circ$  y  $150^\circ$ . El  $K_I - 2D$  medido es de 1.5 MPam<sup>0.5</sup>, ver [6]. Y la velocidad de grieta en ese instante es de 250 m/s. De la figura 8 se observa que no hay una región alrededor del fondo de grieta en la que la función  $Z_1^d$  sea constante. Hay una relativa dispersión de los valores  $Z_1^d$  en las diferentes localizaciones, y no se puede extraer el valor del factor de intensidad de tensiones con una suposición simplista de  $K_I^d$ -dominante próximo al fondo de grieta.

En la figura 9 se representan los resultados obtenidos para una probeta, idéntica a la anterior, ensayada estáticamente. En la región  $(r/h) < 0.5$ , no se observa un valor de  $Z_1$  estático constante y por tanto el campo no es  $K_I$ -dominante. Esta desviación es debida a la tridimensionalidad próxima al fondo de grieta. Fuera de esta región tridimensional, aparece una región de  $Z_1$  estático constante en el rango de  $0.3 \leq (r/h) \leq 0.9$ . Siendo este valor constante de  $Z_1$ -estático muy próximo al factor de intensidad de tensiones bidimensional  $K_I - 2D$ .

**5. CONCLUSIONES**

En la figura 7 puede observarse como los modelos de franjas del CGS presentan un alto contraste y nitidez, que repercute en la mejora de la medida. Hay una clara indicación en que aunque una grieta estacionaria pueda exhibir una considerable región  $K_I$ -dominante bajo

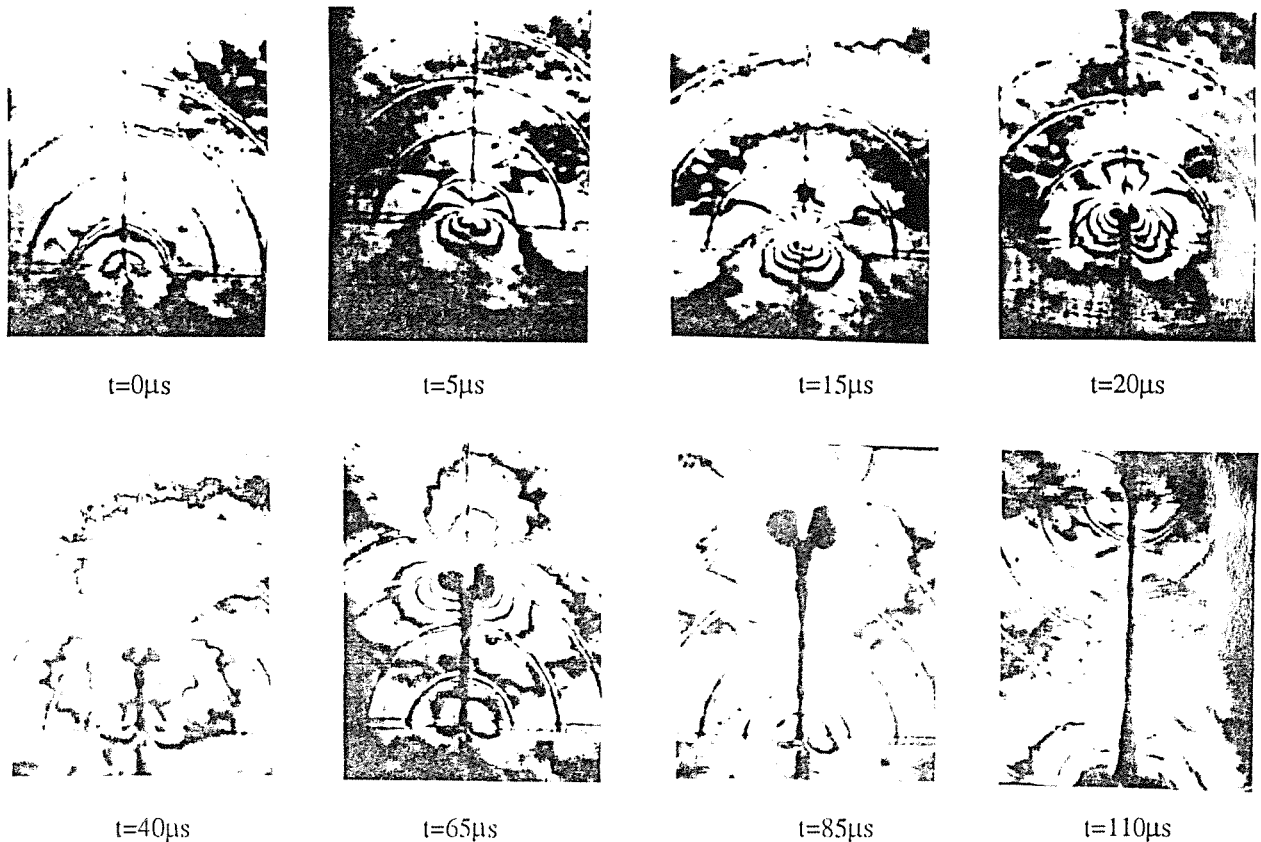


Fig. 7. Secuencia dinámica de franjas en la dirección  $x_1$

condiciones de carga estática, bajo condiciones de carga dinámica, una probeta idéntica a la anterior con la misma longitud instantánea de grieta y propagándose dinámicamente, no presenta la región  $K_I$ -dominante correspondiente. Haría falta, por tanto, un análisis elastodinámico transitorio de alto orden del CGS para demostrar que la dispersión observada en los valores de  $Z_1^d$  es gobernada por la estructura específica de los campos de tensión transitorios próximos al fondo de grieta y no debido a errores experimentales.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Fundación Ramón Areces la subvención al proyecto de investigación al cual pertenece parte del trabajo presentado. Así como a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología la subvención al proyecto de investigación MAT91-1014.

Se reconocen también las inestimables contribuciones de José Enrique García del Valle y Antonio Valverde Martín, en las etapas de puesta a punto del sistema y fabricación de probetas.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Benítez F.G. and Andrades L., "In-Plane Impact Loading of Composites: Optical Evaluation and Crack Severity Assessment for Graphite-Epoxy", *J. Phys. IV France* 7, C3-169-174 (1997).
- [2] Ravi-Chandar K. and Knaus W.G., *International Journal of Fracture* 25, 247-262 (1984).
- [3] Willians M.L., *Journal of Applied Mechanics* 24, 109-114 (1959).
- [4] Bruck H.A. and Rosakis A.J., "On the Sensitivity of Coherent Gradient Sensing: Part I- A Theoretical Investigation of Accuracy in Fracture Mechanics Applications", *Optics and lasers in Engineering* 17, 83-101 (1992).
- [5] Rosakis A.J., "Two Optical Techniques Sensitive to Gradients of Optical Path difference: The Method of Caustics and the Coherent Gradient Sensor (CGS)". *Experimental Techniques in fracture* Vol. III, J. Epstein, ed. (1992).
- [6] Rooke D.P. and Cartwright D.J., *Compendium of stress Intensity factors*, Her Majesty's Stationery office (1975).

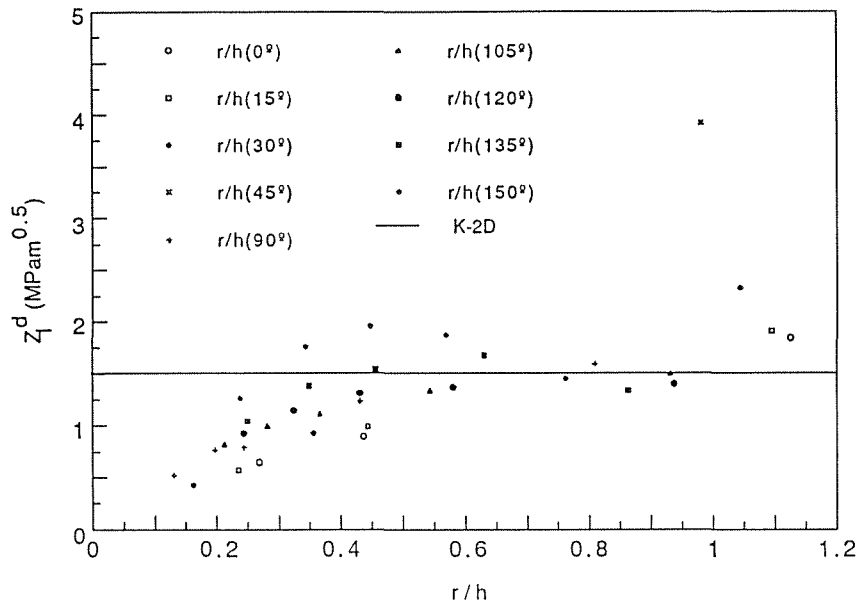


Fig. 8. Variación radial de  $Z_1^d$  a lo largo de varios  $\theta$ , para una grieta propagándose dinámicamente en una probeta de PMMA; 20  $\mu\text{s}$  después del inicio de la grieta y con una relación  $(a/w)=0.2$ .

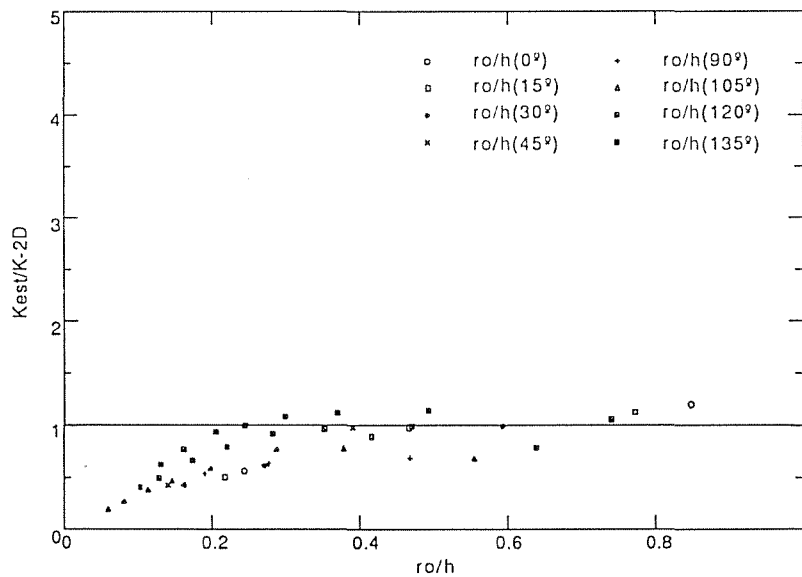


Fig. 9. Variación radial de  $Z_1$ -estático a lo largo de varios  $\theta$  para una grieta cargada estáticamente y con una relación  $(a/w)=0.2$ .

## DETERMINACION DEL TRABAJO ESENCIAL ESPECIFICO DE FRACTURA EN ACEROS DE MUY BAJO ESPESOR

A. Monsalve (\*), F. Alcorta (\*), A. Galarza (\*\*)

(\*) Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Casilla 10233, Universidad de Santiago de Chile, Chile.

(\*\*) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, San Sebastián, España.

En la fractura de materiales dúctiles dejan de tener validez los parámetros clásicos de tenacidad a la fractura, tales como el factor crítico de intensidad de tensiones. Sólo bajo ciertas restricciones, puede tener validez la integral J. Por esta razón es preciso definir una nueva cantidad, el trabajo esencial específico de fractura,  $w_e$ , cuyo valor es posible demostrar que es función del espesor del material. Existen resultados medidos por los autores e informados en la bibliografía, del valor del trabajo esencial específico de fractura en modo I, sobre materiales dúctiles de diversos espesores. No obstante, se ha incursionado poco hacia espesores menores de 200 micras. En el presente trabajo se describen los resultados obtenidos para el trabajo esencial específico de fractura medido sobre una chapa de acero de bajo contenido de carbono de un espesor de 180 micras, destinado la producción de hojalata de fácil apertura por la siderúrgica local. Se han seguido en lo posible las indicaciones del Protocolo ESIS 1985. Se concluye que, pese a la complejidad experimental de trabajar con materiales de muy bajo espesor, se pueden obtener valores para  $w_e$  con una relativa baja dispersión, lo que confirma la utilidad de este parámetro en la evaluación rápida de la respuesta a fractura de materiales dúctiles.

**Abstract.** In the fracture of ductile materials, the classical parameters of fracture toughness such as the critical intensity stress factor have not validity. Only under special restrictions, the parameter J may have validity. For this reason, it is necessary to define a new quantity, the essential specific work of fracture  $w_e$ , whose value, is possible to demonstrate that depends of the thickness of the material. There are a set of results measured by the authors and reported in the bibliography, of the value of the essential specific work of fracture in mode I in ductile materials of different thicknesses. Nevertheless, only there are few studies over thicknesses lower than 200  $\mu\text{m}$ . In the present work, the results of the essential specific work of fracture measured for a steel sheet of 180  $\mu\text{m}$  produced by the local industry are showed. The recommendation of the ESIS Protocol has been used. It has been concluded that, in spite of the experimental complexity that supposes to work with very low thickness materials, it is possible to obtain low dispersion values for  $w_e$ . This fact confirms the utility of this parameter in the fast evaluation of the response to fracture of ductile materials.

### 1.- INTRODUCCION

El mayor tonelaje de producción de aceros corresponde aceros al carbono, de los cuales los aceros de bajo contenido de carbono ocupan el primer lugar en volumen producido, pudiendo dividirse sus usos en una primera instancia en: industria automotriz, revestimiento de techos y galpones y finalmente en la industria del envase, tanto de alimentos como de botes de pinturas, combustibles, lacas y otros. En la industria de los envases de alimentos, destaca el denominado bote de fácil apertura (EOE), en el que una de las propiedades determinantes de la calidad del producto final consiste en la facilidad de rasgadura. Por esta razón es importante caracterizar la resistencia a la

fractura de estos materiales con miras a la aplicación industrial de generar un producto resistente (para asegurar la estanqueidad) y a la vez con baja resistencia a la fractura. En el presente trabajo se ha medido el trabajo esencial específico de fractura en Modo I, lo que constituye una primera aproximación a la caracterización del material, ya que verdaderamente, el modo de fractura que opera en el proceso de rasgadura de tapas de botes EOE, es el conocido como Modo III. Además se ha medido la integral J, que constituye el otro parámetro capaz de caracterizar materiales con la alta ductilidad que posee el acero estudiado en el presente trabajo.



En aquellas situaciones de materiales muy dúctiles en que la fractura ocurre con grandes deformaciones plásticas (plasticidad generalizada) y en condiciones de tensión plana, la tenacidad depende del espesor de la probeta ensayada [1-2]. El trabajo esencial específico de fractura, concepto normalmente aplicado a polímeros, ha resultado ser apropiado también para caracterizar la rotura en condiciones de tensión plana, de chapas metálicas de bajo espesor y resulta ser la extrapolación a ligamento cero de la energía necesaria para la rotura de probetas de ligamento finito [3]. Experimentalmente, la determinación de este parámetro es sencilla y rápida, resultando apropiado para ser aplicado industrialmente donde es importante la rapidez de los ensayos. Por otro lado el cálculo de la integral J por el método propuesto por Begley y Landes [4], resulta laborioso y largo, dado que es preciso en su determinación el seguimiento del crecimiento de la grieta y correlacionar éste con la energía absorbida por el material en cada momento.

2.- EXPERIMENTAL

Se ensayó el acero que se indica en la Tabla 1.

Tabla 1. Acero estudiado.

| %C  | %Mn  | %P    | %Al   | Espesor (µm) |
|-----|------|-------|-------|--------------|
| 0.1 | 0.47 | 0.011 | 0.016 | 180          |

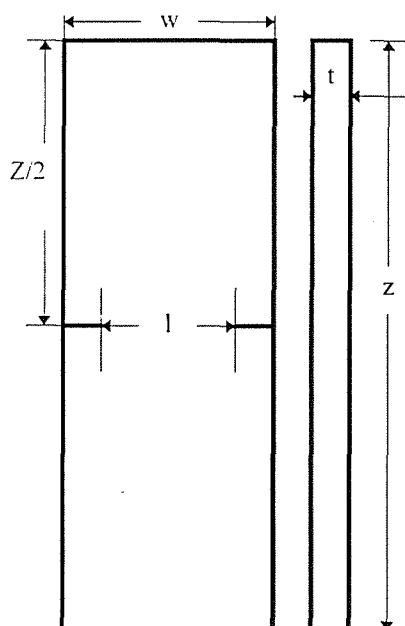


Figura 1. Esquema de las probetas DENT utilizadas para la determinación de parámetros en Modo I.

fractura en modo I se utilizaron probetas DENT (Double-Edge Notched Tension), tal como se ilustra en la Figura 1.

Las entallas fueron fabricadas efectuando una perforación con una broca de 1 mm de diámetro en la punta de la entalla y cortando el material desde el borde utilizando tijeras. Se diseñó un montaje especial para la sujeción de las probetas, dado su bajo espesor cuidando en todo momento de introducir la mínima cantidad de deformación posible.

Se traccionó a una velocidad de 1 mm/min, en una máquina electromecánica Instron modelo 4486 realizándose un seguimiento fotográfico del avance de la grieta, lo que permitió correlacionar el desplazamiento con el avance de la misma.

Las propiedades mecánicas del acero estudiado se resumen en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero estudiado.

| Límite Elástico (MPa) | UTS (MPa) | %Elongación a rotura |
|-----------------------|-----------|----------------------|
| 433                   | 463       | 14                   |

Se consideró que si  $a_0$  es la longitud inicial de la grieta y  $a$  es la longitud de la grieta en cualquier instante, el incremento de grieta viene dado por :

$$\Delta a = a - a_0 \tag{1}$$

Evidentemente, la longitud inicial de grieta  $a_0$  viene dada por

$$a_0 = w - l \tag{2}$$

en que  $w$  es el ancho de la probeta (36 mm en el presente trabajo) y  $l$  es la longitud del ligamento.

La longitud de la grieta en todo momento se tomó como la suma de los avances producidos en ambas entallas.

La determinación de las dimensiones de las probetas se hizo en base a las tres consideraciones siguientes [5,6], en que  $l$  es la longitud del ligamento,  $w$  el ancho y  $t$  el espesor de la probeta:

a) para asegurar condiciones de tensión plana, debe cumplirse que:

$$3t \leq l \tag{3}$$

b) para asegurar que la deformación en el ligamento no se vea afectada por fenómenos de borde, debe cumplirse que

$$l \leq w/3 \tag{4}$$

Para la evaluación del trabajo esencial específico de

c) para lograr fluencia plástica en toda la extensión del ligamento antes que ocurra la fractura debe cumplirse que:

$$l \leq 2r_p \quad (5)$$

El valor de  $r_p$  se obtiene como resultado de la aplicación de la mecánica lineal de la fractura como:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6)$$

en que  $K_{IC}$  es una primera estimación de la tenacidad a la fractura y  $\sigma_y$  corresponde al límite elástico. Las tres condiciones anteriores se pueden resumir en:

$$3t \leq l \leq \min(w/3, 2r_p) \quad (7)$$

Tras las consideraciones anteriores se ensayaron probetas de 36 mm de ancho y longitudes de ligamento de 4,6,8, 10 y 12 mm. El espesor del material estudiado corresponde a 180  $\mu$ m, ver Tabla 1.

Puede demostrarse que, en este caso, la expresión para el trabajo esencial específico de fractura es [7]:

$$w_f = \frac{W_f}{lt} = w_e + \beta w_p l \quad (8)$$

en que  $W_f$  es el trabajo total de fractura,  $w_f$  es el trabajo específico de fractura,  $w_p$  es el trabajo plástico de fractura,  $\beta$  es un factor geométrico y  $w_e$  es el trabajo esencial específico de fractura. Como se sabe, [5,7,8],  $w_p$  está relacionado con el trabajo plástico realizado lejos de la zona de proceso en tanto que  $w_e$  corresponde al trabajo realizado en la zona de proceso y que está directamente relacionado con la fractura.

El procedimiento experimental seguido en el caso de las probetas DENT, de acuerdo a [9] consistió en:

- Obtención del registro carga-desplazamiento, a partir de un ensayo de tracción realizado sobre estas probetas;
- Cálculo de la energía total absorbida en la fractura a partir del registro anterior (área bajo la curva);
- Representación de la energía específica absorbida en la fractura frente a la longitud de ligamento;
- Obtención del trabajo esencial específico de fractura en Modo I a partir del intercepto con el eje vertical de la recta anterior.

Para la evaluación de J se siguió el procedimiento de acuerdo a la definición de J dada por Begley y Landes [3,4]:

- Obtención de la energía absorbida por cada probeta para distintos incrementos de grieta;
- Representación de la energía absorbida frente a la longitud de grieta a distintos desplazamientos,
- Obtención de J como el valor de la pendiente de la curva anterior, de acuerdo a [3,4]:

$$J = -\frac{1}{t} \left( \frac{\partial W}{\partial a} \right)_{u = cte} \quad (9)$$

en que W representa la energía absorbida para cada longitud de grieta a, u es el desplazamiento y t es el espesor de la probeta.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

#### 3.1. Cálculo del trabajo esencial específico de fractura.

En la Figura 2 se muestran las curvas de carga frente a desplazamiento obtenidas para algunas de las probetas ensayadas.

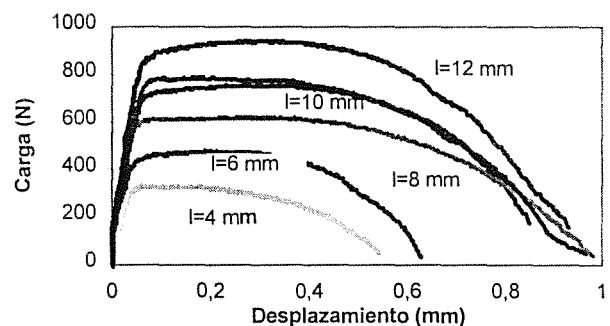


Figura 2.- Curvas carga-desplazamiento para algunas de las probetas ensayadas.

En la Figura 3 se muestran las curvas correspondientes al trabajo realizado sobre las probetas frente al desplazamiento, para distintas longitudes de ligamento. Como se aprecia, a medida que aumenta el tamaño del ligamento, aumenta la energía absorbida por la probeta, es decir, el área bajo la curva, en la Figura 2.

En la Figura 4 se muestran los resultados del trabajo específico de fractura frente a la longitud del ligamento.

De la lectura del intercepto con el eje vertical, se obtiene, de acuerdo a la ecuación [8], el valor del

trabajo esencial específico de fractura. En este caso este valor corresponde a  $45.3 \text{ KJ/m}^2$ .

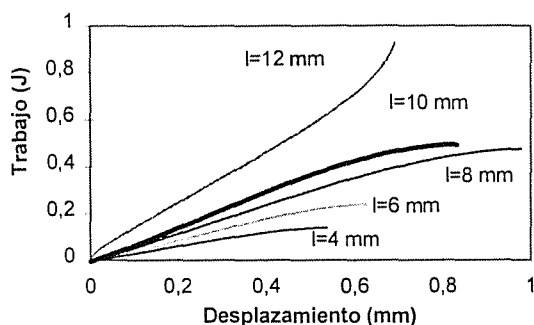


Figura 3.- Curva de energía absorbida por la probeta frente a desplazamiento, para distintos tamaños de ligamento.

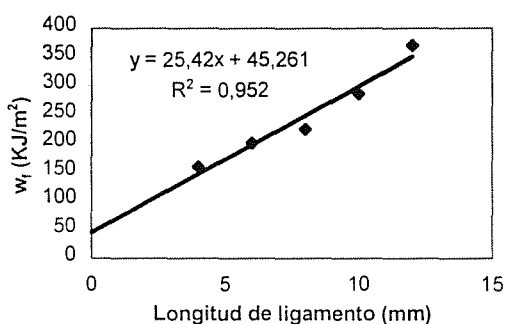


Figura 4.- Trabajo Específico de Fractura frente a Longitud de Ligamento.

### 3.2. Cálculo de $J_C$

A partir del registro fotográfico efectuado sobre las probetas, fue posible medir el incremento de grieta en cada momento y calcular la energía absorbida por la probeta. En la Figura 5 se muestra la curva de Trabajo frente a Incremento de grieta para algunas de las probetas ensayadas.

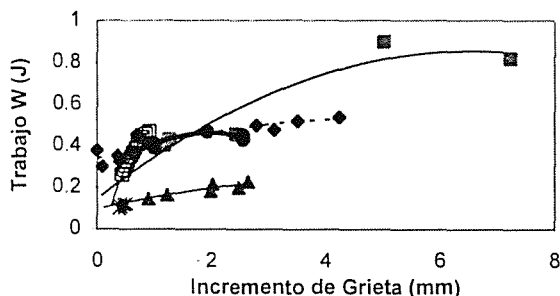


Figura 5.- Trabajo frente a Incremento de Grieta. Cada curva corresponde a una probeta.

A partir de la Figura 2 se han seleccionado diversos desplazamientos ( $u=0.2$  a  $1.0$ ) y se ha correlacionado el trabajo absorbido por la probeta con la longitud de la grieta a través de los datos de la Figura 5. Los resultados se muestran en la Figura 6.

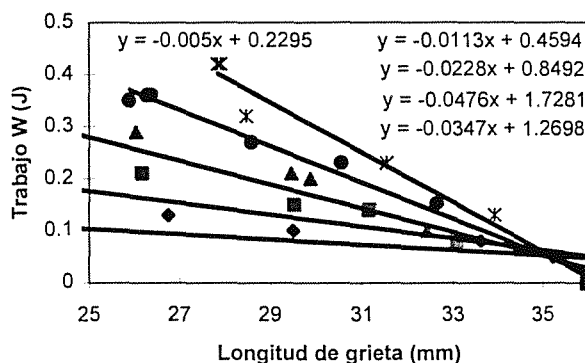


Figura 6.- Curva Trabajo absorbido frente a Longitud de Grieta. Cada recta corresponde a un desplazamiento constante.

Esta curva ha sido trazada a desplazamientos constantes, por lo que, de acuerdo a la ecuación (9), el valor de  $J$  corresponderá a la pendiente de las rectas anteriores con signo cambiado, dividido entre el espesor de la probeta.

De esta forma se puede obtener el valor de  $J$  y correlacionar dicho valor con el incremento de grieta con el propósito de obtener el valor de  $J$  crítico como el valor de  $J$  cuando el incremento de grieta es cero.

En la Figura 7 se muestran dos de las curvas obtenidas para  $J$  en función del incremento de grieta. A partir del valor de la intersección con el eje vertical de la curva proyectada, es posible deducir un valor para  $J_{IC}$  de  $28 \text{ KJ/m}^2$ . Esto resulta ser alrededor de un orden de magnitud menor a los valores hallados por los autores en aceros de un espesor ligeramente mayor [9,10].

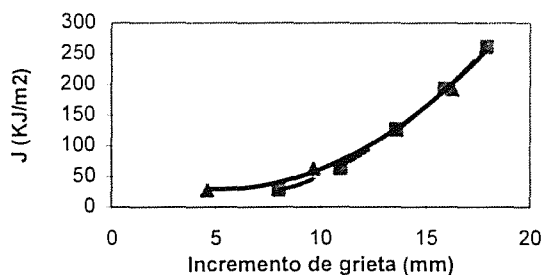


Figura 7.- Curva de  $J$  frente a incremento de grieta. El valor del intercepto con el eje vertical define a  $J_{IC}$ .

### 3.3. Comparación entre los distintos valores de $w_{e_c}$

En la Tabla 3 se resumen los valores de trabajo esencial específico de fractura encontrados en este trabajo y en anteriores publicaciones de los autores [9,10].

Tabla 3. Valores medidos del Trabajo Esencial Específico de Fractura (KJ/m<sup>2</sup>). [9,10]

| Acero D | Acero E | Acero este trabajo |
|---------|---------|--------------------|
| 66.9    | 40.5    | 45.3               |

Al comparar los valores de trabajo esencial específico de fractura con aquellos obtenidos por otros autores para aceros de mayores espesores y para aluminio, se obtiene una correlación tal como la mostrada en la Figura 8.

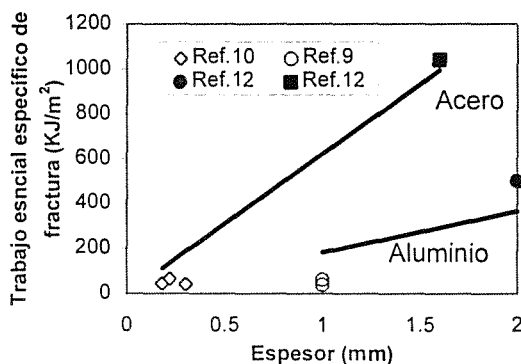


Figura 8.- Comparación entre los valores del trabajo esencial específico de fractura obtenido por diversos investigadores en Acero y en Aluminio.

Como se deduce de esta Figura, los valores de trabajo esencial específico de fractura se ajustarían en principio según un línea recta tanto para el caso del acero como para el aluminio. Esto estaría de acuerdo con la observación de que el trabajo esencial específico de fractura es función del espesor del material [12].

El valor del trabajo esencial específico de fractura ha resultado ser algo mayor que el de  $J_{IC}$ , lo cual está en desacuerdo con lo planteado por Mai y Cotterell [8]. En efecto, estos autores plantean que  $J$  se puede expresar como :

$$J = J_c + \frac{\partial J}{\partial a} da \tag{10}$$

demonstrando posteriormente que el intercepto y la pendiente de la curva  $J$ , es decir  $J_c$  y  $dJ/da$  son equivalentes al intercepto y la pendiente de la curva de  $w_F$  ecuación (8).

3.4. Microscopía Electrónica de Barrido.

En cuanto al tipo de fractura observada, la figura 9 muestra una imagen de microscopía electrónica de barrido, de la zona de fractura. Como se aprecia, la

morfología de la fractura revela que el mecanismo operante es el de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades, propio de la fractura dúctil. Dichas cavidades nuclean sobre partículas de segunda fase como puede observarse a partir de la figura 10.

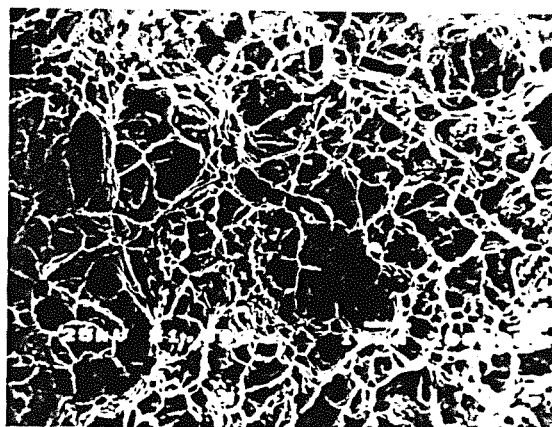


Figura 9.- Imagen de SEM de la zona de fractura.

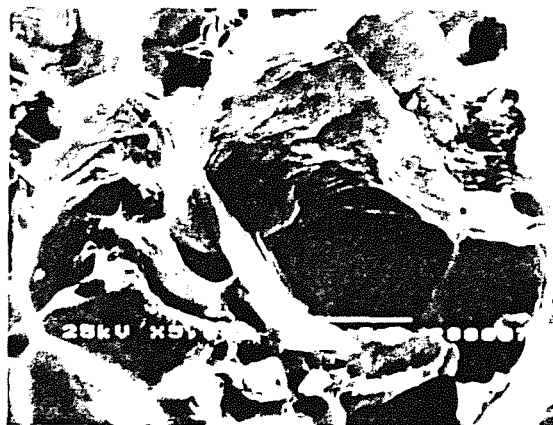


Figura 10.- Imagen de SEM de la zona de fractura. Partícula dentro de la cavidad.

4. CONCLUSIONES

Pese a la complejidad experimental de trabajar con materiales muy delgados, se concluye que el trabajo esencial específico de fractura es el parámetro de más rápida evaluación a la hora de caracterizar la resistencia a la fractura de materiales de bajo espesor que rompen en tensión plana, lo que resulta útil en un proceso industrial.

El valor de la integral  $J$  ha resultado ser menor al del trabajo esencial específico de fractura, lo cual no está de acuerdo con lo planteado por algunos autores.

## 5. REFERENCIAS

- [1] Broeck D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3<sup>rd</sup> Ed. M.N. Pub, 1982.
- [2] Knott J.F., Fundamentals of Fracture Mechanics, London, Butterworths, 1973.
- [3] A. Galarza, A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola y J. Gil Sevillano, Caracterización de la Fractura de Chapas Metálicas en Tensión Plana, Anales del XIV Encuentro del Grupo Español de Fractura, Ribadesella, España, pp. 147-152. Abril, 1997.
- [4] Hodkinson J.M. y Williams J.G., "J and  $G_c$  analysis of the tearing of a highly ductile polymer", J. Mater. Science, 12, pp. 50-56, 1981.
- [5] Hashemi S., Plane-stress fracture of polycarbonate films, J. of Materials Science, 1993, pp. 6178-6184.
- [6] Testing Protocol for Essential Work of Fracture, Version 3, July, 1985.
- [7] Mai Y.W., On the plane-stress essential fracture work in plastic failure of ductile materials, Int. J. Mech.Sci., N°12, 1993, p.995-1005.
- [8] Mai Y.W., Cotterell B., On the essential work of ductile fracture polymers, Int. J. of Fracture, Vol. 32, 1986, p. 105-125.
- [9] Monsalve A., Tesis Doctoral, ETSII de San Sebastián, Universidad de Navarra San Sebastián, 1996.
- [10] Monsalve A., Galarza A., Gutiérrez I., Urcola J.J. "Parámetros que caracterizan la fractura dúctil de aceros de bajo contenido de carbono", Anales del XIV Encuentro del Grupo Español de Fractura, Ribadesella, España, pp. 153-158. Abril, 1997.
- [11] J.P. Keustermans, Y. Marchal, F. Delannay, "On the testing of the elastoplastic cracking resistance of thin plates", 10<sup>th</sup> European Conference on Fracture,- Structural Integrity, Berlín, 1994, EMAS, Vol 1, pp. 261-267.
- [12] Mai Y.W., Cotterell B., The essential work of fracture for tearing of ductile metals, Int. J. of Fracture, Vol. 24, 1984, p. 229-236.

## INFLUENCIA DE LAS VARIABLES DE ENSAYO SOBRE EL TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA EN FILMS DE POLIPROPILENO.

D. Ferrer<sup>1</sup>, M. Ll. Maspoch<sup>1</sup>, O. Santana<sup>2</sup>, A. B. Martínez<sup>1</sup>.

<sup>1</sup>Dept. Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (UPC).

Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona

<sup>2</sup>Centre Català del Plàstic. C/Colom 114, 08222 Terrassa.

**Resumen.** Se ha estudiado la fractura de films de PP mediante el método del Trabajo Esencial de Fractura (EWF), siguiendo el protocolo elaborado por el ESIS en 1993. Esta técnica permite determinar la tenacidad en materiales que tienen unas condiciones geométricas (planchas o films de espesor reducido) o una ductilidad que hacen imposible su estudio mediante la LEFM o bien la EPFM. Se han ensayado probetas tipo DDENT de espesor 100µm, para determinar la influencia de la longitud de la probeta,  $Z$ , y de la velocidad de ensayo,  $v$ , sobre los valores del trabajo esencial específico de fractura,  $w_e$ , y del trabajo plástico específico de fractura,  $\beta w_p$ . Los resultados indican que  $w_e$  aumenta y  $\beta w_p$  disminuye con  $Z$ . Asimismo,  $v$  también influye, disminuyendo  $w_e$  y  $\beta w_p$  con la velocidad. También se discute el rango de longitudes de ligamento ( $l$ ) válidas para la teoría EWF.

**Abstract.** Fracture of PP films was studied using the Essential Work of Fracture (EWF) method, following the ESIS protocol elaborated in 1993. It is possible with this method to determine the toughness of materials with specific geometric conditions (low thickness films or sheets) or high ductility that do not fulfill neither LEFM nor EPFM theory validity conditions. DDENT specimens of 100µm were tested for the determination of the effect of gauge length ( $Z$ ) and strain rate ( $v$ ) on the specific essential and non-essential work of fracture,  $w_e$  and  $\beta w_p$  respectively. Results show that  $w_e$  increases and  $\beta w_p$  decreases with  $Z$ . On the other hand, both  $w_e$  and  $\beta w_p$  values decrease with  $v$ . The validity range of ligament length ( $l$ ) for the EWF theory is also discussed.

### 1. INTRODUCCIÓN

Una técnica de ensayo basada en la teoría del *Trabajo Esencial de Fractura* desarrollada por Broberg [1], está siendo ampliamente utilizada en trabajos recientes para la determinación de la tenacidad en materiales poliméricos [2-6]. El gran interés suscitado por esta técnica recae en que permite la determinación de propiedades de fractura en materiales en los cuales no era posible aplicar las técnicas clásicas (LEFM y EPFM) debido a su alta deformabilidad, o bien a criterios geométricos: es el caso de los films, que, por su reducido espesor, imposibilitan el uso de dichas técnicas. La técnica del *Trabajo Esencial de Fractura* permite obtener dos parámetros,  $w_e$  y  $w_p$ , que son, respectivamente, el Trabajo Esencial Específico de Fractura y el Trabajo No Esencial (o Plástico) Específico de Fractura. Se ha demostrado que, teóricamente,  $w_e$  es equivalente a  $J_C$  [7], y que, por lo tanto, es una propiedad intrínseca del material.

El objetivo del trabajo que se está llevando a cabo es estudiar la influencia de la composición de copolímeros propileno-etileno. Se ha considerado importante explorar previamente esta técnica en un film de polipropileno no orientado, analizando la influencia de

las dimensiones de la probeta y de la velocidad sobre los parámetros de fractura calculados. Esta primera parte es el contenido del artículo que se presenta a continuación.

### 2. TEORIA

Broberg [1] postuló que la energía total de fractura de una probeta entallada solicitada a tracción podía descomponerse en dos términos: el Trabajo Esencial de Fractura ( $W_e$ ) y el Trabajo No Esencial de Fractura ( $W_p$ ). El primer término se asocia con la inestabilidad en la punta de la grieta (donde ocurre el proceso real de fractura) y es proporcional a la superficie de ligamento ( $lt$ ). El segundo corresponde al trabajo de deformación plástica, y se considera proporcional al volumen de la zona plástica ( $\beta l^2 t$ ):

$$W_f = W_e + W_p = w_e l t + w_p \beta l^2 t \quad (1)$$

donde  $w_e$  es el trabajo esencial específico de fractura (por unidad de área),  $w_p$  es el trabajo no esencial específico de fractura (por unidad de volumen),  $l$  la longitud de ligamento,  $t$  el espesor de la probeta y  $\beta$  un

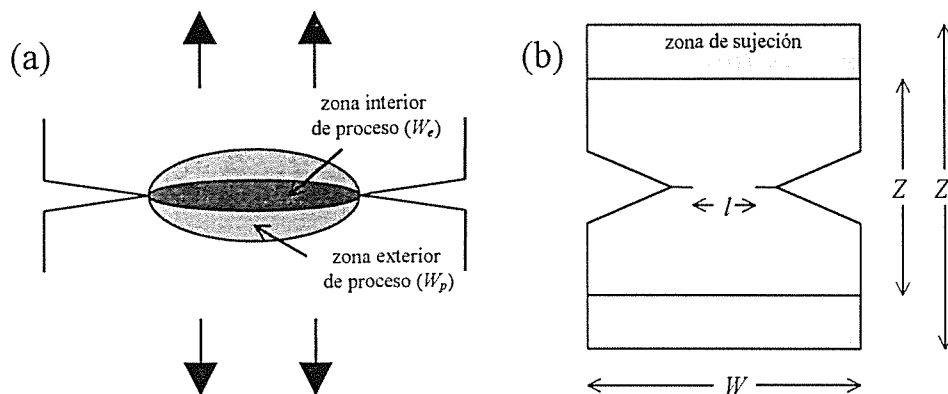


Fig. 1. (a) Esquema de las zonas del proceso de fractura; (b) Geometría de la probeta tipo DENT.

factor de forma relacionado con la geometría de la zona plástica. Dividiendo por el área de ligamento (*lt*) se obtiene el trabajo específico de fractura (*w<sub>f</sub>*):

$$w_f = w_e + \beta w_p l \tag{2}$$

La ecuación (2) predice que al ensayar una serie de probetas con diferentes longitudes de ligamento (*l*), los valores obtenidos de *w<sub>f</sub>* en función de *l* se alinean en una recta de pendiente  $\beta w_p$ , y cuya ordenada en el origen es el valor de *w<sub>e</sub>*. Este segundo valor, a diferencia del primero, es independiente de la geometría ensayada, a condición de respetar ciertas restricciones. Según el protocolo del ESIS [8], las condiciones que debe cumplir la probeta son las siguientes:

- *l* debe ser inferior a un tercio de la anchura de la probeta (*W*) para evitar efectos de borde. Asimismo, también debe ser inferior al tamaño de la zona plástica generada en el fondo de la entalla ( $2r_p$ ), para garantizar la deformación plástica completa del ligamento antes de propagarse la entalla, requisito de validez de la teoría.

$$l < \text{mínimo} [(W/3), 2r_p] \tag{3}$$

donde

$$2r_p = (1/\pi) [E w_e / \sigma_y^2] \tag{4}$$

- *l* debe ser de 3 a 5 veces mayor que el espesor (*t*) para que la probeta esté solicitada en condiciones de tensión plana y no de modo mixto, donde la teoría del Trabajo Esencial de Fractura pierde su validez:

$$l > (3-5) t \tag{5}$$

El protocolo del ESIS sugiere, a modo de verificación, la representación de la tensión neta máxima ( $\sigma_{max}$ ) en función de la longitud de ligamento inicial (*l*). El valor de  $\sigma_{max}$  se calcula dividiendo la carga máxima obtenida durante el ensayo entre el área inicial de ligamento (*lt*). Según la teoría de Hill [9], existe una relación entre  $\sigma_{max}$  y la tensión de cedencia del material ( $\sigma_y$ ), que

depende del estado de tensiones a las que está sometida la probeta. Para una geometría DENT (Deep Double Edge Notched Traction), se tiene, en tensión plana pura,  $\sigma_{max} = 1.15 \sigma_y$ , y en deformación plana pura,  $\sigma_{max} = 2.97 \sigma_y$ . La representación de  $\sigma_{max}$  en función de *l* permite ver la transición del estado de tensiones: para longitudes de ligamento elevadas, prevalecen condiciones de tensión plana, y se cumple la primera relación. Al disminuir *l*, existe un valor *l\** para el cual el ligamento empieza a estar sometido a condiciones mixtas de sollicitación, y la relación entre  $\sigma_{max}$  y  $\sigma_y$  aumenta. Cuando *l* tiende a cero, deberían encontrarse condiciones de deformación plana pura, y cumplirse la segunda relación.

### 3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

#### 3.1. Material

El material usado en este estudio fue un polipropileno homopolímero comercializado con la referencia Escorene 4563 F1 de Exxon. El material fue recibido en forma de hojas DINA4 de film no orientado de 100µm de espesor.

#### 3.2. Ensayos de Tracción

Se llevaron a cabo ensayos de tracción en una máquina universal de ensayos Adamel Lomargy equipada de una célula de carga de 100N a una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 20mm/min, a temperatura ambiente, con probetas tipo halterio troqueladas a partir de las láminas, según la norma ASTM D638-91. Las curvas registradas (Fig. 2) presentaron la forma característica de la formación de una estricción, de la que se obtuvieron dos valores de tensión característicos:  $\sigma_y$  (valor máximo de tensión) y  $\sigma_f$  (valor de la tensión justo después de la formación del cuello). Se obtuvieron los valores medios de  $\sigma_y = 23.6$  MPa,  $\sigma_f = 16.7$  MPa y  $E = 675$  MPa.

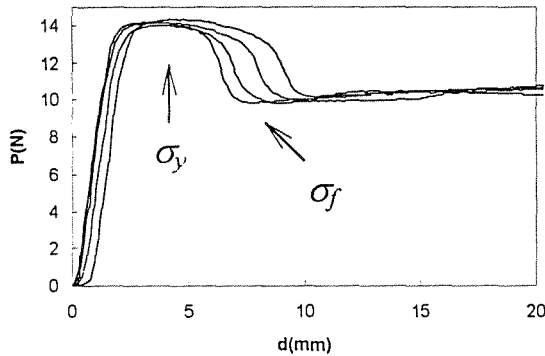


Fig. 2. Curvas de tracción (carga-desplazamiento) obtenidas, en las que se aprecia la caída de carga debida a la formación de una estricción ( $v=20\text{mm/min}$ )

### 3. 3. Ensayos de Fractura

Se utilizaron probetas rectangulares tipo DDENT para el estudio de la fractura, de 60mm de ancho ( $W$ ) y 8 diferentes longitudes ( $Z$ ) comprendidas entre 20 y 150mm. Se realizaron las entallas perpendicularmente al sentido de extrusión del film mediante una hoja de afeitar fijada en un soporte, con lo cual se podía controlar la orientación de ambas entallas, que debían estar perfectamente alineadas. La preparación de las entallas se hizo justo antes del ensayo, midiéndose la longitud exacta del ligamento mediante una lupa equipada de un soporte micrométrico móvil. Para cada serie, se prepararon 20 muestras con diferentes longitudes de ligamento siguiendo la distribución propuesta por el ESIS [8], con lo que se tiene un mayor número de probetas con longitudes  $l$  pequeñas para garantizar una extrapolación correcta sobre el eje de ordenadas. Se realizaron los ensayos a 3 velocidades diferentes: 2, 20 y 100mm/min en las mismas condiciones que los ensayos de tracción descritos previamente.

## 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4. 1. Comportamiento a Fractura

La rotura de las probetas DDENT fue completamente estable, obteniéndose diagramas carga-desplazamiento del tipo de los mostrados en la Fig. 3. Puede observarse como la forma de la curva es la misma para diferentes longitudes de ligamento, indicando que el modo de fractura es independiente de  $l$ , un requisito básico de la teoría EWF. Asimismo, se aprecian en las Figs. 3 y 4 cuatro etapas distintas en el proceso de deformación y fractura: (a) deformación elástica y plástica del

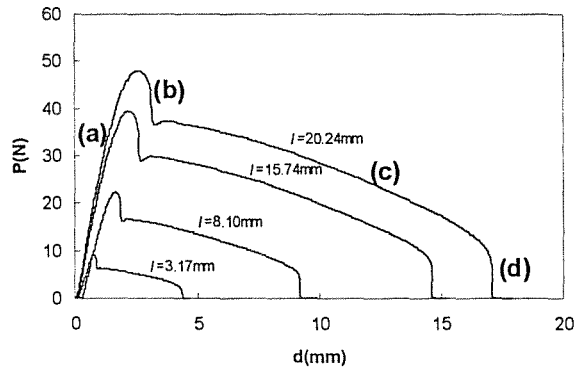


Fig. 3. Curvas P-d obtenidas al ensayar probetas DDENT para diferentes longitudes de ligamento, donde se distinguen cuatro etapas en el proceso de fractura ( $v=20\text{mm/min}$ ,  $Z=150\text{mm}$ ,  $W=60\text{mm}$ )

ligamento hasta el máximo; (b) cedencia y formación de cuello en el ligamento, lo que provoca una súbita caída del valor de la carga después del máximo (corresponde al instante en que se encuentran las zonas plásticas generadas por ambas entallas); (c) la grieta empieza a propagarse en el ligamento previamente deformado plásticamente (requisito de validez de la teoría), con la correspondiente disminución de la carga al disminuir la sección; (d) rotura final al encontrarse los dos frentes de grieta. En la Fig. 4 se muestra la evolución del ligamento de una probeta durante un ensayo, donde se aprecia cada etapa de la fractura.

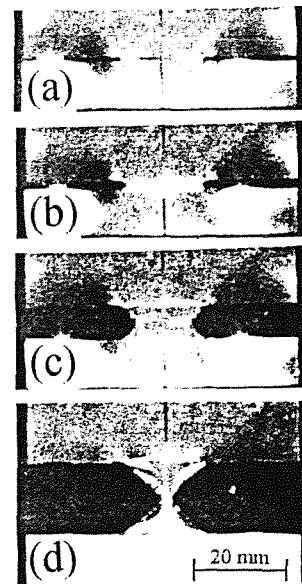


Fig. 4. Fotografías del ligamento de una probeta DDENT durante un ensayo: (a) deformación elástica; (b) estricción del ligamento y inicio de la propagación; (c) propagación estable; (d) rotura.



**4. 2. Influencia de la Velocidad de Ensayo**

Se ensayaron tres series de probetas con las mismas dimensiones, y a velocidades de 2, 20 y 100mm/min. Se puede observar en los gráficos  $\sigma_{max}-l$  (Fig. 5b) como para los puntos correspondientes a valores de  $l < l^*$ ,  $\sigma_{max}$  aumenta con respecto a los puntos con  $l > l^*$ , y por este motivo se consideró que estaban en un modo mixto de tensiones. Se aprecia como los ensayos hechos a 20mm/min se ajustan mucho más al valor de  $1.15\sigma_y$  en tensión plana que los realizados a 2 y 100mm/min,

cumpliendo perfectamente con la teoría de Hill [9]. Este resultado es lógico, puesto que el valor de  $\sigma_y$  utilizado se obtuvo con ensayos de tracción realizados a 20 mm/min. A partir del gráfico  $\sigma_{max}-l$ , se ha tomado como valor de transición  $l^*=6\text{mm}$ , y para las tres regresiones lineales se han utilizado únicamente los valores de  $l > l^*$ , ya que se considera que el valor de transición depende, teóricamente, de factores geométricos, pero no de la velocidad de ensayo.

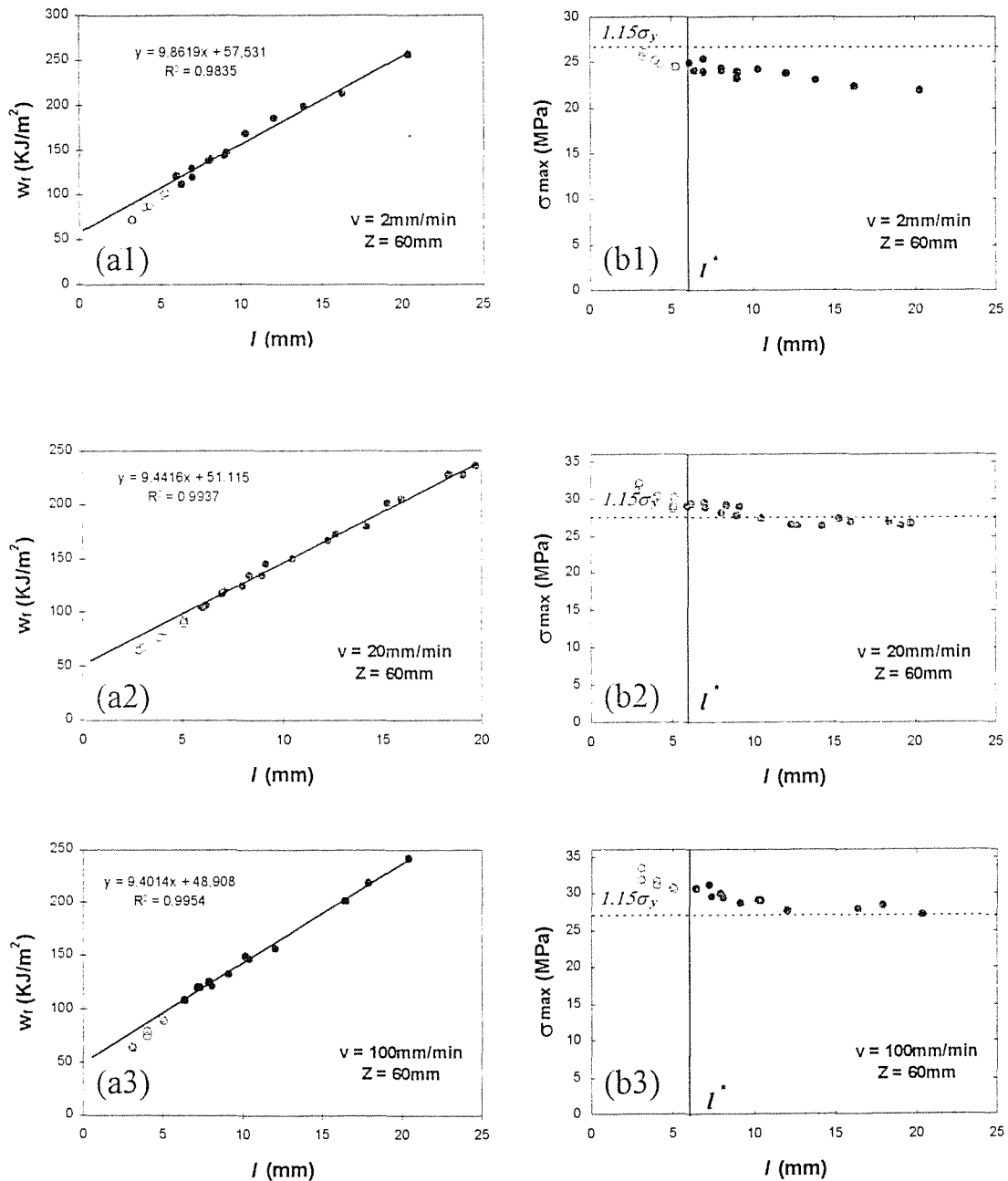


Fig. 5. Diagramas  $w_r-l$  (a) y  $\sigma_{max}-l$  (b) de las series ensayadas a velocidades de 2 (1), 20 (2) y 100 (3) mm/min, con  $Z=W=60$ mm. Se diferencian los valores de tensión plana (●) y de modo mixto (○).

Tabla I. Influencia de la velocidad sobre  $w_e$  y  $\beta w_p$ .

| v<br>(mm/min) | $w_e$<br>(KJ/m <sup>2</sup> ) | $\beta w_p$<br>(MJ/m <sup>3</sup> ) | $R^2$  | $2r_p$<br>(mm) |
|---------------|-------------------------------|-------------------------------------|--------|----------------|
| 2             | 57.53 ± 4.26                  | 9,86 ± 0,38                         | 0,9835 | 22,18          |
| 20            | 51.11 ± 2.43                  | 9,44 ± 0,19                         | 0,9937 | 19,72          |
| 100           | 48.91 ± 2.42                  | 9,40 ± 0,20                         | 0,9954 | 18,86          |

En los gráficos  $w_f-l$  (Fig. 5a), se ha realizado la regresión lineal con los puntos que se han considerado en tensión plana basándose en los gráficos  $\sigma_{max}-l$ . En la Tabla I se indican los valores de  $w_e$  y  $\beta w_p$  calculados, con el error correspondiente al límite de confianza del 95%, así como del coeficiente de regresión  $R^2$ . Tanto el error como  $R^2$  son muy buenos en los tres casos, indicando que el error experimental es mínimo. También se ha calculado para cada serie el valor del tamaño de la zona plástica,  $2r_p$ , para conocer el límite superior de  $l$ .

Según los resultados obtenidos, se aprecia que la velocidad de ensayo influye sobre el valor de  $w_e$ . A mayor velocidad, el valor del trabajo esencial específico de fractura, relacionado con la tenacidad, disminuye. Este resultado está de acuerdo con lo que se observa normalmente en materiales poliméricos: se fragilizan con la velocidad. Esta misma influencia ha sido observada por otros investigadores [10]. También se ha obtenido una disminución de  $\beta w_p$  con la velocidad, indicando que la parte de trabajo de deformación plástica también se reduce a velocidades mayores.

**4. 3. Influencia de la Longitud de la Probeta**

En la Fig. 6 se han graficado los resultados obtenidos con probetas de diferente longitud. En la Fig.6a no se observan diferencias apreciables en cuanto a la situación de los puntos sobre el diagrama según el valor de Z. En la Fig.6b, en cambio, puede observarse como las distintas series no se superponen con la misma coincidencia (debido también a que el eje vertical está ampliado). Sin embargo, no se puede apreciar una tendencia lógica de la influencia de Z sobre  $\sigma_{max}$ .

De la misma forma que para el estudio de la influencia de la velocidad, se han realizado las regresiones lineales con los puntos con  $l>l^*$ . Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla II, donde se observa de nuevo un buen  $R^2$  y un error mínimo para todos ellos, así como un valor de  $2r_p$  ligeramente inferior a  $W/3=20$ mm. Los valores obtenidos se han representado gráficamente (Fig. 7), donde puede parecer que  $w_e$  tiende a aumentar mientras que  $\beta w_p$  tiende a disminuir al incrementarse Z, aunque no es posible confirmar esta tendencia debido a la dispersión de puntos existente.

El análisis visual de los ensayos permite sacar otras conclusiones en cuanto a la influencia de la longitud de ligamento. Se ha observado como las probetas con Z

menor presentan más estabilidad durante el ensayo. En efecto, en la Fig. 8 puede apreciarse la distorsión que aparece en una probeta de 100mm, pudiendo ésta afectar a la distribución de tensiones en la zona de ligamento y, consecuentemente, al resultado de trabajo de fractura obtenido.

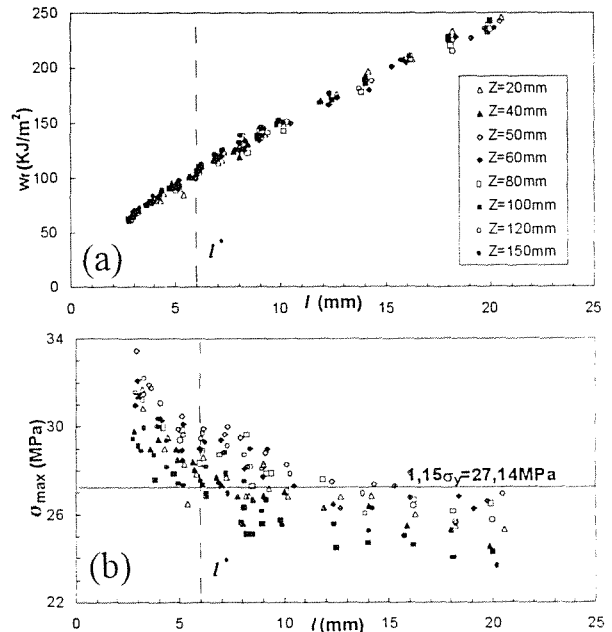


Fig. 6. Diagramas  $w_f-l$  (a) y  $\sigma_{max}-l$  (b) para ensayos con diferentes longitudes de probeta (Z).

Tabla II. Influencia de la Z sobre  $w_e$  y  $\beta w_p$ .

| Z<br>(mm) | $w_e$<br>(KJ/m <sup>2</sup> ) | $\beta w_p$<br>(MJ/m <sup>3</sup> ) | $R^2$  | $2r_p$<br>(mm) |
|-----------|-------------------------------|-------------------------------------|--------|----------------|
| 20        | 45.15 ± 3.23                  | 10,13 ± 0,27                        | 0,9913 | 17,41          |
| 40        | 48.68 ± 3.36                  | 9,77 ± 0,29                         | 0,9893 | 18,78          |
| 50        | 49.69 ± 2.40                  | 9,62 ± 0,20                         | 0,9952 | 19,17          |
| 60        | 51.11 ± 2.43                  | 9,44 ± 0,19                         | 0,9937 | 19,72          |
| 80        | 47.66 ± 3.86                  | 9,63 ± 0,32                         | 0,9878 | 18,39          |
| 100       | 48.65 ± 1.68                  | 9,78 ± 0,14                         | 0,9974 | 18,77          |
| 120       | 51.62 ± 2.63                  | 9,28 ± 0,23                         | 0,9936 | 19,91          |
| 150       | 57,93 ± 3,28                  | 9,21 ± 0,28                         | 0,9889 | 22,34          |

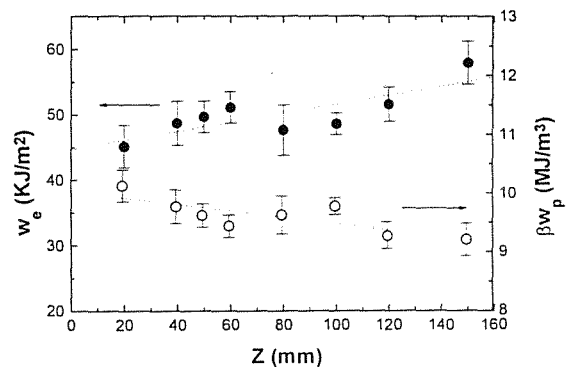


Fig. 7. Influencia de Z sobre  $w_e$  (●) y  $\beta w_p$  (○).

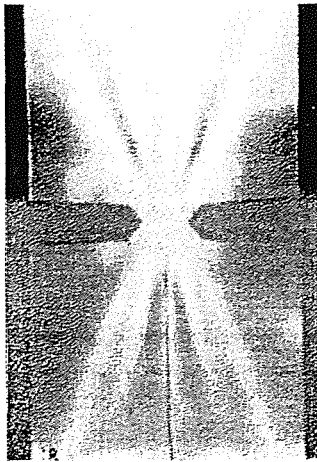


Fig. 8. Distorsión en una probeta de  $Z=100\text{mm}$ .

#### 4. 4. Discusión de los Criterios de Mínima y Máxima Longitud de Ligamento

Se ha discutido anteriormente el límite inferior de  $l$  de los puntos que están en tensión plana. El valor obtenido es de  $l^*=6\text{mm}$ , lo que supone que se obtiene una relación  $l=60t$ , que está más de un orden de magnitud por encima del valor  $(3-5)t$  que sugiere el ESIS en su protocolo de norma [8]. Este resultado indica que no existe un límite inferior universal de la región de tensión plana, sino que debe variar en función del material, dependiendo, por ejemplo, de la sensibilidad al constreñimiento plástico al que está sometido. A este mismo resultado han llegado otros investigadores al estudiar diferentes materiales en forma de film [2,11].

Con los datos obtenidos en el estudio de la influencia de  $v$  y de  $Z$ , se ha calculado el valor del tamaño de la zona plástica generada por la grieta con la ecuación (4). El valor de  $2r_p$  calculado (*Tablas I y II*) resulta ser en general inferior a  $W/3=20\text{mm}$ , aunque muy próximo a este valor, indicando que ambos criterios son equivalentes. Sin embargo, y partiendo de que este criterio tiene por objetivo garantizar que el ligamento esté totalmente deformado cuando empieza a propagarse la grieta, se ha tomado el criterio  $W/3$  para este material, puesto que la observación visual de los ensayos permitía ver como, antes del inicio de la propagación, las dos zonas plásticas se encontraban, produciéndose una estricción del ligamento que quedaba completamente deformado plásticamente.

#### 5. CONCLUSIONES

Se ha podido aplicar con éxito la teoría EWF en un film de polipropileno, analizando la influencia de la longitud de la probeta y de la velocidad de ensayo sobre los parámetros de fractura. Se observa que, a mayor  $v$ ,

los valores de  $w_e$  y de  $\beta w_p$  son menores. Asimismo,  $w_e$  tiende a aumentar y  $\beta w_p$  a disminuir al aumentar  $Z$ . Se ha comprobado también que la transición del estado de tensiones no se produce para longitudes de ligamento del orden de 3 a 5 veces el espesor, sino para valores muy superiores ( $60t$ ). Por otro lado, los resultados indican que los dos criterios para el valor máximo de  $l$  son equivalentes para este material.

#### 6. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Broberg K.B., "Critical review of some theories in fracture mechanics", *Int. J. Fract. Mech.*, 4, 11-19 (1968)
- [2] Wu J. y Mai Y.W., "The essential fracture work concept for toughness measurement of ductile polymers", *Pol. Eng. Sci.* 36, 2275-2288 (1996)
- [3] Maspoch M.LL., Santana O.O., Grandó J., Ferrer D. y Martínez A.B., "The essential work of fracture of a thermoplastic elastomer", *Pol. Bulletin* 39, 249-255 (1997)
- [4] Chan W.Y.F. y Williams J.G., "Determination of the fracture toughness of polymeric films by the essential work of fracture method", *Polymer* 35, 1666-1672 (1994)
- [5] Karger-Kocsis J., Czigány T. y Moskala E.J., "Thickness dependence of work of fracture parameters of an amorphous copolyester", *Polymer* 38, 4587-4593 (1997)
- [6] Hashemi S., "Work of fracture of PBT/PC blend: effect of specimen size, geometry, and rate of testing", *Pol. Eng. Sci.* 37, 912-921 (1997)
- [7] Mai Y.W., Cotterell R., Horlyck R. y Vigna G., "The essential work of plane stress ductile fracture of linear polyethylenes", *Pol. Eng. Sci.* 27, 804-809 (1987)
- [8] Gray A., "Testing protocol for essential work of fracture", ESIS TC-4 Group (1993)
- [9] Hill R., "On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets", *J. Mech. Phys. Solids* 1, 19-30 (1952)
- [10] Pegoretti A., Marchi A. y Riccò T., "Determination of the fracture toughness of thermoformed polypropylene cups by the essential work method", *Pol. Eng. Sci.* 37, 1045-1052 (1997)
- [11] Maspoch M.LL, Ferrer D., Velasco J.I. y Segura R., "Trabajo esencial de fractura en films de polipropileno", *Materiales Poliméricos* 295-298 (1997)

#### 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la empresa Tecniplàstica Extrusió por suministrar gentilmente el material.

## DETERMINACIÓN FRACTOGRÁFICA DEL TAMAÑO DE LA ZONA DE GRANDES DEFORMACIONES DEL FRENTE DE FISURA

J. Ruiz, A. Valiente y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

### Resumen.

En este trabajo se presentan valores experimentales del tamaño de la zona de grandes deformaciones del frente de la fisura (zona LGC). Las medidas se han realizado en un acero ferrítico-perlítico que rompe por clivaje sin desgarramiento dúctil previo. En este material el proceso de formación y crecimiento de huecos originado en la zona LGC por las grandes deformaciones plásticas da lugar a una morfología dúctil de su superficie de fractura que permite distinguirla perfectamente. La naturaleza estadística de la rotura por clivaje hace que el grado de plastificación alcanzado en el momento de la rotura y la zona LGC desarrollada hasta entonces cubran amplios intervalos de valores en el conjunto de ensayos realizados. Los resultados obtenidos muestran un apreciable grado de coincidencia con las predicciones teóricas publicadas en la literatura.

### Abstract.

In this paper some experimental results of the LGC zone size ahead the crack tip are presented. The experimental measurements have been performed on a structural ferritic-perlitic steel which fails by cleavage without any previous ductile tearing. The process of void nucleation and growth initiated in the LGC zone by the large plastic deformations produces a characteristic ductile morphology in the material studied. As a consequence of the statistical nature of cleavage failure, the yielding level and the LSZ size reached before failure are very different from one test to another and both spread over a broad range of values. The comparison of the experimental results with the theoretical predictions found in the literature shows a remarkable agreement.

## 1. INTRODUCCIÓN

La zona de grandes deformaciones que se produce en el frente de la fisura (zona LGC) bajo sollicitación en modo I ha sido objeto de numerosos estudios teóricos, tanto analíticos como numéricos, entre los que pueden destacarse los de Rice y Johnson [1] y Shih [2]. La mayoría de estos estudios se ha realizado con el propósito de determinar los campos de tensiones y deformaciones de la zona LGC, pero también aportan estimaciones de su tamaño. Según Rice [1], la anchura de la zona LGC en el material sin deformar es aproximadamente el doble del CTOD.

El objetivo del presente trabajo es comprobar la validez de estas predicciones teóricas explorando con técnicas fractográficas el tamaño de la zona LGC del frente de la fisura para distintos valores de la integral J.

Los valores de ambas magnitudes se han medido dentro de un extenso programa de ensayos de fractura realizados con probetas fisuradas de acero estructural ferrítico-perlítico. La integral J se ha determinado a partir de los registros carga-desplazamiento, mientras que el tamaño de la zona LGC se ha medido en las superficies de fractura empleando un microscopio electrónico de barrido.

## 2. MATERIAL ESTUDIADO

El material con el que se han realizado los ensayos de fractura es un acero de bajo contenido en carbono, cuya composición química medida por espectrometría de emisión GDL se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del material (% peso)

| C    | Mn   | Si   | Cr   | V    | Ni   | P     | S     |
|------|------|------|------|------|------|-------|-------|
| 0,20 | 1,14 | 0,21 | 0,18 | 0,08 | 0,07 | 0,006 | 0,001 |

Se trata de un acero hipoeutectoide que presenta una microestructura ferrítico-perlítica, constituida por colonias perlíticas –en las que se encuentra la ferrita eutectoide– dentro de una matriz ferrítica proeutectoide. En la figura 1 puede verse dicha microestructura. Las zonas claras corresponden a la matriz ferrítica y las oscuras a las colonias perlíticas, que a veces forman aglomerados de un tamaño apreciable. Las medidas de microdureza Vickers realizadas en ambas fases indican que los aglomerados de perlita son más duros que la matriz ferrítica, siendo las durezas medias obtenidas de 245 y 210 respectivamente.

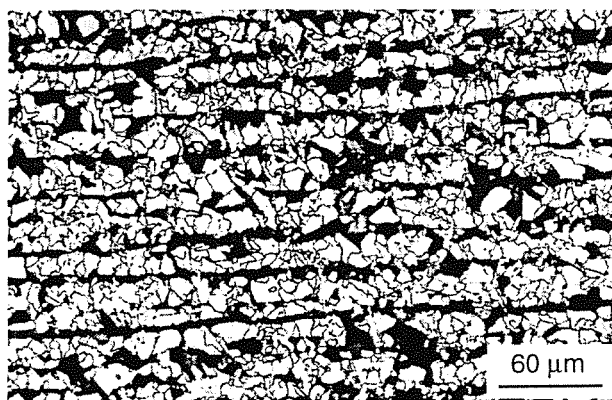


Fig. 1. Microestructura ferrítico-perlítica del acero estudiado.

Las propiedades mecánicas convencionales del material a temperatura ambiente se han determinado mediante ensayos de tracción simple, con los resultados que aparecen en la tabla 2.

### 3. ENSAYOS DE FRACTURA

Los ensayos de fractura del material se llevaron a cabo con probetas compactas normalizadas (W=25 mm y B=12.5 mm) prefisuradas por fatiga hasta reducir el ligamento resistente a 10 mm. Tras la prefisuración se mecanizaron entallas laterales, con una disminución de espesor del 20%. El desplazamiento medido y controlado en los ensayos fue la apertura de la fisura a la altura de la línea de carga. Todos los ensayos se realizaron a 20°C imponiendo una velocidad de desplazamiento constante de 0.1 mm/min, hasta la rotura de la probeta, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E813 [3].

En todos los ensayos (14 probetas ensayadas) la rotura se produjo por propagación rápida de la fisura sin desgarramiento dúctil previo. Como puede apreciarse en la figura 2, en algunos casos la rotura tuvo lugar en la rama elástica de la curva carga-desplazamiento, mientras que en otros se produjo con la probeta en régimen de plasticidad extendida.

### 4. FRACTOGRAFÍA

La superficie de fractura de las probetas ensayadas muestra tres zonas bien diferenciadas. La primera zona es la fisura de fatiga y presenta los rasgos típicos de este proceso con estrías que se repiten de forma periódica en la dirección de propagación. La segunda zona, por el contrario, es de morfología dúctil, con zonas que parecen haber estado sometidas a una fuerte deformación plástica y numerosos huecos, tal como se aprecia en la figura 3. En algunos de esos huecos ( $\phi \approx 20-40 \mu\text{m}$ ) hay partículas redondeadas de menor tamaño ( $\phi \approx 5-10 \mu\text{m}$ ). La última zona (figura 4) tiene el aspecto típico de las roturas por clivaje, con facetas planas cubiertas de escalones.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del material

| E (GPa)   | $\sigma_{0,2}$ (MPa) | $\sigma_R$ (MPa) | $\epsilon_R$ (%) |
|---|----------------------|------------------|------------------|
| 200   | 500                  | 710              | 11               |
| Curva tensión-deformación   |                      |                  |                  |
| $\epsilon = \frac{\sigma}{E} + 2,1 \frac{\sigma_{0,2}}{E} \left( \frac{\sigma}{\sigma_{0,2}} \right)^{6,5}$ |                      |                  |                  |

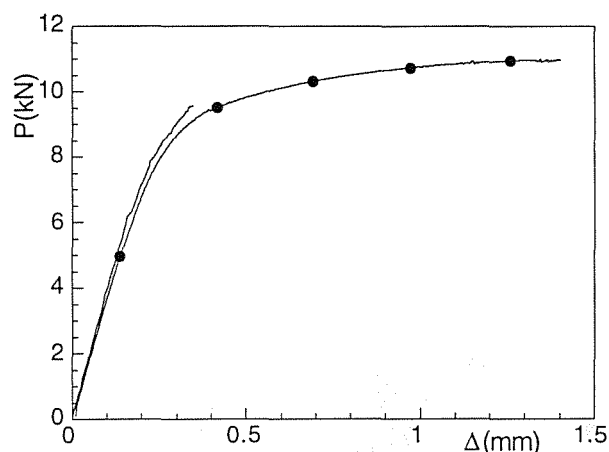


Fig. 2 Registros carga-desplazamiento obtenidos en dos ensayos.

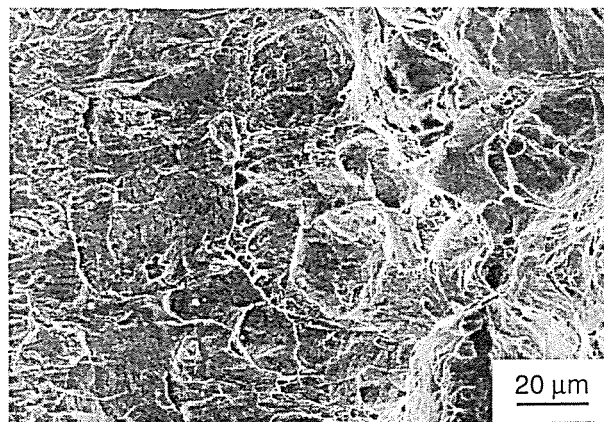


Fig. 3. Zona de morfología dúctil (a la derecha) contigua a la fisura de fatiga (a la izquierda).

Para relacionar el tamaño de la zona de morfología dúctil (ZAD en lo sucesivo) con la integral J, se midió la anchura de dicha zona en las superficies de fractura empleando un microscopio electrónico de barrido con un sistema de medida de 2 μm de resolución. En la tabla 3 figura la anchura de la zona ZAD de cada probeta junto con el valor de la integral J al producirse la rotura. Los valores de la anchura son la media de nueve medidas equiespaciadas a lo largo de la zona ZAD.

Los valores de la integral J obtenidos muestran una gran dispersión, como era de esperar a la vista de las diferencias entre las curvas carga-desplazamiento.

Tabla 3. Valores de la integral J y del tamaño de la zona de aspecto dúctil (ZAD).

| J (kJ/m <sup>2</sup> ) | ZAD (μm) |
|------------------------|----------|
| 8.3                    | 38       |
| 10.0                   | 32       |
| 17.7                   | 16       |
| 18.9                   | 24       |
| 66.1                   | 74       |
| 108.4                  | 94       |
| 123.9                  | 130      |
| 130.0                  | 142      |
| 171.7                  | 200      |
| 215.3                  | 260      |
| 225.0                  | 266      |
| 237.5                  | 320      |
| 253.2                  | 358      |
| 291.4                  | 392      |



Fig. 4. Zona de la superficie de fractura con morfología de rotura por clivaje.

## 5. ANÁLISIS DE RESULTADOS

Como ya se ha indicado, la rotura de todas las probetas se produjo por clivaje. La naturaleza estadística de la rotura por clivaje da lugar a que el nivel de plastificación alcanzado en los ensayos sea muy variable, lo que justifica la dispersión observada en los valores de J. A pesar de ello, la tabla 3 indica que la integral J y el tamaño de la ZAD son variables que están correlacionadas. La razón más probable de esta correlación es que la ZAD represente la zona plástica o la zona de grandes deformaciones del frente de la fisura, cuyos tamaños respectivos son función de la integral J.

La zona plástica se puede descartar con una sola comprobación. En régimen de plasticidad a pequeña escala el tamaño de la zona plástica  $r_y$  y la integral J están relacionados con el factor de intensidad de tensiones  $K_I$ , el límite elástico del material  $\sigma_y$  y el módulo de elasticidad E, a través de las siguientes ecuaciones [4]:

$$r_y = 0.04 \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (1)$$

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad (2)$$

Dividiendo (1) entre (2) puede obtenerse la relación que existe entre  $r_y$  y J:

$$r_y = 0.04 \frac{J E}{\sigma_y^2} \quad (3)$$

Para los valores de E y  $\sigma_y$  del material ensayado y para el mínimo valor de J de la tabla 2 que, tal como se aprecia en la figura 2, corresponde a una rotura en régimen elástico-lineal, el valor de  $r_y$  que resulta al aplicar la ecuación (3) es de 265 μm, casi siete veces el valor de la anchura de la ZAD (38 μm). Esto descarta que dicha zona sea la zona plástica del frente de la fisura.

Para comprobar si es la zona de grandes deformaciones que se produce en el frente de la fisura (zona LGC), se pueden comparar las predicciones teóricas de Rice y Johnson [1] con la anchura de la ZAD. Según los resultados de dichos autores, el tamaño  $X_{LGC}$  de la zona LGC en el material sin deformar es aproximadamente el doble del CTOD, o sea  $X_{LGC} \approx 2\delta$ . Sin embargo, en la superficie de fractura de las probetas rotas se miden distancias sobre material deformado. Por tanto, es preciso calcular el tamaño  $x_{LGC}$  de la zona LGC en el material deformado para poder compararlo con los valores medidos de la ZAD. La relación entre las distancias de un punto material al frente de la fisura antes y después de la deformación ha sido calculada por Gutiérrez-Solana y otros [5] a partir de los resultados de Rice [1]. Según esa relación la distancia  $2\delta$  que ocupa la zona LGC se reduce a  $1.4\delta$  en el material deformado, es decir:  $x_{LGC} \approx 1.4\delta$ .

Cuando el comportamiento del material se puede ajustar por una ley de Ramberg-Osgood el valor del CTOD en régimen elasto-plástico viene dado por [2]:

$$\delta = \frac{d_n J}{\sigma_y} \quad (4)$$

donde  $d_n$  es una constante adimensional que depende de los parámetros de ajuste. Para los del acero ensayado (Tabla 2), el valor de  $d_n$  es 0.45, y por tanto:

$$x_{LGC} = 1.4\delta = 1.4 \frac{0.45 J}{\sigma_y} = 0.63 \frac{J}{\sigma_y} \quad (5)$$

En la figura 5 se han representado los valores experimentales de la anchura de la ZAD frente a los del cociente  $J/\sigma_y$ , junto con la recta definida por la ecuación (5). Como puede verse, los puntos experimentales se agrupan en torno a la predicción teórica, confirmando la idea de que la ZAD es la zona LGC y la posibilidad de medirla a través de técnicas fractográficas. También se ha representado el valor límite de la integral J a partir del cual el campo de tensiones en el frente de la fisura deja

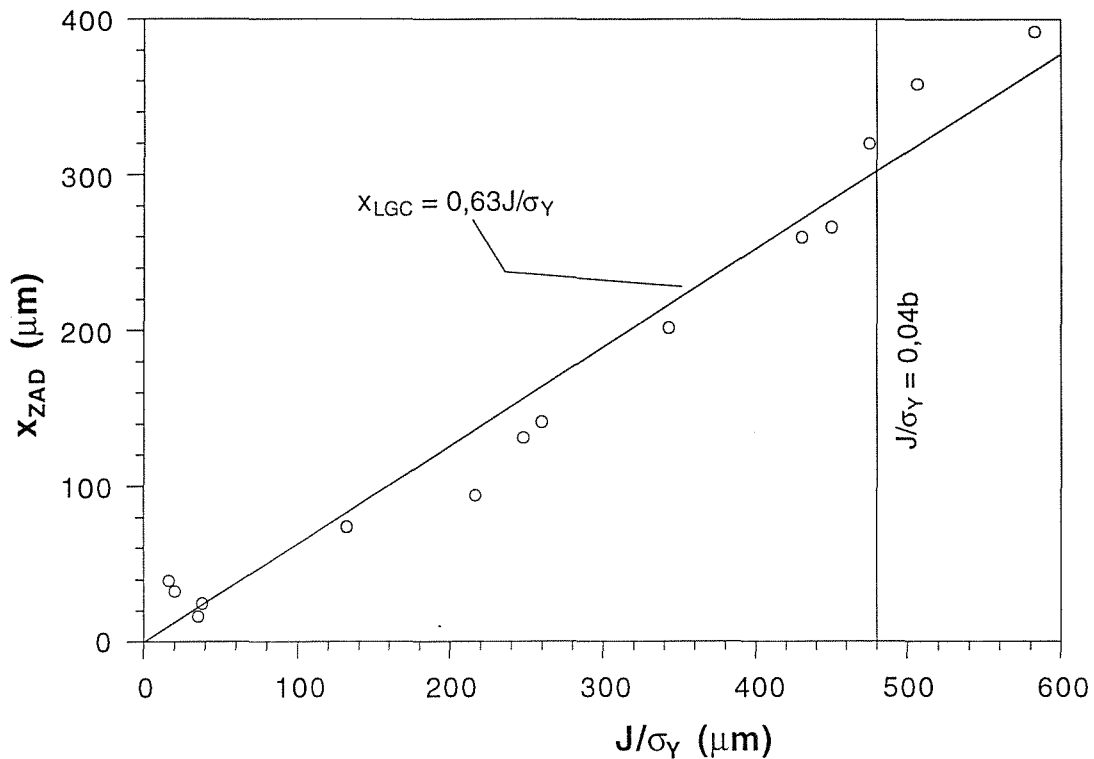


Fig. 5. Extensión de la ZAD medida en la superficie de fractura en función del valor de J. La recta muestra la predicción teórica del tamaño de la zona de grandes deformaciones en el frente de la grieta (zona LGC).

de estar dominado por esta magnitud, de acuerdo con la norma ASTM E813 [3]:

$$b > 25 \frac{J}{\sigma_y} \Rightarrow \frac{J}{\sigma_y} < 0.04b \quad (6)$$

Como puede verse en la figura 5, casi todos los valores experimentales de la integral J están por debajo de este límite, lo que justifica el empleo de la expresión del CTOD utilizada.

Con objeto de confirmar la identificación de la ZAD con la zona LGC una de las probetas ensayadas se descargó antes de romper, interrumpiendo el ensayo cuando el registro carga-desplazamiento era el de la figura 6 y la probeta había alcanzado un apreciable grado de plastificación. A continuación se volvió a fisurar por fatiga con la mitad de carga, dejando que la grieta se propagase hasta la rotura.

Los detalles más importantes de la superficie de fractura pueden verse en las figuras 7 y 8. La primera corresponde a la transición entre los dos procesos de carga cíclica anterior y posterior a la aplicación de la carga estática de la figura 6. Las dos morfologías de fatiga se aprecian claramente y entre ambas hay una estrecha franja con morfología ZAD (obsérvese la similitud con la figura 3) que sólo puede atribuirse a la carga estática, dado que los valores máximos de la carga aplicada en los dos procesos de carga cíclica eran muy similares. Esto indica que la ZAD, igual que la zona LGC, se origina a consecuencia del proceso de carga y no del proceso de rotura. Por otra parte, la anchura de la franja es aproximadamente de 80

μm y coincide con el tamaño de 90 μm que predice la ecuación (5) para la zona LGC debida a un valor de la integral J de 73 kJ/m<sup>2</sup> (el aplicado en la carga estática).

La figura 8 corresponde a la segunda transición no gradual que se observa en la superficie de fractura: la transición entre el crecimiento de la fisura por carga cíclica y la propagación rápida de la rotura final. La morfología de la zona de crecimiento por carga cíclica es ZAD (obsérvese de nuevo la similitud con la figura 3), mientras que la de la zona de propagación rápida es clivaje.

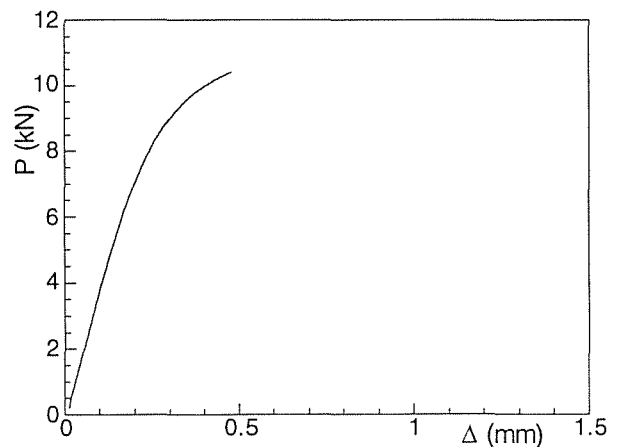


Fig. 6. Registro carga-desplazamiento para la probeta descargada antes de romper.

La anchura de la ZAD que termina en esta transición es mucho mayor que el tamaño de la zona LGC calculada con la ecuación (5) para el valor de la integral J en el momento de la rotura final. De hecho, el otro borde no existe como tal porque al recorrer la superficie de fractura desde la primera transición a la segunda, se observa como la morfología nítidamente de fatiga del principio va adquiriendo características de la morfología ZAD (aparecen huecos cada vez mayores y más numerosos, algunos ocupados por las partículas redondeadas ya descritas) hasta perder las características de la morfología de fatiga y transformarse totalmente. La explicación es sencilla si se admite que la ZAD es la manifestación fractográfica de la zona LGC. La zona LGC se forma en el frente de la fisura al cargar la probeta y su tamaño es función de la integral J. En el proceso de carga cíclica así sucede y la fisura va atravesando en su avance las sucesivas zonas LGC que se forman cuando la carga cíclica pasa por su valor máximo. Por tanto, el avance del frente de la fisura debería ir dejando una estela de ZAD's en lugar de morfología de fatiga. Sin embargo la zona LGC sólo adquiere morfología ZAD cuando el nivel de deformación alcanzado en su interior es suficientemente alto, para lo cual el valor de la integral J correspondiente al máximo de la carga cíclica debe ser también suficientemente alto. Dado que en todo el ensayo se ha empleado una misma onda de carga cíclica con bajo valor máximo, ha sido necesario que el tamaño de la fisura aumentara apreciablemente para que la integral J llegase al valor que hace adquirir la morfología ZAD a la zona LGC. La zona ZAD de comienzo mal definido y final en la segunda transición es la estela de zonas LGC producida por el avance de la fisura durante la parte del proceso de carga cíclica con valores de la integral J suficientemente altos.

## 6. CONCLUSIONES

Se ha medido con técnicas fractográficas la anchura de la zona de grandes deformaciones del frente de la fisura (zona LGC) en función de la integral J. El material empleado para ello es en un acero ferrítico-perlítico que rompe por clivaje sin desgarramiento estable previo y tiene la particularidad de que el proceso de formación y crecimiento de huecos originado en la zona LGC por las grandes deformaciones plásticas da lugar a una morfología dúctil en la superficie de fractura que contrasta con la morfología frágil del resto y la hace perfectamente distinguible. Las predicciones teóricas del tamaño de dicha zona concuerdan con los resultados obtenidos. La experimentación complementaria realizada para descartar otros posibles orígenes de la zona de morfología dúctil refuerza la validez de los resultados obtenidos.

## 7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Enseñanza Superior la financiación recibida a través del

proyecto PB95-0238. También desean expresar su agradecimiento al doctorando D. José Manuel Flores Ortueta por su colaboración en las medidas fractográficas.

## 8. REFERENCIAS

- [1] Rice J.R. y Johnson M.A., "Inelastic Behaviour of Solids". Eds. Kanninen M.F., Adler W.G., Rosenfield A.R. y Jaffee R.I., McGraw-Hill, Nueva York, NY, pp. 641-672 (1970).
- [2] Shih C.F., "Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks", *J. Mech. Phys. Solids* 29, 305-326 (1981).
- [3] ASTM E813 "Standard test method for JIC, a measure of fracture toughness" (1988).
- [4] Broek D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Sithoff and Noordhoff (1978).
- [5] Gutiérrez-Solana F., Valiente A., González J. y Varona J.M., "A strain-based fracture model for stress corrosion cracking of low-alloy steels", *Metall. and Mat. Trans. A* 27A, 291-304 (1996).



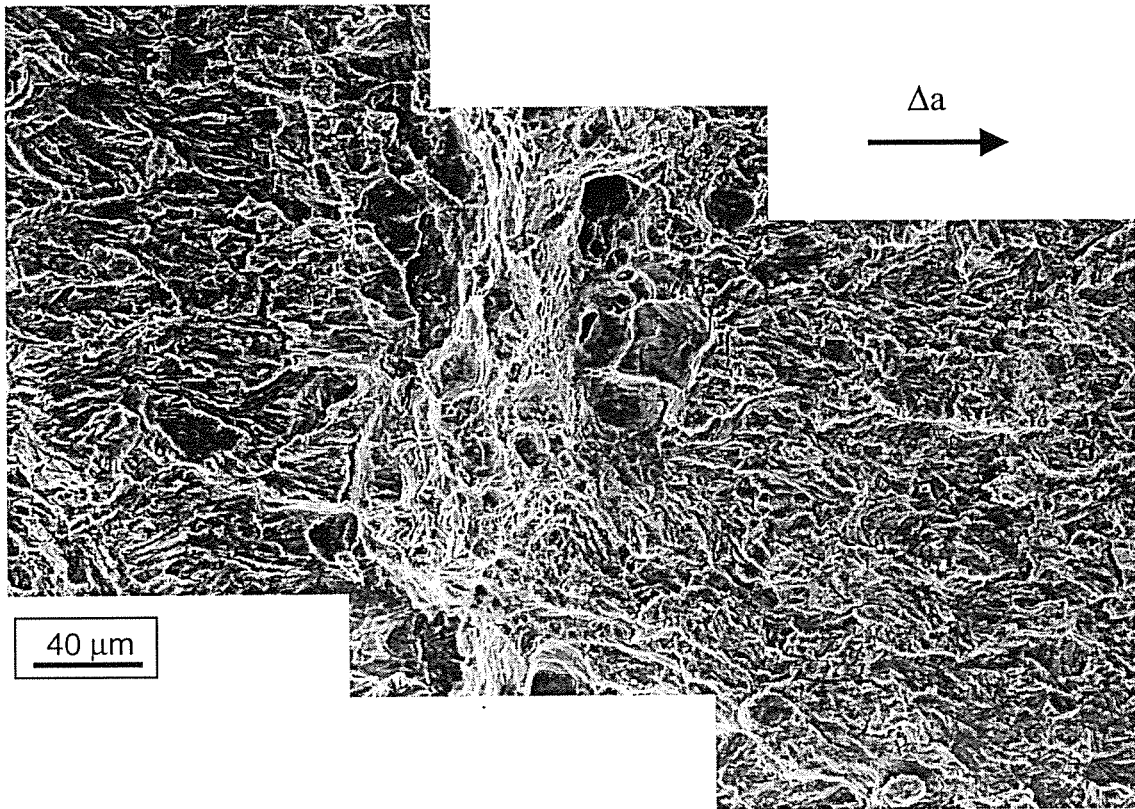


Fig. 7. Primera transición observada: a ambos lados de la ZAD la morfología es de fractura por fatiga.

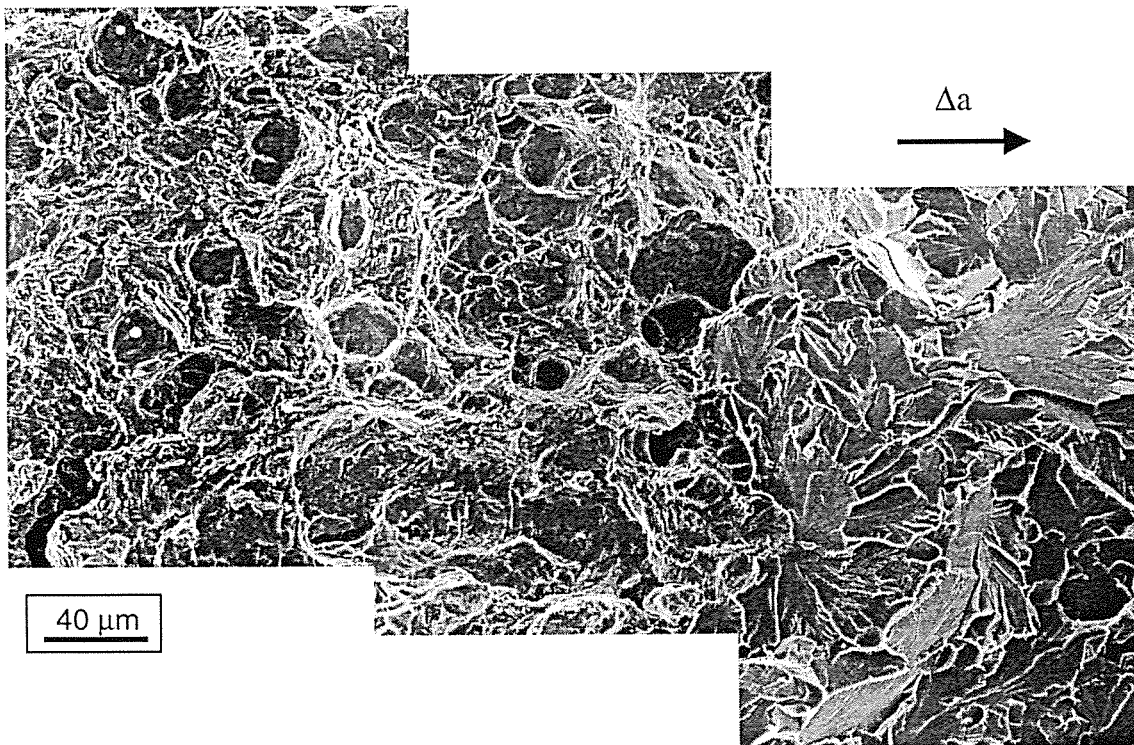


Fig. 8. Segunda transición observada: a la derecha la zona de clivaje y a la izquierda la zona de morfología dúctil generada durante la carga cíclica.

## CONDICIONES DE VALIDEZ DE PROBETAS RECONSTITUIDAS MEDIANTE SOLDADURA POR HAZ DE ELECTRONES

F. de Backer<sup>1</sup>, J.M. Alegre<sup>2</sup>, F. Gutiérrez-Solana<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales  
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria  
Avda. Castros s/n, 39005. Santander

<sup>2</sup> Area de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras  
E. Universitaria Politécnica de Burgos  
Avda. General Vigón s/n, 09006. Burgos

**Resumen.** El establecimiento de las condiciones de validez para probetas reconstituidas es un paso necesario para mejorar su aplicación en la caracterización de la tenacidad de los materiales utilizando muestras con volumen limitado. Se ha desarrollado un amplio programa experimental para analizar las condiciones de validez de probetas reconstituidas con implantes de tres materiales diferentes bajo diferentes condiciones microestructurales obtenidas mediante diferentes tratamientos térmicos. Se han obtenido las curvas R basadas en la integral J para probetas reconstituidas y probetas de referencia del mismo material. Las condiciones de validez están correlacionadas con la intersección de la zona plástica de la zona afectada del material debida al proceso de reconstitución de la probeta mediante soldadura. Esta correlación está apoyada por un análisis por elementos finitos realizado para determinar los límites de la representatividad de los resultados de los ensayos de cada tipo de muestras reconstituidas.

**Abstract.** In order to optimize the application of reconstituted and miniature specimens in the characterization of fracture toughness is necessary to establish the conditions for their validity. This work represents an important experimental effort to define these validity conditions. For it, CT reconstituted specimens of three different insert materials under different microstructural conditions have been tested, in order to obtain J-R curves to be compared with the results obtained with standardized specimens of the same materials. The validity conditions have been correlated with the absence of intersection between the plastic zone and the heat affected zone due to the welding procedure. This correlation have been supported by a finite element analysis performed to determine the representativity limits of the reconstituted samples tested.

### 1. INTRODUCCION

Para asegurar la integridad estructural de las instalaciones durante el servicio se hace necesario realizar un seguimiento de las propiedades mecánicas del material en las condiciones de trabajo. Normalmente el volumen de material para determinar esta evolución es limitado, por lo que es necesario desarrollar técnicas alternativas, como la reconstitución de probetas y el uso de probetas miniatura, para que permitan su caracterización.

El objeto de este trabajo consiste en establecer los límites de validez de la tenacidad a fractura obtenido con probetas reconstituidas en función de las propiedades del material del implante. Se han ensayado probetas compactas para tres configuraciones de reconstitución diferentes realizadas mediante soldadura por haz de electrones con cupones de diferentes materiales implantados, procedentes de mitades rotas de probetas Charpy, con el objetivo de obtener las curvas J-R. Además se ha utilizado otra técnica alternativa basada en el ensayo cuasi-estático de probetas Charpy mediante la flexión en tres puntos para determinar también las curvas J-R.

### 2. SELECCION DEL MATERIAL Y CARACTERIZACION

Una primera etapa del análisis experimental tiene por objetivo la validación de la caracterización de los materiales obtenidos con probetas alternativas en función de la configuración de las probetas. Para alcanzar este objetivo se ha usado aceros de vasijas a presión en condiciones de recepción, el acero laminado A533 Gr.B C1.1 (en adelante A533) y el acero forjado A508 C1.3 (en adelante A508). Las propiedades mecánicas de estos aceros aparecen en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Propiedades mecánicas de los aceros A533 y A508

| Material | Orientacion | Limite elastico (MPa) | Limite de rotura (Mpa) |
|----------|-------------|-----------------------|------------------------|
| A 533    | L           | 486                   | 623                    |
| A 533    | T           | 521                   | 636                    |
| A 508    | L           | 503                   | 655                    |
| A 508    | T           | 505                   | 646                    |

El objetivo de la segunda fase experimental es la determinación de la validez de los resultados de tenacidad a fractura obtenida con las probetas reconstituidas en función de las propiedades del material. Se han elegido dos materiales alternativos, de tenacidad y propiedades mecánicas diferentes a las del acero de las vasijas. Uno de ellos, denominado acero T2, ha sido sometido a un tratamiento de temple y revenido para obtener una tenacidad y un comportamiento mecánico similar al de un acero de vasija nuclear irradiado con una fluencia neutrónica de  $3 \times 10^9$  n/cm<sup>2</sup>. El otro es el acero forjado A508 sometido a un tratamiento de temple en aceite, denominado A508-F. Las propiedades mecánicas de los aceros A508-F y T2 aparecen en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros A508-F y T2

| Material   | Orientacion | Limite elastico (MPa) | Limite de rotura (Mpa) |
|------------|-------------|-----------------------|------------------------|
| T2 tratado | L           | 652                   | 730                    |
| A 508-F    | T           | 1155                  | 1576                   |

La Figura 1 muestra la comparación de los tres grados de tenacidad obtenidos con los aceros de vasija, T2 y A508-F. En todos los casos ha sido observado un crecimiento estable de fisura durante el ensayo a temperatura ambiente, y el mecanismo de rotura ha sido siempre dúctil por coalescencia de microhuecos.

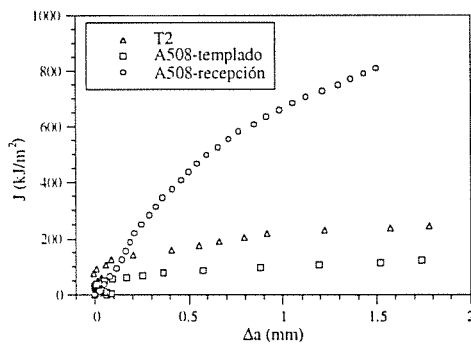


Fig. 1. Comparación de los tres grados de tenacidad obtenidos

3. CONFIGURACIONES DE RECONSTITUCION

Las cápsulas de vigilancia contienen básicamente probetas Charpy, y por lo tanto los implantes han sido generados a partir de partes de dichas probetas. Las configuraciones elegidas, de las múltiples posibles, se representan en la Figura 2, y han sido:

Tipo-B: Probeta CT, de espesor nominal 10 mm. Implante 10x10x24 cm<sup>3</sup>, unido al material base mediante soldadura transversal. Fácil de realizar y gran cantidad de material inalterado.

Tipo-C: Probeta CT, de espesor nominal 10 mm. Implante 10x10x10 cm<sup>3</sup>, unido mediante dos soldaduras transversales y una longitudinal. Es posible obtener dos probetas reconstituidas de una mitad rota de una probeta Charpy.

Tipo-D: Probeta CT, de espesor nominal 20 mm. Implante 20x10x10 cm<sup>3</sup>, unido mediante dos soldaduras transversales y dos longitudinales. Presenta un proceso de difícil ejecución de las soldaduras y menor cantidad de material inalterado después del implante.

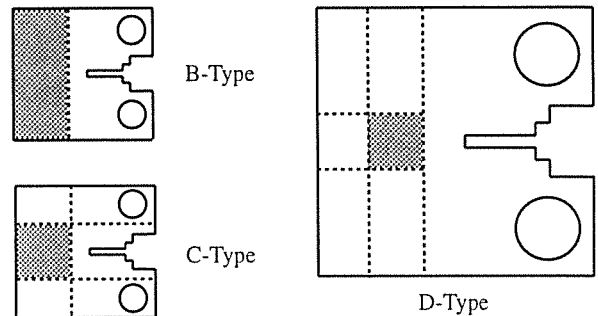


Fig. 2. Configuraciones de las probetas reconstituidas

4. TECNICA DE RECONSTITUCION Y PREPARACION DE LAS PROBETAS

La técnica más usual para la reconstitución de las probetas es la soldadura. Para reconstituir probetas Charpy pueden usarse diferentes técnicas de soldadura debido a la sencillez de la geometría. Sin embargo para probetas de geometría más complejas, como las CT, se usa la soldadura por laser o por haz de electrones.

La técnica de soldadura debe cumplir algunos requisitos como producir una ZAT lo más pequeña posible, para tener el máximo volumen de material de implante inalterado. También debe producir bajo calentamiento en la probeta para no alterar la microestructura del material implantado, y además las tensiones residuales y deformaciones deben ser lo más pequeñas posible.

La soldadura por haz de electrones cumple estos requisitos gracias a la alta densidad de energía del haz de electrones [12]. La soldadura se ha efectuado con una tensión de 150 kV, una intensidad de 33-40 mA y una velocidad del haz de 20 mm/seg.

Después de la soldadura y mecanizado final de las probetas CT se realizan medidas de la microdureza Vickers en la superficie, para determinar la anchura de las soldaduras y su posición exacta en la probeta. Posteriormente se realiza una entalla por electroerosión hasta sobrepasar la ZAT de la soldadura transversal. Después las probetas se prefisuran por fatiga hasta que el frente de fisura inicial está alejado por lo menos 1.5 mm de la ZAT de la soldadura transversal. Finalmente se mecanizan ranuras laterales de 10% del espesor B en ambos lados.



vasija irradiado puede proporcionar resultados validos de la tenacidad a fractura.

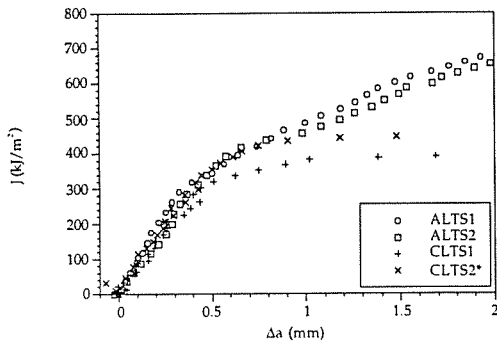


Fig. 4. Comparación de las curvas J-R para probetas Tipo-C con implante A533, orientación TS

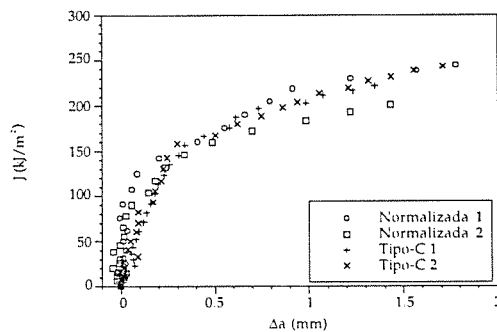


Fig. 5. Comparación de las curvas J-R para probetas Tipo-C con implante de acero T2

Finalmente, las curvas J-R obtenidas con las probetas reconstituidas del acero templado, A-508-F, se desvían con respecto a la de referencia hacia comportamientos más tenaces, Figura 6. Ello se debe a la interferencia de la zona plástica con el material inalterado revenido adyacente a la soldadura.

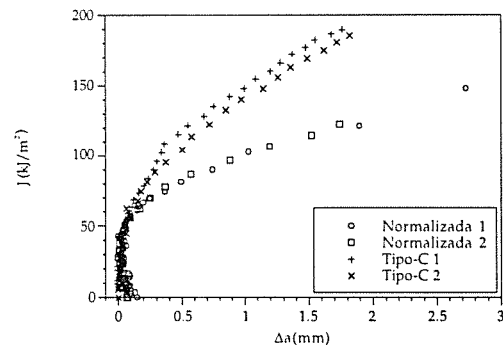


Fig. 6. Comparación de las curvas J-R para probetas Tipo-C con implante A508-F

Probetas Tipo-D

Todas las probetas con implante del Tipo-D se desvían de las curvas de referencia, acusando más aun los efectos observados en las probetas tipo-C debido a su menor cantidad del implante inalterado, lo que provoca una

interferencia rápida entre la zona plástica y las zonas afectadas.

6.3. Caracterización de la tenacidad a fractura con probetas Charpy prefisuradas

Las probetas Charpy reproducen muy bien el comportamiento en fractura obtenido con las probetas de referencia. La Figura 7 muestra el ejemplo de esta situación. Para valores altos de J las curvas J-R obtenidas con las probetas Charpy presentan un comportamiento más tenaz que las curvas obtenidas con las probetas CT, especialmente para el acero T2, y en menor medida en el acero A533 orientación TL. Las pequeñas desviaciones que aparecen pueden ser debidas al pequeño ligamento existente en las probetas Charpy después de una cierta cantidad de incremento de fisura, por lo que la zona de validez del ensayo debe ser la establecida por la norma.

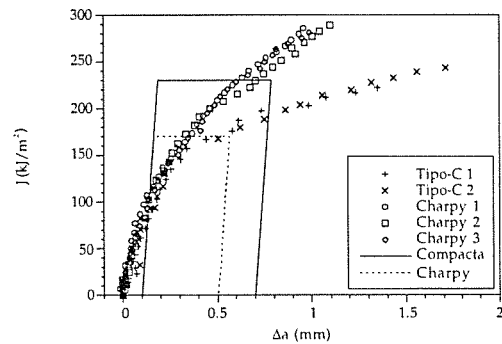


Fig. 7. Comparación de las curvas J-R para probetas Charpy del material T2

7. ANALISIS POR ELEMENTOS FINITOS

7.1. Probetas CT sin implante

El primer análisis efectuado por elementos finitos ha consistido en determinar si el comportamiento de la probeta se ajusta a un estado de tensión plana, deformación plana o intermedio entre ambos. Comparando las curvas P-COD reales obtenidas experimentalmente con la familia de curvas teóricas, con tamaño de fisura constante, obtenidas por elementos finitos se ha comprobado que para el acero de la vasija y el acero T2 el comportamiento en deformación plana reproduce muy bien al comportamiento real. Para el acero A508-F el comportamiento real es intermedio entre tensión y deformación plana. Esto es debido a la ausencia de ranuras laterales en las probetas A508-F, por lo que requiere una modelización en 3D por elementos finitos para reproducir el comportamiento real.

La Figura 8 muestra un ejemplo de las tensiones calculadas y la correspondiente zona plástica en una probeta CT del material A508 en la orientación TL. En figuras semejantes a ésta se ha medido la extensión de la zona plástica en la dirección perpendicular a la propagación de la fisura en todos los materiales. Para aceros de vasija se ha observado que los valores

calculados son mayores que la estimación óptica de la extensión de la zona plástica. La estimación óptica está alrededor de 4 mm, mientras que los cálculos proporcionan valores de 4.5 mm. Para el acero T2 el tamaño calculado ha sido de 3 mm que coincide con el valor óptico estimado. Estos valores justifican las situaciones de interferencia entre las zonas plásticas y afectadas en las probetas reconstituidas Tipo-C, que se han observado experimentalmente.

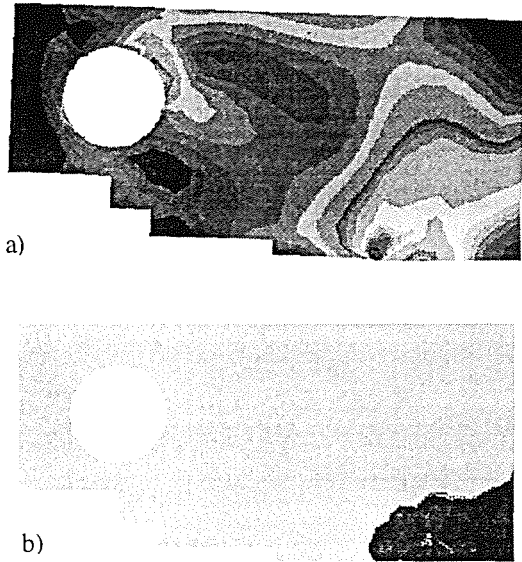


Fig. 8. Campo de tensiones (a) y zona plástica (b) en una probeta CT de acero A508 para  $a=13$  mm

## 7.2. Probetas CT con implante

La comparación de las curvas teóricas P-COD, calculadas por elementos finitos, para probetas CT con y sin implante revelan la existencia de un punto, S, a partir del cual ambas curvas se separan, como muestra la Figura 9. La distribución de tensiones antes del punto S son idénticas para la probeta con implante y la probeta sin implante, dado que la zona plástica no llega a la soldadura, y el comportamiento elástico del material base y del material de soldadura son iguales. Sin embargo a partir del punto S de separación la zona plástica toca la zona de soldadura y el campo de tensiones en la probeta con implante es diferente de la probeta sin implante, ya que el comportamiento plástico del material base y del material de soldadura son muy diferentes.

En la curva experimental P-COD se observa un cambio de dirección en su trayectoria cuando corta al lugar geométrico de los puntos S de comienzo de interferencia de la zona plástica en la ZAT, como muestra la Figura 10. Este cambio de comportamiento de la curva P-COD se traduce en una desviación de las curvas J-R respecto de las probetas de referencia, lo que hace que la caracterización a fractura con la probeta reconstituida no sea válida.

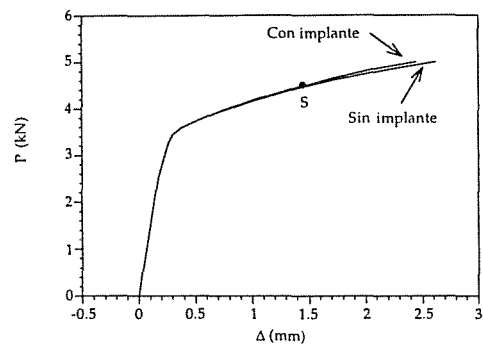


Fig. 9. Curvas P-D teóricas para la probeta CT con y sin implante

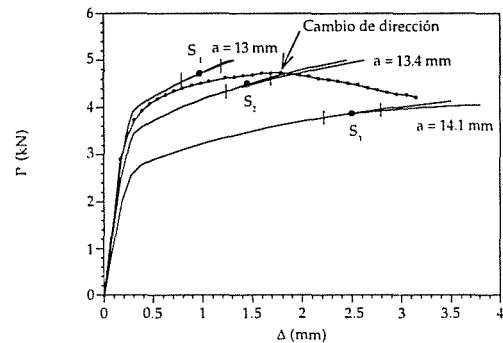


Fig. 10. Curvas P- $\Delta$  teóricas y experimental de la probeta Tipo-C

Los resultados experimentales con las probetas Tipo-C implantadas con el acero de la vasija muestran que para la orientación TL las curvas obtenidas son válidas, mientras que para la orientación TS las curvas J-R se desvían respecto de las curvas de referencia. Este hecho puede ser explicado cualitativamente a partir del lugar geométrico de los puntos de comienzo de interferencia, como se ilustra en la Figura 11. En la orientación TL, donde no existe desviación en las curvas J-R, la curva P-COD deberá de pasar por debajo de los puntos S, indicando que no se produce interferencia entre la zona plástica y la ZAT en ningún momento, siendo válida la caracterización a fractura del material. Sin embargo en las probetas TS, donde sí existe desviación de las curvas J-R, llegará un momento en el que la curva P-COD corta al lugar geométrico de los puntos S de inicio de interferencia, punto a partir del cual la curva P-COD se desvía, cambiando también la curva J-R.

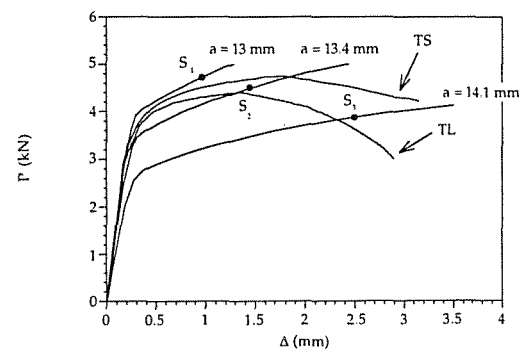
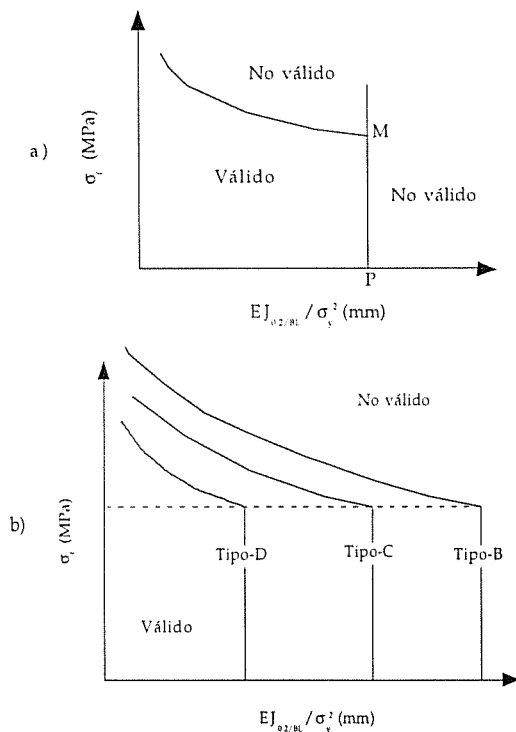


Fig. 11. Curvas P-D teóricas y experimental de la probeta CT de acero A508 en las orientaciones TL y TS.

**8. CAMPOS DE VALIDEZ DE PROBETAS RECONSTITUIDAS EN LA CARACTERIZACION DE LA TENACIDAD A FRACTURA**

Con los resultados experimentales no es posible discernir los campos de validez de la tenacidad a fractura obtenidos con una configuración particular de la probeta en función de las propiedades del material. Por lo tanto cada estado del material se representa en un campo bidimensional, definido en abcisas por el valor de  $E \cdot J_{0.2/BL} / \sigma_y^2$ , el cual se relaciona con el tamaño de la zona plástica, y en ordenadas por la tensión de fluencia, valor medio del límite elástico y tensión de rotura,  $\sigma_f$ , que es representativa del comportamiento mecánico  $\sigma_f$ .

El criterio de validez seguido consiste en definir como válida la caracterización a fractura si el tamaño de la zona plástica en una dirección particular es más pequeña que la longitud disponible de material implantado sin alterar en la misma dirección. La Figura 12 representa, de manera cualitativa, el campo de validez de una configuración, la cual está definida por una serie de limitaciones.



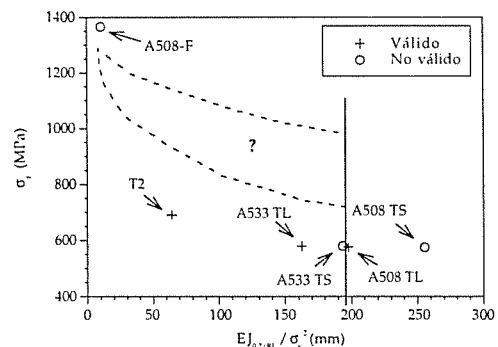
**Fig. 12.** Campos de validez para probetas reconstituidas

La primera limitación, asociada con el tamaño de la zona plástica, está representada por una línea vertical para un valor particular de  $E \cdot J_{0.2/BL} / \sigma_y^2$  en el eje de abcisas. Este límite indica que para materiales con mayor tenacidad la zona plástica interfiere con la ZAT de la soldadura y en ese caso la caracterización de la tenacidad no es válida en toda la curva J-R.

Una segunda limitación aparece en los materiales sensibles a transformaciones térmicas en el rango de temperatura alcanzado durante el proceso de reconstitución. La anterior limitación está asociada con

el valor de  $\sigma_f$ . Valores mayores de esta tensión están asociados a microestructuras no estables y sensibles a transformaciones secundarias. Esta limitación se representa por un punto para cada valor de  $\sigma_f$  y puede ser dibujado como una línea continua decreciente, en función de  $\sigma_f$ . Para los valores inferiores al límite  $E \cdot J_{0.2/BL} / \sigma_y^2$ , la zona plástica no interfiere con la zona de revenido. Para valores de  $\sigma_f$  por debajo de un determinado valor el material no es sensible a cambios secundarios debidos al proceso de reconstitución, y para este valor de  $\sigma_f$ , las dos limitaciones coinciden en el punto M, el cual está asociado a la técnica de soldadura aplicada.

Con los resultados de la configuración Tipo-C es posible hacer una estimación cuantitativa del campo de validez para esta configuración representando los materiales implantados que alcanzan resultados válidos con una cruz y los resultados no válidos con un círculo, como ilustra la Figura 13. El límite asociado con la extensión de la zona plástica se determina por la coincidencia de puntos válidos y no válidos, mientras que el límite asociados con las transformaciones secundarias se representa como una zona entre los puntos no válidos para el acero A508-F y los puntos válidos para los aceros T2 y A533 TL.



**Fig 13.** Campo de validez de la caracterización de la tenacidad obtenido con una probeta del Tipo-C

**9. CONCLUSIONES**

El análisis de elementos finitos realizado pretende justificar la validez o no de las probetas reconstituidas en la caracterización de la tenacidad del material implantado. Las condiciones de validación son propias del comportamiento mecánico del material de implante, de su estabilidad estructural y de la técnica de implante empleada. El efecto de estas variables se recogen en unas gráficas de validez de las probetas.

**10. REFERENCIAS**

[1] Lucon, E., Instrumented Impact Testing of Sub-Size Charpy-V Specimens: The Activity of the ESIS TC5 Working Party. Proceedings of ECF 11, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, J. Petit, Ed., 1996, pp. 621-626.

- [2] Gillemot, F., Havas, I., and Szabó, L., Static Fracture Criteria Evaluation Using Small Specimens. Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Second Volume), ASTM STP 909, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1986, pp. 118-124.
- [3] van Walle, E., Reconstitution: where do we stand? Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium, ASTM STP 1270, David S. Gelles, Randy K. Nanstad, Arvind S. Kumar and Edward A. Little, Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1996, pp. 415-441.
- [4] Onizawa, K., van Walle, E., Nanstad, R., Sokolov, M., and Pavinch, W., Critical Analysis of the ASTM Round-Robin on Reconstitution. Small Specimen Test Techniques, ASTM STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.
- [5] Klausnitzer, E. N. and Hofmann, G., Reconstituted Impact Specimens with Small Inserts. Effects of Radiation on Materials: 15th International Symposium, ASTM STP 1125, R.E. Stoller, A.S. Kumar, and D.S. Gelles, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, pp. 76-90.
- [6] Klausnitzer, E., Development of Large Compound-Material Fracture Toughness Specimens. 3rd Water-Reactor Safety-Research Information meeting, Washington DC, USA, October 1975.
- [7] Bicego, V., Lucon, E., and Ragazzoni, S., Fracture Toughness Testing of Sub-Sized and Weld-Reconstituted Specimens. Defect Assessment in Components - Fundamentals and Application, ESIS/EGF9, ed J. G. Blauel and K.-H. Schwalbe, 1991, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 765-780.
- [8] Tomimatsu, M., Kawagushi, S., and Iida, M., Reconstitution of Surveillance Fracture Toughness Specimen. Small Specimen Test Techniques, ASTM STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.
- [9] Neale, B. K., and Priest, R. H., The Unloading Compliance Method for Crack Length Measurement Using Compact Tension and Pre-cracked Charpy Specimens. Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience, ASTM STP 856, E. T. Wessel and F. J. Loss, Eds., American Society for Testing and Materials, 1985, pp. 375-393.
- [10] Valo, M. and Ahlstrand, R., Application of Reconstitution Welding Technique for Studying Base Metal of a Novovoronezh Unit-1 Trepan Sample. Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204, W. R. Corwin, F. M. Haggag, and W. L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 440-456.
- [11] Viehrig, H.-W., and Boehmert, J., Specimen reconstitution Technique and Verification Testing for Charpy Size SENB Specimen. Small Specimen Test Techniques, ASTM STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.
- [12] De Backer, F., Gutiérrez-Solana, F., Fernández, C., and Alvarez, J.A., Toughness characterization by testing reconstituted specimens, In Materials Ageing and Component Life Extension, eds. V. Bicego, A. Nitta and R. Viswanathan, Engineering Materials Advisory Services, UK, 1995, Vol. I, pp. 137-146.
- [13] De Backer, F., Gutiérrez-Solana, F., Versteirt, R., and Alvarez, J.A., "Caracterización de la tenacidad a la fractura de aceros de vasijas con probetas reconstituidas y probetas Charpy prefisuradas", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, 1997, pp. 421-426.
- [14] ESIS P1-92, Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials, ESIS, 1992.



## FRACTURA DEL HORMIGÓN EN MODO MIXTO: RESULTADOS EXPERIMENTALES Y PREDICCIÓN NUMÉRICA

D.A. Cendón, J.C. Gálvez, J. Planas, M. Elices

Universidad Politécnica de Madrid (UPM)  
Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid

**Resumen.** En el presente trabajo se presenta una nueva modalidad de ensayos para la propagación de grietas en modo mixto en hormigón: el ensayo de flexión en cuatro puntos sobre vigas entalladas, bajo la acción de dos actuadores independientes. Frente a los ensayos clásicos, esta tipología permite cargas no proporcionales y la modificación de las trayectorias de fisura cambiando la sollicitación de uno de los actuadores. Aquí se presentan distintas trayectorias de fisuras experimentales, ensayadas en modo mixto bajo cargas no proporcionales, junto con sus correspondientes curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento. Los ensayos se han realizado para tres tamaños de probetas homotéticas. Estos resultados son de gran interés para verificar la validez y exactitud de programas de simulación numérica de fractura en modo mixto. Los programas deberían ser capaces de predecir la trayectoria de la fisura y una gran cantidad de datos experimentales complementarios para tres tamaños de probetas distintos. Finalmente, el modelo de fisura cohesiva ha sido incorporado a un programa de elementos finitos con resultados satisfactorios.

**Abstract.** A novel testing procedure for mixed crack propagation in concrete is presented: four-point bending of notched beams under the action of two independent force actuators. In contrast to classical procedures, this method allows non-proportional loading and crack trajectory modifications by changing the action of one actuator. Different experimental crack trajectories, under mixed mode and non-proportional loading, are presented together with the corresponding curves of load-CMOD and load-displacement. The tests have been developed for three sizes of geometrically similar beams. These results are very useful for checking the accuracy of mixed mode propagation numerical programs. The programs should predict the crack trajectory and a very complete group of experimental records for three different sizes of beam. The Cohesive Crack Model is incorporated into a finite element method with satisfactory results.

### 1. INTRODUCCIÓN

Durante los últimos años se ha realizado un importante esfuerzo de investigación de la fractura del hormigón en modo mixto I/II con objeto de desarrollar herramientas analíticas y numéricas capaces de predecir la nucleación y propagación de grietas en el hormigón.

Como se ha puesto de manifiesto [1-3] no hay un *banco de pruebas* adecuado que permita verificar de forma fiable los modelos numéricos y analíticos que se desarrollen. En [2] se presentó un conjunto de resultados experimentales, basado en la propagación de grietas en modo mixto en vigas de hormigón bajo la acción de dos actuadores independientes. Esto permitió

la aplicación de cargas no proporcionales y la modificación de las trayectorias de las grietas.

En el presente trabajo se presenta un modelo numérico que permite predecir la trayectoria de las grietas en modo mixto I/II en el hormigón y los registros experimentales carga-CMOD y carga-desplazamiento. El modelo es una extensión del modelo de la fisura cohesiva [4] a la fractura del hormigón en modo mixto.

### 2. RESUMEN DEL PROGRAMA EXPERIMENTAL

La Figura 1 muestra la geometría y disposición de los ensayos realizados. Se adoptaron dos tipos de ensayos

con el fin de obtener trayectorias de fisuras muy distintas:

Tipo 1: Flexión en tres puntos de una viga entallada bajo carga no simétrica.

Tipo 2: Flexión en cuatro puntos de una viga entallada bajo carga no simétrica y desplazamiento impedido de un extremo (punto B).

Los detalles correspondientes a la confección, curado y preparación de las probetas se describen en [1]. Se confeccionaron cinco amasadas idénticas. Las dimensiones y número de probetas de cada amasada se detallan en la Tabla 1. Las propiedades mecánicas del material ensayado se detallan en la Tabla 2.

Los ensayos fueron realizados en control de CMOD a una velocidad de 0.004 mm/min hasta el 40 % de la carga máxima en la rama de descarga y 0.08 mm/min desde ese instante hasta el final del ensayo. En los ensayos tipo 2 se impidió el desplazamiento del punto B. En [1] se recogen los detalles relativos a las máquinas de ensayos y la instrumentación empleada en la investigación.

Tabla 1. Dimensiones y número de probetas por amasada.

|      | $D$<br>(mm) | $L$<br>(mm) | $B$<br>(mm) | Nº<br>probetas | Objetivo   |
|------|-------------|-------------|-------------|----------------|------------|
| $D1$ | 75          | 340         | 50          | 8              | PM y<br>MM |
| $D2$ | 150         | 675         | 50          | 4              | MM         |
| $D3$ | 300         | 1350        | 50          | 2              | MM         |

$D$ : Canto,  $L$ : Longitud,  $B$ : Espesor

PM: Propiedades mecánicas; MM: Ensayos modo mixto

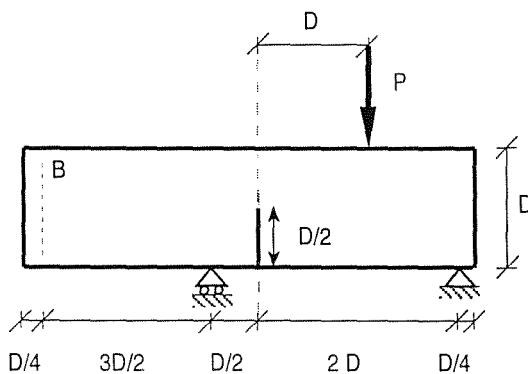


Fig. 1a. Geometría y disposición de los apoyos en los ensayos *tipo 1*, con los movimientos verticales del punto B libres (cargas proporcionales).

### 3. LA FISURA COHESIVA EN MODO MIXTO

El modelo de fisura cohesiva se ha incorporado a un código de elementos finitos. Los pasos importantes del proceso son: determinación de la trayectoria de la grieta para cada tamaño de probeta y tipo de ensayo, e incorporación de la fisura cohesiva en el camino de grieta calculado.

La trayectoria de la fisura se ha calculado mediante el criterio de la tensión principal máxima. La predicción numérica se ha hecho con el código FRANC2D [5].

El modelo de fisura cohesiva se ha incorporado mediante cien muelles de comportamiento no lineal para poder modelizar la curva de ablandamiento del hormigón. Estos muelles se posicionaron perpendicularmente a las trayectorias de las fisuras. Los cálculos se realizaron mediante el programa de elementos finitos ABAQUS®.

En los modelos de fisura cohesiva, la curva de ablandamiento del hormigón es un parámetro fundamental. Esta curva proporciona la relación entre la abertura de la fisura en un punto y la tensión transferida por el hormigón dañado, en ese mismo punto. Para la realización de este trabajo se ha

Tabla 2. Propiedades mecánicas del material ensayado.

| Amasada | $f_{ck}$<br>(MPa) | $f_{ct}$<br>(MPa) | $G_c$<br>(N/m) | $E$<br>(GPa) |
|---------|-------------------|-------------------|----------------|--------------|
| 1       | 54                | 3.0               | 69             | 38           |
| 2       | 56                | 3.2               | 70             | 38           |
| 3       | 56                | 2.8               | 61             | 38           |
| 4       | 61                | 3.0               | 75             | 39           |
| 5       | 57                | 3.0               | 69             | 39           |

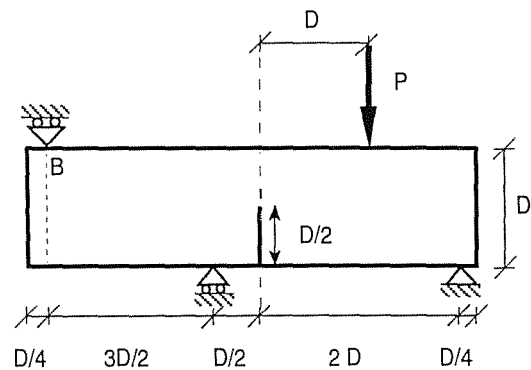


Fig. 1b. Geometría y disposición de los apoyos en los ensayos *tipo 2*, con los movimientos verticales del punto B impedidos (cargas no proporcionales).

utilizado una curva de ablandamiento bilineal cuyos parámetros se determinaron mediante el método de la *General Bilinear Fit*, desarrollado por Guinea et al. [6], utilizando los datos obtenidos en los ensayos de caracterización del hormigón sobre probetas de 75 mm de canto.

**4. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y PREDICCIÓN NUMÉRICA**

La figura 2 muestra las envolventes experimentales de las trayectorias de fisura junto con la predicción numérica. Puede apreciarse que la aproximación de la predicción es bastante buena. Estos resultados indican

que utilizar trayectorias de fisuras obtenidas mediante un modelo elástico y lineal resulta una buena aproximación para el hormigón, a pesar de que su comportamiento en fractura es claramente no lineal. Con respecto a la predicción de las curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento, las figuras 3 y 4 muestran la comparación entre las curvas obtenidas experimentalmente y las curvas obtenidas de la predicción numérica, utilizando el modelo de elementos finitos. Se puede observar que la predicción que se ha obtenido es, también, bastante buena, tanto para las curvas de carga-CMOD, como para las de carga-desplazamiento, especialmente para los tamaños pequeño ( $D=75$  mm) y mediano ( $D=150$  mm), con una buena aproximación del pico de carga e incluso de la

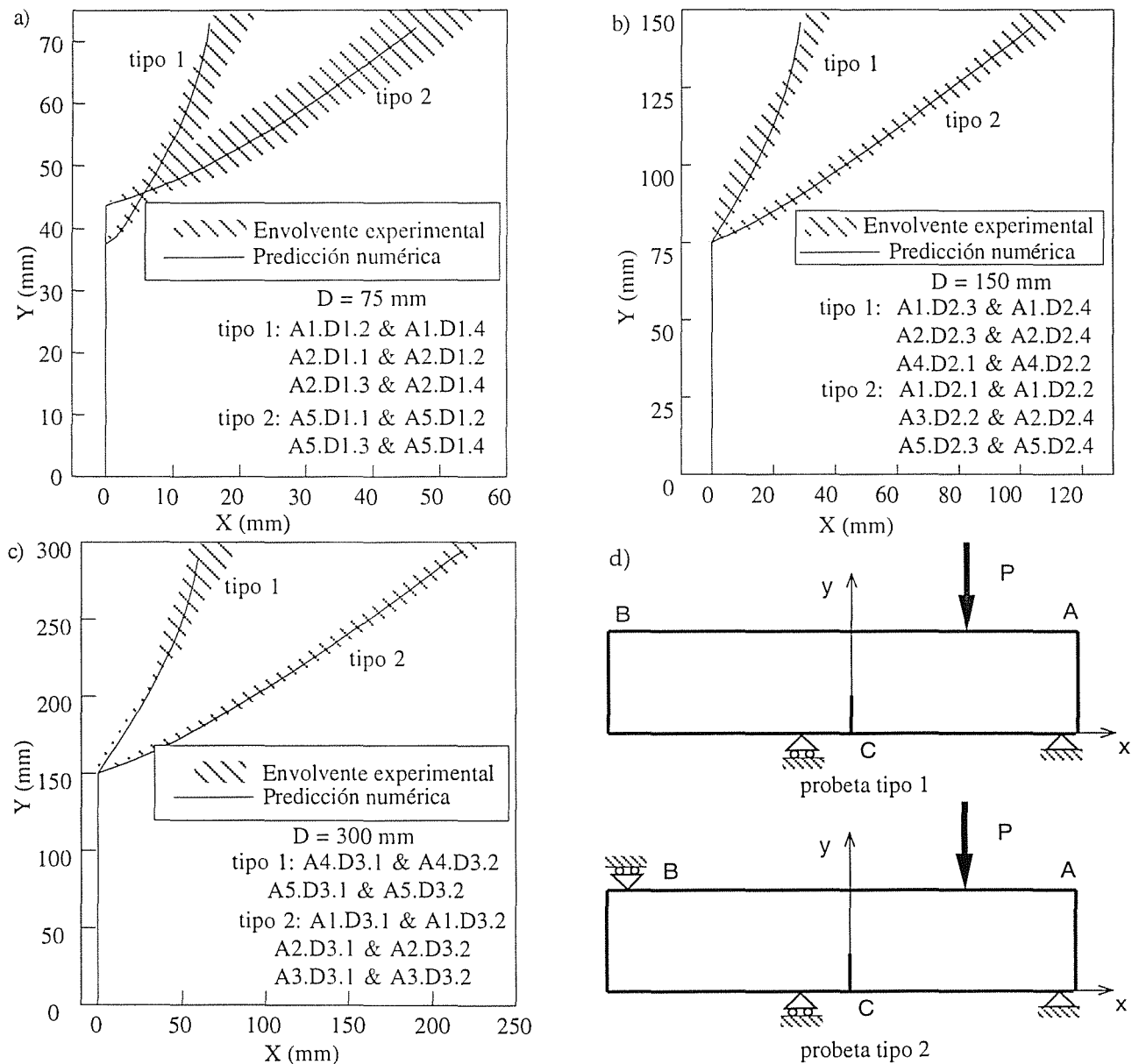


Fig. 2. Trayectorias de fisura experimentales y la correspondiente predicción numérica. (a)  $D=75$  mm. (b)  $D=150$  mm. (c)  $D=300$  mm. (d) Ejes de referencia.

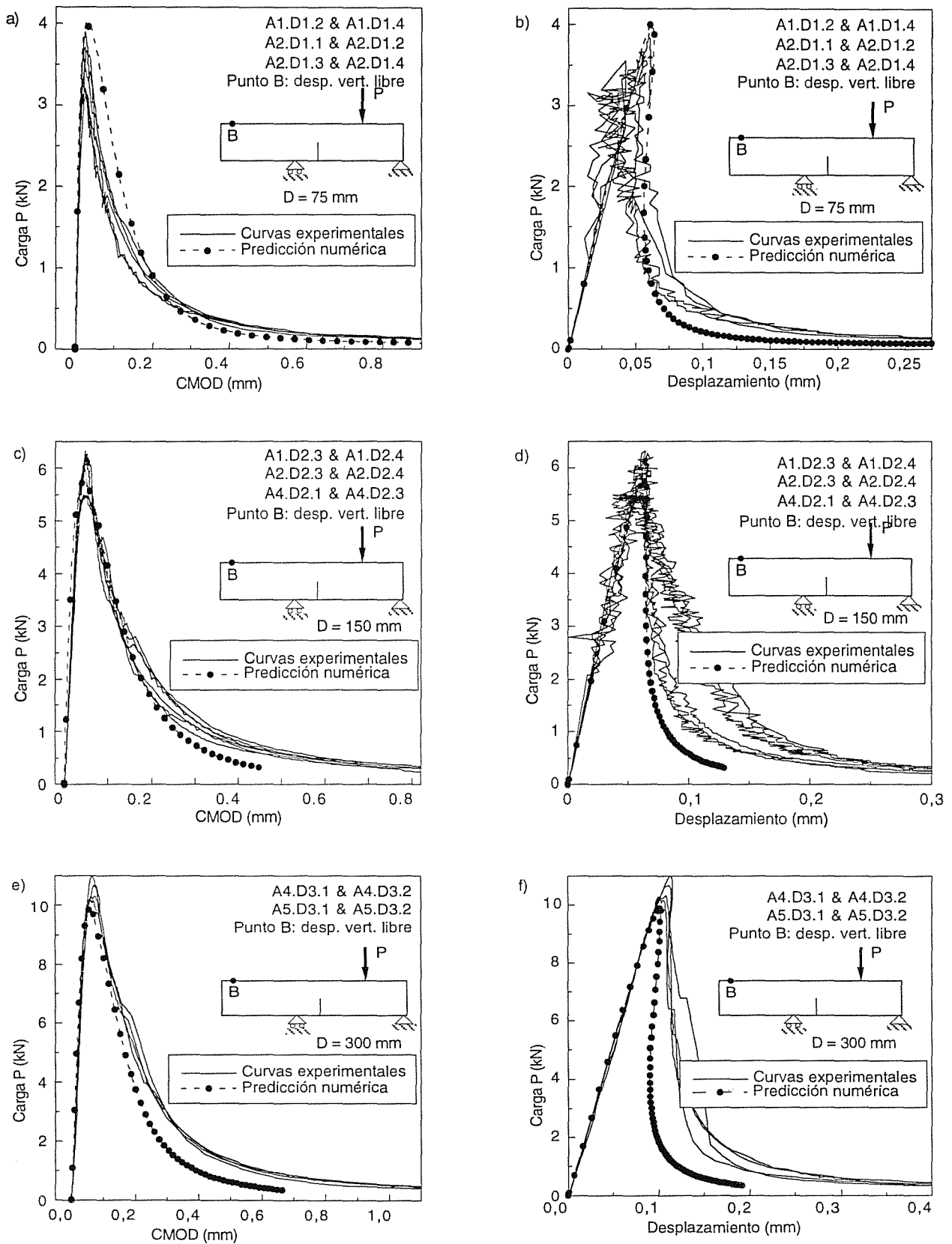


Fig. 3. Curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento para los ensayos *tipo I*, en tamaños D1 (D=75 mm), D2 (D=150 mm) y D3 (D=300 mm).

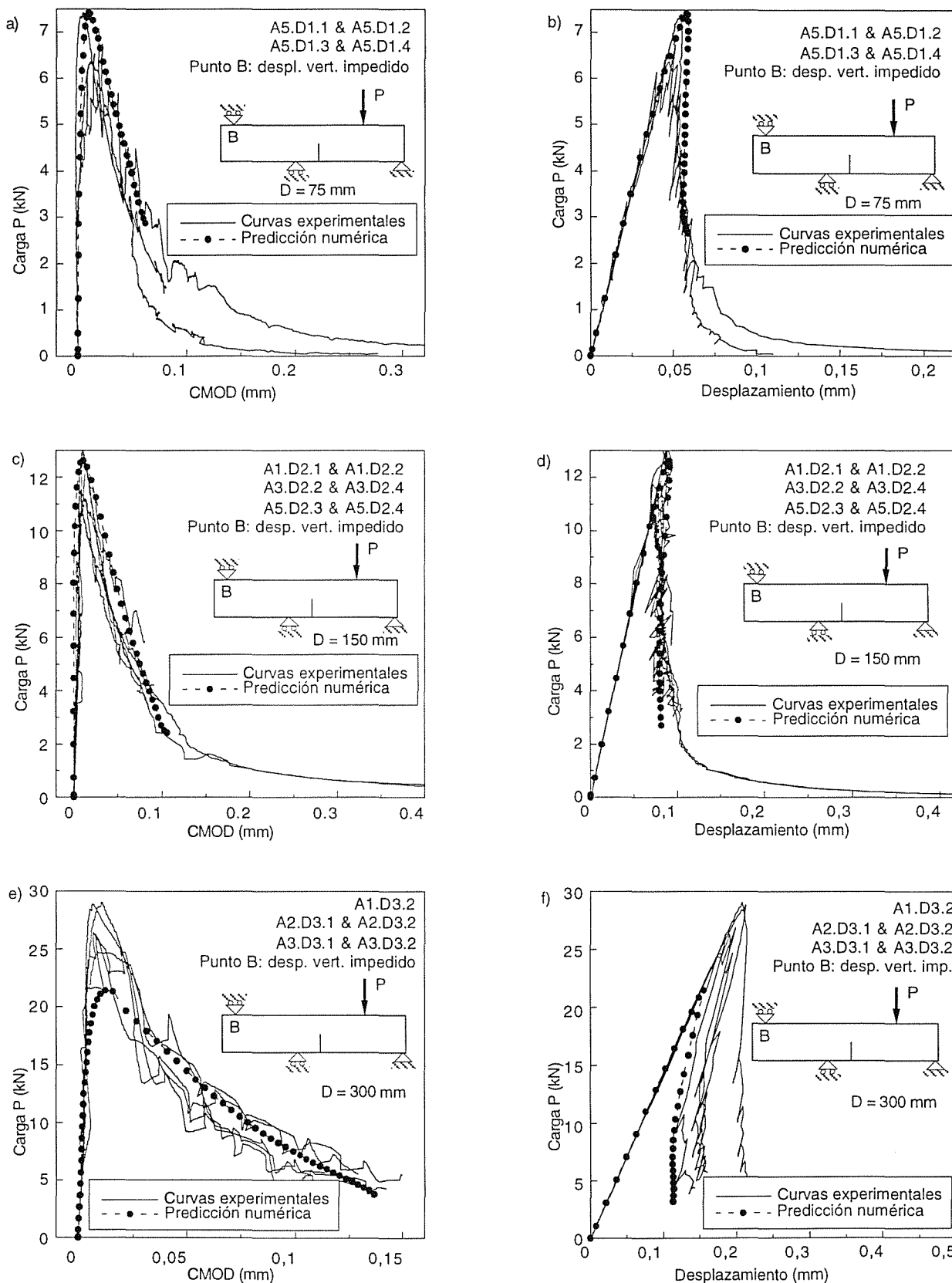


Fig. 4. Curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento para los ensayos *tipo 2*, en tamaños D1 (D=75 mm), D2 (D=150 mm) y D3 (D=300 mm).

rama de descarga (post-pico). Para el tamaño grande ( $D=300$  mm) la aproximación no ha sido tan buena, quedando la predicción numérica por debajo de los resultados experimentales. Este resultado hace pensar que la energía de fractura de las probetas mayores ensayadas era mayor que la medida en las probetas pequeñas que se ensayaron para determinar la energía de fractura en modo I.

## 5. CONCLUSIONES

- a) Se ha verificado la validez de asumir la hipótesis de fractura elástica y lineal para predecir la trayectoria de fisura en hormigón, pese a ser su comportamiento en fractura claramente no lineal.
- b) El modelo de fisura cohesiva se ha implementado en la trayectoria de las fisuras por medio de muelles de comportamiento no lineal, sobre un modelo de hormigón de comportamiento elástico y lineal. La predicción numérica obtenida muestra una aproximación a los resultados experimentales bastante buena.

**Agradecimientos:** los autores agradecen a la empresa Portland Valderribas el suministro de cemento Portland I-55A a granel para la elaboración de las probetas, al Prof. A. Ingraffea, de la Universidad de Cornell por el uso del programa FRANC2D y a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT), por la financiación de este trabajo a través de los proyectos MAT 97-1022 y MAT 97-1007-C02-2.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Gálvez, J., Guinea, G.V. y Elices, M., "Fisuración del hormigón en modo mixto", *Anales de Mecánica de la Fractura* 13, 130-135 (1996)
- [2] Gálvez, J., Planas, J. y Elices, M., "Propagación de grietas en modo mixto en vigas de hormigón", *Anales de Mecánica de la Fractura* 14, 480-485 (1997)
- [3] Gálvez, J., Cendón D.A., Planas, J., Guinea, G.V. and Elices, M., "Fracture of concrete under mixed loading. Experimental results and numerical prediction", (para ser publicado en *Proc. Fracture Mechanics of Concrete Structures*, 3)
- [4] Hilleborg, A., Modéer, M. and Petersson, P., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement and Concrete Research* 6, 773-782 (1976)
- [5] FRANC2D: A Two-Dimensional Crack-Propagation Simulator, Version 2.7, P. Wawryzynek and A. Ingraffea.

[6] Guinea, G.V., Planas, J. and Elices, M., "A general bilinear fit for the softening curve of concrete", *Materials and Structures* 27, 99-105 (1994)

**DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DINÁMICA DE UN ACERO DÚCTIL MEDIANTE ENSAYOS DE IMPACTO DE BAJA VELOCIDAD.**

S. de Luna, J. Fernández-Sáez, J.L. Pérez-Castellanos y C. Navarro.

Departamento de Ingeniería Mecánica.  
Universidad Carlos III de Madrid  
C/ Butarque, 15. 28911 Leganés. (Madrid)

**Resumen.** En este trabajo se presentan resultados de ensayos de impacto a baja velocidad y baja energía, realizados con un péndulo Charpy instrumentado, sobre probetas Charpy prefisuradas por fatiga con objeto de evaluar la tenacidad de fractura dinámica de un acero dúctil. Estos ensayos forman parte de un "Round Robin" organizado por ESIS TC5 (European Structural Integrity Society Technical Sub-Committee on Dynamic Testing at Intermediate Strain Rates) en el que, junto con otros laboratorios europeos, participa el nuestro. Su objetivo final es proponer una norma de aplicación a estos ensayos, dado que en la actualidad no existe. Los ensayos se han llevado a cabo siguiendo las recomendaciones de ESIS P1-90.

**Abstract.** Results of low blow tests performed with an instrumented Charpy pendulum are presented in this work. These tests permit to obtain the dynamic fracture toughness of a ductile steel. They are part of a "Round Robin" sponsored by ESIS TC5 Technical Sub-Committee on Dynamic Testing at Intermediate Strain Rates, and their aim is to propose a new standard. The tests have been performed following ESIS P1-90 recommendations.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las estructuras y componentes mecánicos pueden estar solicitados por cargas dinámicas, bien porque así lo requiera su normal funcionamiento o porque éstas aparezcan accidentalmente. En ambos casos, el comportamiento en fractura en condiciones dinámicas debe ser tenido en cuenta para ofrecer una mayor seguridad.

En el caso de materiales dúctiles, se han propuesto diferentes procedimientos para obtener propiedades de fractura dinámica en el intervalo de velocidades de deformación intermedia ( $10^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2 \text{ s}^{-1}$ ) mediante ensayos de impacto con péndulo Charpy o Torre de caída de peso, unos basados en el ensayo de varias probetas [1] y otros en el ensayo de una única probeta [2-4].

Un subcomité de la Asociación Europea ESIS (European Structural Integrity Society), dedicado al estudio de ensayos a velocidades de deformación intermedias (ESIS TC5 Technical Sub-Committee on Dynamic Testing at Intermediate Strain Rates)

promueve, mediante programas de ensayos en los que participan diferentes laboratorios, entre ellos el nuestro, la investigación de métodos de ensayo para la determinación de la tenacidad de fractura dinámica de materiales, con el fin de obtener resultados comparativos que conduzcan a la elaboración de una normativa [5].

En este trabajo se presentan los resultados obtenidos de los ensayos realizados en nuestro laboratorio, sobre un acero dúctil, mediante la técnica de impacto de baja velocidad (low-blow test) utilizando probetas Charpy prefisuradas por fatiga. Esta técnica consiste en lanzar el martillo del péndulo Charpy con una velocidad inicial tal que la energía que es capaz de entregar a la probeta no sea suficiente para romperla completamente, sino únicamente para que haga progresar, de una manera estable, la fisura inicial generada por fatiga. Así pues, durante el ensayo, el martillo se decelera desde la velocidad inicial hasta detenerse completamente y rebotar. Para la realización de los ensayos se han seguido las recomendaciones recogidas en ESIS P1-90 [6], que es una normativa aplicable a la caracterización

del comportamiento en fractura en condiciones cuasiestáticas de materiales dúctiles.

## 2. MÉTODO EXPERIMENTAL

El material ensayado es un acero C-Mn (BS 4360 Gr 50E) de media tenacidad. Su composición química y sus propiedades mecánicas convencionales aparecen en las tablas 1 y 2, respectivamente.

Tabla 1. Composición química.

|     |         |
|-----|---------|
| C:  | 0,12 %  |
| Si: | 0,33 %  |
| Mn: | 0,35 %  |
| Ni: | 0,15 %  |
| Cu: | 0,14 %  |
| Cr: | 0,085 % |

Tabla 2. Propiedades mecánicas.

|                         |           |
|-------------------------|-----------|
| Límite elástico:        | 353 (MPa) |
| Resistencia a tracción: | 502 (MPa) |
| Charpy V (-50°C):       | 133 (J)   |

De este material se mecanizaron probetas cuya geometría y dimensiones aparecen en la figura 1.

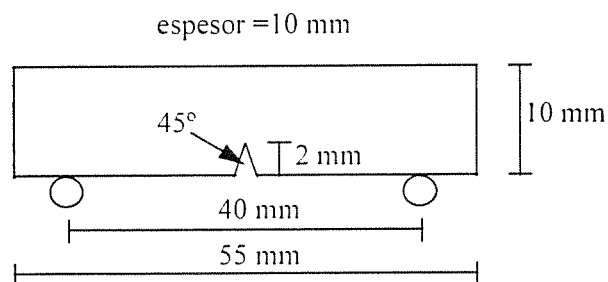


Fig.1. Geometría y dimensiones de las probetas ensayadas.

Las probetas fueron entalladas según la dirección T-L [6.7]. A partir de la entalla se generó una fisura por fatiga. El proceso de fisuración se llevó a cabo siguiendo las recomendaciones de la norma ESIS P1-90 [6], las cargas de fatiga se aplicaron en tres escalones diferentes en función de la longitud de la fisura (tabla 3) utilizando una máquina universal de ensayos (Instron Mod. 8516). El seguimiento de dicha longitud se realizó visualmente observando la superficie exterior de la probeta con una lupa binocular. Una vez fisuradas las probetas, se realizaron entallas laterales de 1 mm de profundidad y un ángulo de 45°. El objetivo de éstas es favorecer que el frente de la fisura que crece durante el

ensayo de impacto, sea lo más uniforme posible a lo largo del espesor de la probeta. Así pues, el espesor neto de las probetas ensayadas fue de 8 mm.

Tabla 3. Cargas durante el proceso de fisuración.

| Longitud de fisura (mm) | $P_{\min}$ (kN) | $P_{\max}$ (kN) |
|-------------------------|-----------------|-----------------|
| 2 a 3                   | 0,4             | 3,4             |
| 3 a 4                   | 0,3             | 2,5             |
| 4 a 5                   | 0,2             | 1,7             |

Las probetas se ensayaron en un péndulo Charpy (Ceast, Mod. CH-E/30A de 300 J de energía máxima) con velocidades iniciales del martillo que variaban entre 0,8 m/s y 1,5 m/s. Para la ejecución de estos ensayos se diseñó y fabricó un brazo articulado que permitía sujetar el martillo del péndulo con diferentes ángulos de apertura y, por tanto, impactar la probeta con diferentes velocidades iniciales. En cada ensayo se obtuvo la variación de la fuerza en función del tiempo  $F(t)$ . A partir de este registro, se construyeron las curvas de velocidad en función del tiempo, y desplazamiento de la cabeza del martillo en función del tiempo por integración sucesiva de la primera:

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m} \int_0^t F(t) dt \quad (1)$$

$$s(t) = \int_0^t v(t) dt \quad (2)$$

donde  $v(t)$  y  $s(t)$  son, respectivamente, la velocidad y el desplazamiento del martillo en cada instante,  $v_0$  es la velocidad inicial de impacto y  $m$  es la masa equivalente del martillo ( $m = 20$  kg.)

Las integrales que aparecen en (1) y (2) se pueden calcular utilizando la regla del trapecio [8]:

$$v(t) = v_0 - \frac{\Delta t}{2m} \sum_0^t (F_i + F_{i+1}) \quad (3)$$

$$s(t) = \frac{\Delta t}{2m} \sum_0^t (v_i + v_{i+1}) \quad (4)$$

Para calcular el desplazamiento del punto de la probeta donde se aplica la carga, el desplazamiento de la cabeza del martillo debe ser corregido teniendo en cuenta la flexibilidad del sistema, de tal manera que el desplazamiento del punto de carga,  $s_c(t)$  es:



$$s_c(t) = s(t) - C_s \cdot F(t) \tag{5}$$

donde  $C_s$  representa la flexibilidad total del sistema. El valor de  $C_s$  se ha estimado utilizando el método del semiperíodo de oscilación de una viga sin entalla de las dimensiones de la probeta Charpy [9].

La integral  $J$  se obtiene aplicando la expresión:

$$J = \frac{2E_a}{B_n(W - a_0)} \tag{6}$$

donde  $E_a$  es la energía absorbida que se calcula mediante:

$$E_a = \int_0^{t_r} F(t) \, ds_c \tag{7}$$

siendo  $t_r$  el instante de tiempo para el cual la velocidad del martillo se anula.  $B_n$  y  $W$  son el espesor neto y el canto de la probeta respectivamente, y  $a_0$  es la longitud de la fisura generada por fatiga.

Una vez realizado el ensayo de impacto, la probeta se introdujo en un horno a 200° C durante 2 horas para producir una oxidación diferencial de la superficie de fractura. Después, la probeta se sumergió en un baño de nitrógeno líquido para provocar una rotura final completamente frágil, de manera que la superficie de fractura se pudiese distinguir de las fases anteriores. Tanto la longitud inicial de la fisura, correspondiente a la etapa de fisuración por fatiga, como la longitud final de la misma tras el ensayo de impacto, se midieron de acuerdo con ESIS P1-90 [6]. Dado que cada probeta se ensayó con una velocidad de impacto diferente, se obtuvo, para cada una de ellas, distintos crecimientos estables de la fisura: así pues, en cada ensayo se calculó un valor para la integral  $J$  y se midió el crecimiento estable de la fisura,  $\Delta a$ .

Los valores de  $J$  y  $\Delta a$  considerados se ajustaron mediante una función potencial [6].

$$J = A(\Delta a + C)^D \tag{8}$$

Para obtener los parámetros de fractura, es necesario construir una recta que representa el proceso de embotamiento del extremo de la fisura, previo al crecimiento dúctil de ésta. En condiciones estáticas ESIS P1-90 [6] propone una ecuación para dicha línea:

$$J = 2,5 \frac{E}{d_n^*} \Delta a \tag{9}$$

$E$  es el módulo de Elasticidad y  $d_n^*$  es una función de una tensión de referencia,  $\sigma_0$ , y del exponente de endurecimiento por deformación del material,  $n$ . El valor de la función se puede obtener siguiendo el Apéndice 5 de ESIS P1-90 [6] a partir del límite elástico y resistencia a tracción del material.

La propuesta inicial de ESIS es aplicar la misma expresión para condiciones dinámicas, pero sustituyendo los parámetros del material por los correspondientes en condiciones dinámicas.

La intersección de la curva de ajuste (8) con una línea recta cuya pendiente es la de embotamiento y que pasa por el punto  $J = 0 \Delta a = 0,2 \text{ mm}$ , es el valor de  $J_{0,2/BL}$ . Otro parámetro que se propone en ESIS P1-90 [6] es  $J_{0,2}$ , que es el valor que toma  $J$  en la expresión (8) para un valor de  $\Delta a = 0,2 \text{ mm}$ .

### 3. RESULTADOS

Se mecanizaron 7 probetas de las cuales una no pudo ser ensayada finalmente porque se produjo su rotura accidental en el proceso de fisuración previa. Las restantes fueron ensayadas en el péndulo Charpy y los resultados se recogen en la tabla 4. En ella aparecen los valores de velocidad de impacto, energía absorbida por la probeta, integral  $J$ , longitud inicial de la fisura y crecimiento estable de ésta durante el ensayo de impacto.

Tabla 4. Resultados de los ensayos de impacto.

| Probeta | $v_0$<br>(m/s) | $E_a$<br>(J) | $J$<br>(kJ/m <sup>2</sup> ) | $a_0$<br>(mm) | $\Delta a$<br>(mm) |
|---------|----------------|--------------|-----------------------------|---------------|--------------------|
| 2       | 0,80           | 6,21         | 337,7                       | 5,40          | 0,12               |
| 3       | 0,97           | 9,22         | 491,5                       | 5,31          | 0,31               |
| 8       | 1,20           | 14,17        | 803,4                       | 5,59          | 0,66               |
| 7       | 1,30           | 16,63        | 852,0                       | 5,12          | 0,89               |
| 4       | 1,40           | 19,34        | 1020,0                      | 5,26          | 1,22               |
| 6       | 1,50           | 22,22        | 1205,3                      | 5,39          | 1,70               |

En la figura 2 aparece la superficie de fractura de una de las probetas tras la rotura total. En ella se puede apreciar la fisura inicial realizada por fatiga, el crecimiento estable dúctil producido durante el ensayo de impacto y la rotura completamente frágil.

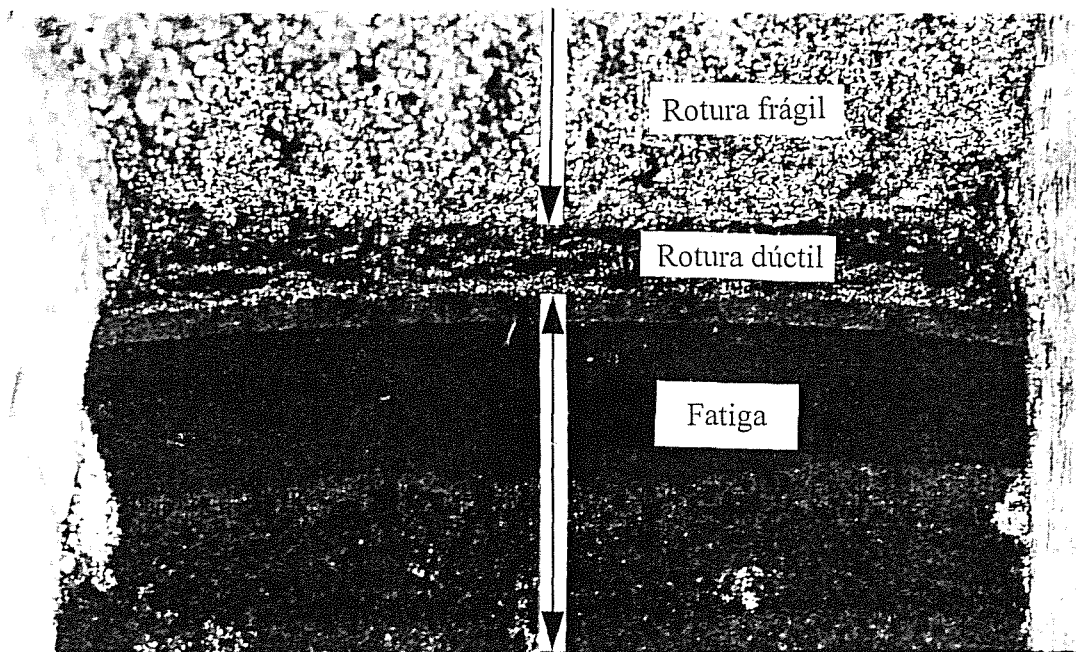


Figura 2. Superficie de fractura de una probeta tras el ensayo.

De las probetas ensayadas hubo que descartar la número 2 debido a que el crecimiento de la fisura era insuficiente de acuerdo con los requisitos indicados por ESIS P1-90 [6]. No se han eliminado, sin embargo aquellas probetas que presentan, desde el punto de vista de las limitaciones recogidas en ESIS P1-90 [6], excesivo crecimiento estable o un valor de la integral  $J$  por encima del máximo permitido. Las consideradas válidas se ajustaron con la ecuación (8) y los parámetros obtenidos fueron:

$$A = 926,81$$

$$C = 0$$

$$D = 0,517$$

La recta de embotamiento se construyó a partir de las siguientes propiedades del material proporcionadas por el subcomité TC5 para la realización de este "Round Robin":

$$\sigma_y = 652 \text{ MPa}$$

$$\sigma_u = 772 \text{ MPa}$$

donde  $\sigma_y$  y  $\sigma_u$  son, respectivamente, el límite elástico y la resistencia a tracción del material en condiciones dinámicas.

Siguiendo el método antes reseñado la pendiente de la recta de embotamiento tiene un valor de :

$$\frac{dJ}{da} = 2841 \text{ N/mm}^2$$

En la figura 3 aparecen los resultados de los ensayos, la curva ajustada y dos rectas paralelas a la de embotamiento, una pasando por  $J=0 \Delta a = 0,2$  y otra por  $J=0 \Delta a = 0,1$  (línea de exclusión).

Los parámetros de fractura que se pueden obtener a partir de estos ensayos son :

$$J_{0,2/BL} = 580 \text{ kJ/m}^2$$

$$J_{0,2} = 279 \text{ kJ/m}^2$$

En un "Round Robin" anterior, organizado también por ESIS TC5, realizado con el mismo material se obtuvo para el parámetro  $J_{0,2/BL}$  un valor medio de  $527 \text{ kJ/m}^2$  con una desviación típica de  $78 \text{ kJ/m}^2$  [5]. Como se observa, nuestros resultados concuerdan con estos últimos.

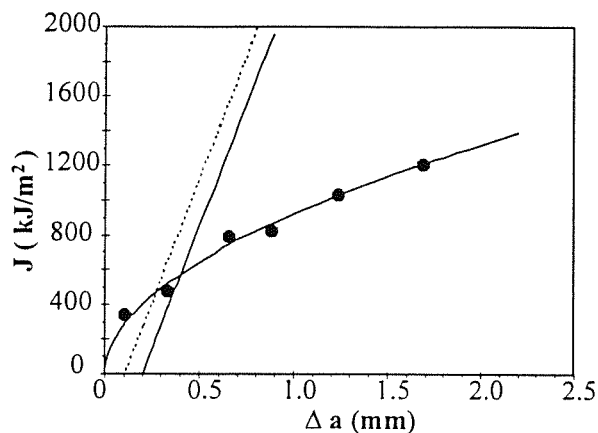


Figura 3. Curva de Integral J frente a crecimiento estable de la fisura.

A partir de las curvas carga-tiempo de cada probeta ensayada, se puede establecer que los parámetros de fractura obtenidos se alcanzan al cabo de tiempos que varían entre 2 ms y 3 ms desde el inicio del impacto. En esos instantes ya se pueden considerar despreciables los efectos inerciales dado que tales tiempos son superiores a  $3\tau$ , siendo  $\tau$  el semiperíodo de oscilación de la probeta Charpy prefisurada que, para una longitud de fisura de 5 mm, se puede estimar en  $\tau = 0,06$  ms, aproximadamente. Este hecho indica que en la evaluación de la tenacidad de fractura dinámica de materiales dúctiles los efectos inerciales no tienen influencia, aunque sí puede tenerla el efecto de la velocidad de deformación.

#### 4. CONCLUSIONES

En este trabajo se han presentado resultados de impacto a baja velocidad sobre probetas Charpy fisuradas por fatiga dirigidos a evaluar la tenacidad de fractura dinámica de un acero dúctil. Estos ensayos, que forman parte de un "Round Robin" organizado por ESIS cuyo objetivo final es la propuesta de una normativa al respecto, se han realizado siguiendo las indicaciones de la norma ESIS P1-90 [6]. Los resultados obtenidos concuerdan con los obtenidos por otros laboratorios europeos.

Hay que mencionar que, en este tipo de ensayos, aparecen una serie de cuestiones abiertas que se investigan en la actualidad y entre las que cabe destacar el análisis de la evolución de la velocidad de deformación en el extremo de la fisura en los ensayos de impacto de baja velocidad, para estudiar su influencia en la determinación de la tenacidad de fractura dinámica, así como el análisis del proceso de embotamiento del extremo de la fisura en condiciones dinámicas.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] Böhme, W., "Fracture Resistance of a Pressure Vessel Steel Under Impact Loading Conditions", ASTM STP 1130, 92-103 (1990).
- [2] Kobayashi, T., Yamamoto, I., "Evaluation of Dynamic Fracture Toughness Parameters by Instrumented Charpy Impact Test", Engineering Fracture Mechanics, 24, 773-782 (1986).
- [3] Joyce, J.A. y Hackett, E.M., ASTM STP 905, 741-774 (1986).
- [4] Brüninghaus, K., Falk, J., Twickler, M. y Dahl, W. "Determination of Crack Resistance Curves under Static and Dynamic Loading Conditions by Analysis of Load Displacement Relationship", Engineering Fracture Mechanics, 34, 989-1000 (1989).
- [5] MacGillivray, H.J. y Lenkey, G.B. "The European Round-Robin Test Programme on Dynamic  $J_{Ic}$  and J-R Curve Determination". ECF 11 - Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, 2025-2030 (1996).
- [6] ESIS P1-90. "Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials". (1989).
- [7] ASTM E-399-90. "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials." (1994).
- [8] Coz Díaz, J.J., Fernández Canteli, A., Kalthoff J.F. "Caracterización dinámica de varios aceros de vía". Anales de Mecánica de la fractura, 11, 170-177 (1994).
- [9] Ireland, D.R. "Procedures and Problems Associated with Reliable Control of the Instrumented Impact Test", ASTM STP 563, 3-29 (1974).

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a D. José Puerta por la colaboración prestada en el diseño y fabricación del utillaje necesario, así como por su participación en la experimentación.

## CALCULO DE $K_{IC}$ Y $K_{Ia}$ POR MEDIO DE ENSAYOS DINAMICOS EN PENDULO INSTRUMENTADO

F. J. Perosanz, M. Serrano, J. Lapeña y C. Martínez

CIEMAT, Centro de Investigaciones Energéticas Medioambientales y Tecnológicas

**Resumen:** La fragilización neutrónica que sufre la vasija de presión durante su funcionamiento la convierte en uno de los componentes críticos de una planta nuclear. La metodología actualmente empleada para cuantificar esta degradación tiene en cuenta la pérdida en tenacidad de fractura que sufren los aceros ferríticos empleados en la construcción de la vasija, a través de una medida indirecta como es el desplazamiento de la curva charpy en función de la fluencia neutrónica recibida. El objetivo de este trabajo es eliminar las incertidumbres actuales, cuantificando directamente dos valores de interés como son la tenacidad de fractura del material ( $K_{IC}$ ) y la tenacidad de parada de grieta ( $K_{Ia}$ ) por medio de una variante del ensayo charpy tradicional, el charpy instrumentado. Los valores de  $K_{IC}$  y  $K_{Ia}$  obtenidos por métodos dinámicos han mostrado una gran concordancia con los cuasi-estáticos, así como una significativa coherencia con la curva ASME XI app. G

**Abstract:** The most critical component of a Nuclear Power Plant is the Reactor Pressure Vessel (RPV) due to radiation embrittlement. Present days, the methodology used to assess the structural integrity of the RPV is based on the indirect measure of the changes in the fracture toughness of ferritic steels, through impact testing. The main objective of this work is to eliminate the uncertainties of this methodology, measuring directly the value of fracture toughness ( $K_{IC}$ ) and crack arrest fracture toughness ( $K_{Ia}$ ) testing charpy specimens in an instrumented impact machine. The values of  $K_{IC}$  and  $K_{Ia}$  calculated by dynamic methods agree with static values and with the ASME reference curve (ASME XI App. G).

### 1. INTRODUCCION

Para automantener la reacción de desintegración en cadena que posibilita el funcionamiento de un reactor nuclear, es necesario un elevado flujo de neutrones dentro de la masa de material fisionable (combustible). Si bien, la gran mayoría de estos neutrones son absorbidos en el propio funcionamiento, existe una buena parte que escapa del núcleo y se propaga en todas direcciones.

Por la configuración de los elementos combustibles la mayor densidad de neutrones que escapa del combustible se da en el llamado "belt line" o zona central de la vasija. Según la definición del código ASME 10CFR50 Apéndice G, el "Belt line" es la región del material que rodea la altura efectiva del conjunto de elementos combustibles, más un volumen adicional por encima y por debajo del núcleo activo.

Cuando los neutrones interactúan con la pared de la vasija se producen transmutaciones atómicas y desplazamientos de los átomos de la red de sus posiciones de equilibrio. La mayoría de los desplazamientos son producidos por colisiones de los neutrones rápidos con los núcleos, produciendo átomos primarios desplazados (PKAs "primary knock-on atoms"), los cuales originan a su vez desplazamientos de átomos vecinos en cascada.

Tras el impacto de un neutrón, el átomo metálico es expulsado de su posición de equilibrio en la red metálica. Dependiendo de la energía del átomo saliente, se pueden producir impactos en cascada sobre átomos vecinos. Tras una serie de interacciones entre átomos adyacentes los átomos expulsados de sus posiciones en la red pueden seguir varios caminos: 1) Permanecer en la red en posiciones intersticiales distorsionando la geometría original de la red metálica. 2) Recombinarse con una vacante existente en la red, con lo que se reduce la energía libre del sistema, no existiendo efecto final de daño sobre la estructura metálica. 3) Formar agrupaciones de átomos intersticiales-vacantes (clusters). 4) Combinarse químicamente con átomos de otro elemento existente en la aleación, dando lugar a aparición de nuevos compuestos (precipitados) y finalmente 5) Desaparecer en puntos denominados como "sumideros" tales como límites de grano del material.

Aunque algunas de éstas posibilidades reducen sustancialmente el número de defectos finales que pueden alterar las cualidades mecánicas del material se origina un efecto macroscópico, reducción de ductilidad y tenacidad, pudiendo hablar globalmente de fragilización.

Dado que la fragilización del acero de vasija es un proceso inherente al funcionamiento del reactor, la única vía de mantener la seguridad dentro de unos márgenes aceptables es cuantificar este deterioro para lo cual se han desarrollado los programas de vigilancia.

Durante la fase de construcción y primera operación de la central, se sitúan dentro del núcleo una serie de cápsulas de vigilancia, las cuales, consisten en un compartimento estanco (generalmente de acero inoxidable) que contiene en su interior probetas pertenecientes a zonas críticas expuestas a irradiación ("Belt Line" y soldaduras) del mismo material utilizado en la fabricación de la vasija y con el mismo tratamiento termomecánico de conformado.

La cuantificación del efecto de la fragilización neutrónica se lleva a cabo mediante el análisis de las probetas charpy-V. La figura 1 esquematiza el procedimiento habitual de análisis. La irradiación neutrónica provoca modificaciones de la curva charpy original en dos sentidos:

- Incremento de la temperatura de transición en función de la fluencia neutrónica total recibida por el material. El nivel de energía para el cual se establece el incremento queda fijado por el código ASME como 41 J[1] [2].
- Disminución del "Upper Shelf" o rama asintótica superior de la curva Energía-Temperatura típica del ensayo Charpy-V) [3] .

Se define temperatura de transición a aquella en la que ocurre el cambio de modo de rotura frágil (bajas temperaturas) a dúctil (temperaturas elevadas). Si bien, este

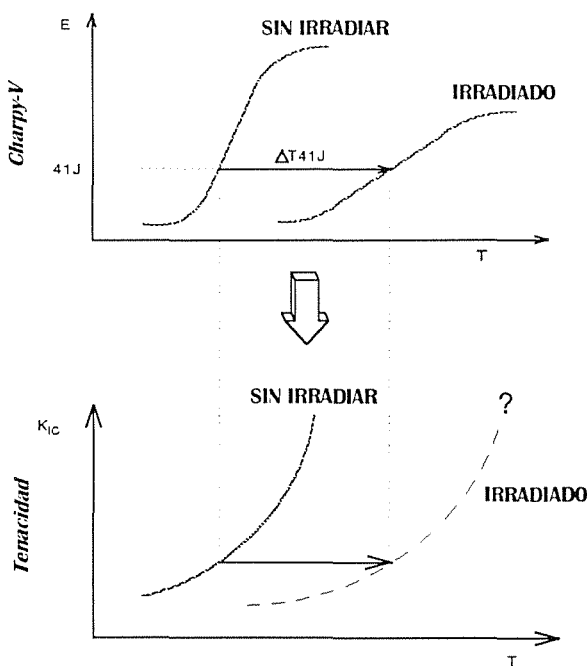


Figura 1. Esquema del proceso de análisis de las cápsulas de vigilancia

cambio nunca ocurre de manera brusca, es necesario adoptar un criterio común para establecer comparaciones posteriores. Al ser la base para el cálculo de los incrementos de la temperatura de transición en función de la irradiación, su estimación ha de ser muy precisa a la vez que conservadora.

Se acepta que la curva de tenacidad de fractura del material constitutivo de la vasija sufre el mismo desplazamiento que el de la temperatura de referencia obtenida de la curva charpy. Este procedimiento lleva asociado dos incertidumbres importantes:

- La irradiación no modifica el hábito de la curva
- El curva de tenacidad de fractura sufre el mismo desplazamiento que la curva charpy

Los resultados así obtenidos han de ser por lo tanto conservadores, mediante la metodología propuesta en este trabajo y en otros anteriores del grupo se pretende eliminar estas incertidumbres, calculando directamente la tenacidad de fractura del material en cualquier estado de irradiación y a cualquier temperatura, obteniendo directamente la curva tenacidad-temperatura del material bajo cualquier estado de irradiación.

**DESARROLLO**

Material

En el presente trabajo se han empleado un acero típico en la construcción de vasijas de reactores de agua a presión como es el ASTM A 533 B1, suministrado por el OIEA para la realización de la cuarta fase del proyecto de investigación coordinado "Assuring structural integrity of reactor pressure vessels". Su composición química, así como sus valores mecánicos característicos vienen reflejados en la tabla I.

Tabla I. Composición química

|        |       |
|--------|-------|
| (%) Mn | 1.420 |
| (%) Si | 0.240 |
| (%) P  | 0.017 |
| (%) S  | 0.004 |
| (%) Cr | 0.120 |
| (%) Ni | 0.840 |
| (%) Mo | 0.510 |
| (%) V  | 0.002 |
| (%) Cu | 0.140 |

Propiedades mecánicas

|                              |     |
|------------------------------|-----|
| Límite elástico (MPa)        | 484 |
| Resistencia a tracción (MPa) | 622 |
| Alargamiento en rotura (%)   | 26  |
| Estricción (%)               | 77  |

### Equipamiento utilizado

El péndulo instrumentado empleado en la realización de este trabajo es de la marca WOLPERT, con una energía máxima de 300 J. Este péndulo cuenta con una tarjeta de adquisición de datos de 1 MHz con su correspondiente software de adquisición de datos.

A partir de los datos originales del ensayo se ha confeccionado un software propio para su tratamiento y análisis, que ha sido empleado con éxito [4] en trabajos anteriores. En éste momento se ha sistematizado la localización de puntos críticos del ensayo (ya discutidos en otros trabajos) que permiten determinar posteriormente parámetros como la integral J y  $K_{Jc}$  [5] [6] y en este caso  $K_{Ia}$ .

### Probetas

Las probetas utilizadas han sido charpy standard, (55 x 10 x 10 mm), con entalla en V a 45 ° no agrietadas. La tenacidad de fractura estática del material se ha obtenido a partir de datos provenientes de la base de datos de la OIEA existente para este material, centrándonos en probetas CT de 1 pulgada de espesor y con el plano de crecimiento de la grieta en dirección T-L.

## RESULTADOS Y DISCUSION

Se han realizado un total de 20 ensayos charpy para conformar la curva energía-temperatura, la cual viene reseñada en la figura 2, obteniéndose el clásico registro fuerza-tiempo del charpy instrumentado para cada temperatura ensayada.

Los registros fuerza-tiempo han sido analizados mediante el software propio mencionado, para obtener la tenacidad de fractura del material ( $K_{Jc}$ ). Para la determinación de la tenacidad de parada de grieta ha sido necesario mejorar el software de partida, calculando velocidades de crecimiento de grieta y tiempos críticos para parada. Este desarrollo se expondrá a continuación.

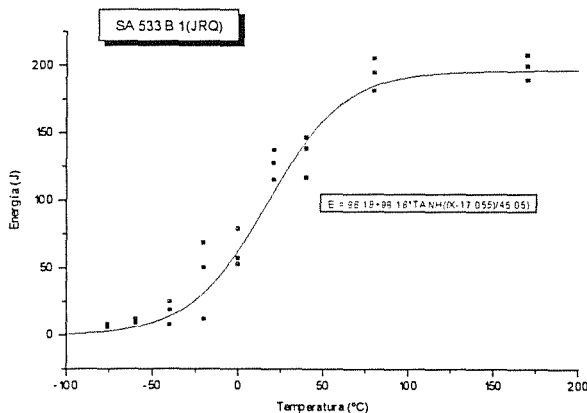


Figura 2. Curva Energía-Temperatura

De la curva típica fuerza-tiempo obtenida en cada ensayo se ha procedido a filtrar digitalmente la señal con el objetivo de separar las dos componentes existentes (figura 3). De un lado la señal esquematizada en la parte superior de la figura 3 perteneciente al comportamiento macroscópico de la probeta (Flexión y posterior rotura) y de otro la señal oscilatoria, superpuesta a la anterior y que está originada en el impacto de la cabeza del martillo sobre la probeta (gráfica inferior de la figura 3).

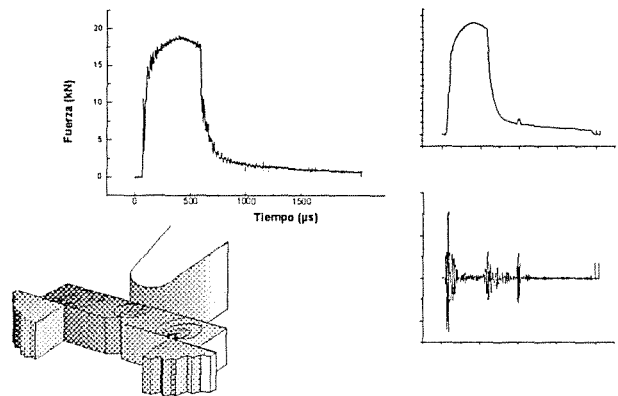


Figura 3. Separación de señales por filtrado digital

La determinación de la tenacidad de fractura ( $K_{Jc}$ ) según estas dos posibles vías de análisis ya ha sido tratada en trabajos precedentes [7], a través de la determinación de puntos críticos asociados a la curva fuerza-tiempo inicial, como por ejemplo aparición de fisura de borde agudo e iniciación del crecimiento estable de grieta. Para determinar  $K_{Ia}$  es necesario conocer además la longitud de grieta en el instante de parada de la misma.

El análisis post-ensayo de las superficies de fractura no permite delimitar las posibles evoluciones de la grieta, sobre todo cuando la probeta presenta gran deformación plástica antes de su rotura, por lo que se hace necesario recurrir a soluciones alternativas. Una posible vía de análisis para evaluar la velocidad de la grieta a partir del instante de rotura es la aparición de efecto doppler en la señal, asociado con el movimiento del foco emisor de ondas situado en el frente de grieta.

Una vez que se ha nucleado la grieta y la probeta ha absorbido una cantidad de energía tanto elástica como plástica, el crecimiento repentino libera la energía elástica almacenada, produciendo en la señal oscilatoria un aumento de la amplitud de vibración. Si analizamos el fenómeno desde el punto de vista de transmisión de ondas a través de un medio, existen tanto un foco emisor (frente de grieta que avanza) como un receptor (captador de fuerza de la cabeza del martillo). Si analizamos el conjunto probeta-martillo como un sistema aislado el emisor se mueve acercándose al receptor a velocidad variable, el cual podemos considerarlo en este sistema como estático. Recurriendo a las ecuaciones que describen el efecto doppler es posible encontrar la velocidad del foco emisor en función de las frecuencias del emisor y del receptor.

En este punto se pueden hacer dos simplificaciones para estudiar el fenómeno:

- La velocidad a la que se mueve el frente de grieta durante el período comprendido entre su arranque y parada es constante
- La velocidad de la onda elástica de compresión en el material es constante para todas las temperaturas estudiadas e igual a 5000 m/s.

Aunque no demasiado burdas, las anteriores simplificaciones llevan asociado un cierto riesgo. En el primer caso, el tiempo en el que corre la grieta es de unos cuantos  $\mu$ s, por lo que despreciar las aceleraciones y deceleraciones en este período no conlleva un error excesivo. En el segundo caso, al tratarse de un medio sólido en el que su densidad no varía de forma apreciable en el rango de temperaturas de ensayo (-200 a 200 °C) tomar una velocidad constante parece que no modifica de forma importante los resultados finales. No obstante, para trabajos futuros es necesario corroborar estos puntos.

El procedimiento seguido para este análisis es filtrar la señal original mediante un filtro digital "pasa banda" windows tipo hanning (composición de senos y cosenos) para unas frecuencias comprendidas entre 17 y 80 kHz, con lo que obtenemos un registro de la señal oscilatoria pura de la probeta durante el ensayo. A esta señal filtrada le aplicamos una Transformada Rápida de Fourier (FFT) con objeto de localizar frecuencias características de vibración en este rango. Las gráficas de la figura 4 muestran dos registros obtenidos para dos temperaturas de ensayo, una con comportamiento frágil y otra marcadamente dúctil. En el caso de las probetas frágiles el estudio se complica de forma notable, ya que la rotura se produce en un tiempo muy corto, con lo que las amplitudes relativas de los picos del espectro FFT se reducen, llegando incluso a solaparse. En estos casos se ha hecho necesario un tratamiento matemático específico en ésta región del espectro que permita resolver los picos.

La ecuación empleada para calcular la velocidad del foco emisor es:

$$v_{rec} = \frac{u + V_{rec}}{\frac{(u + V_{foco})}{v_{foco}}}$$

- Donde
- $v_{rec}$ : Frecuencia captada por el receptor
  - $u$ : Velocidad de la onda en el medio
  - $V_{rec}$ : Velocidad del receptor
  - $V_{foco}$ : Velocidad del foco emisor
  - $v_{foco}$ : Frecuencia del foco emisor

Una vez calculada la velocidad de la grieta es necesario conocer el tiempo de mantenimiento para determinar su longitud final, para ello se ha recurrido a la determinación

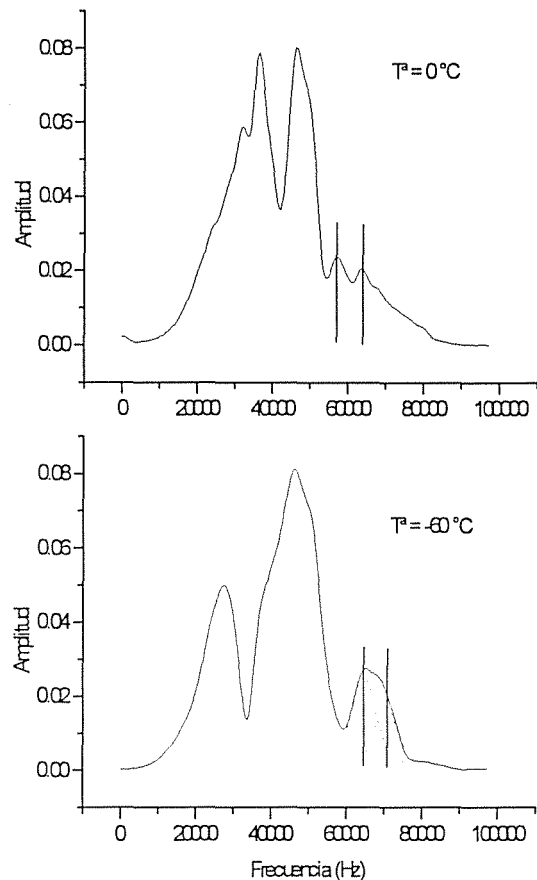


Figura 4. Picos de vibración encontrados en las gráficas FFT de la señal filtrada

de puntos críticos del ensayo basados en el análisis por flexibilidad [7]. Según señalan los resultados, la velocidad de propagación aumentan con la temperatura de ensayo, sin embargo los tiempos detectados evolucionan en sentido inverso, es decir mayor tiempo de propagación a menor temperatura. Es por esto que las longitudes de grieta calculadas, como parece obvio, son mayores a menor temperatura.

Con objeto de comparar los valores encontrados de  $K_{JC}$  y de  $K_{Ia}$  se ha recurrido a la base de datos de tenacidad de fractura de la OIEA para este material, seleccionando los registros pertenecientes a probetas de 1 pulgada de espesor y en dirección T-L. Igualmente, se ha incluido también de la misma base de datos aquellos pertenecientes a tenacidad de fractura dinámica obtenida mediante probetas charpy-V preagrietadas. La tenacidad calculada según el método expuesto difiere notablemente de la  $K_{ID}$  típica (figura 5). También se han tenido en cuenta las curvas ASME XI app. G. para  $K_{JC}$  como para  $K_{Ia}$ , incluyéndose ambas en la figura 6. Los resultados muestran una buena concordancia en la zona de transición entre los datos de  $K_{JC}$  pertenecientes a la OIEA y nuestros resultados, aunque existe una cierta discrepancia en cuanto en la zona límite superior. Tanto los valores calculados de  $K_{JC}$  como los de  $K_{Ia}$  se encuentran a la izquierda de la envolvente inferior propuesta por ASME (figura 6).

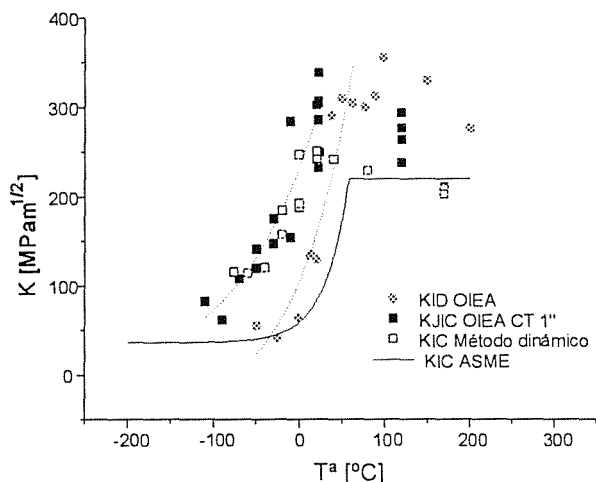


Figura 5. Comparación entre resultados de  $K_{JIC}$  y  $K_{ID}$

Para la estimación de la tenacidad de parada de grieta  $K_{Ia}$  Kim Wallin [8] propone un método basado en la detección de la temperatura para el que  $F_a$  es 4 kN, entendiéndose  $F_a$  como la carga de parada de grieta en un registro carga-desplazamiento de un Charpy instrumentado, empleando posteriormente el concepto de la "Master Curve" para la obtención de una curva  $K_{Ia}$ -temperatura.

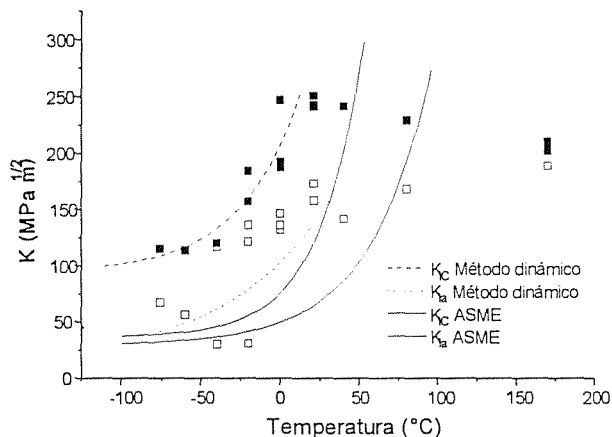


Figura 6. Datos de  $K_{JIC}$  y  $K_{Ia}$  comparados con los propuestos por ASME XI app. G.

En la figura 7 se representan junto con  $F_a$  algunos de los valores de carga fácilmente obtenibles de los registros y comúnmente empleados en algunos cálculos.

- $F_{GY}$  = Carga en el límite elástico
- $F_m$  = Carga máxima
- $F_U$  = Carga de caída
- $F_a$  = Carga para la parada de grieta

A partir de la variación de la carga  $F_a$  respecto a la temperatura de ensayo, se puede construir la llamada Master Curve para la tenacidad de fractura de parada de grieta,  $K_{Ia}$ .

Esta master curve es de la forma:

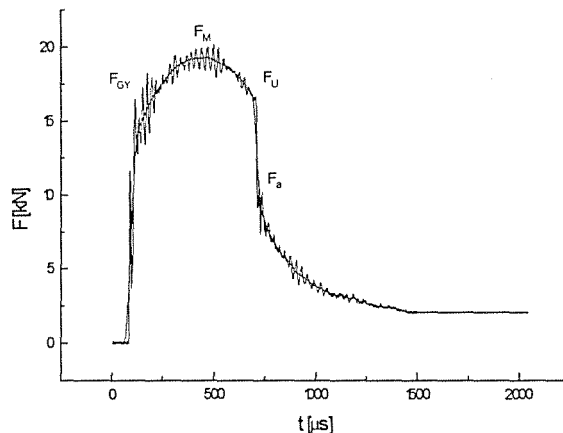


Figura 7. Puntos característicos de carga empleados en Charpy instrumentado

$$K_{Ia} = 30 + 70 \exp(0,019(T - T_{K_{Ia}}))$$

Donde  $T_{K_{Ia}}$  es una temperatura característica del material. Es suficiente con la determinación de esta temperatura para establecer su dependencia con  $K_{Ia}$ . Para ello se establece que [8].

$$T_{K_{Ia}} = T_{F_{a4kN}} + 10^\circ C$$

Donde  $T_{F_{a4kN}} = T^a$  para la cual la  $F_a$  es 4kN

Para el caso del acero en estudio, la variación de  $F_a$  con la temperatura es de la forma:

$$F_a = 4 \exp\left[\frac{(T + 14.49)}{74.78}\right]$$

Donde:  $T_{F_{a4kN}} = -14.49^\circ C$  y  $C = 74.78$

Con lo que la "Master Curve" de parada de grieta para este tipo de acero es de la forma:

$$K_{Ia} = 30 + 70 \exp(0,019(T + 4,5))$$

Los valores proporcionados siguiendo la metodología propuesta por Kim Wallin se recogen en la figura 8 junto con los obtenidos a través de nuestro tratamiento. La concordancia entre ambos es evidente, aunque haciendo notar que en nuestro caso los valores son obtenidos directamente del ensayo sin recurrir a correcciones de los datos por factores ni a ajustes de curvas preestablecidas (Master Curve), por lo que en principio son utilizables para cualquier condición y estado del material.

**CONCLUSIONES**

La actual sistemática de análisis de cápsulas de vigilancia lleva asociadas importantes incertidumbres en la determinación de la tenacidad de fractura del material en función de la dosis de irradiación recibida, originadas en el



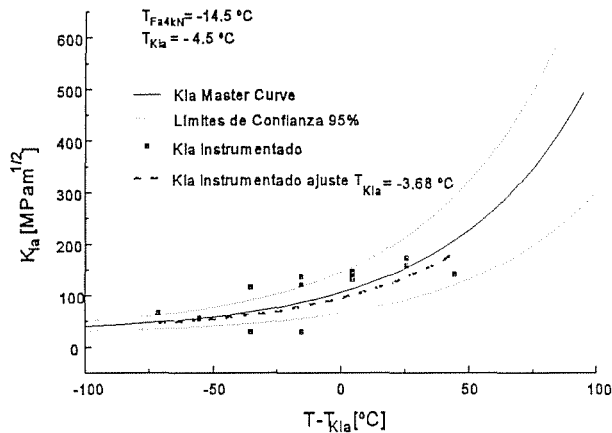


Figura 8. Comparación entre la curva propuesta por Wallin y los resultados obtenidos

hecho de que dicha tenacidad se evalúa a partir de un ensayo indirecto como es el Charpy-V. Aunque en las cápsulas de vigilancia se incluyen probetas de mecánica de fractura generalmente del tipo CT 1/2" no existe todavía una metodología de ensayo mundialmente aceptada para su análisis, por lo que en la mayoría de los casos estas probetas no son ensayadas.

Para evitar estas incertidumbres se han abordado hasta la actualidad un gran número de proyectos de investigación enfocados a la determinación directa de la tenacidad de fractura del material en cualquier estado de irradiación, las tendencias actuales apuntan hacia dos vías:

- Aplicar el concepto de la "Master Curve", del que ya existe un "Draft" de norma ASTM a través de ensayos estáticos de flexión en tres puntos
- Obtener datos significativos del Charpy instrumentado, intentando extraer toda la información disponible en este ensayo.

Ambas tendencias se sustentan en la normativa de ensayo actual, en la que las probetas charpy-V son la base de la metodología. Estas probetas reúnen dos características esenciales para su uso en los programas de vigilancia; de una parte, un tamaño reducido para su inclusión en el interior de la cápsula y de otra la geometría mínima necesaria para obtener tenacidades de fractura por medio de ensayos de flexión.

Dado que en cualquier caso en los programas de vigilancia actuales es necesario ensayar las probetas charpy, de la simple utilización de un péndulo instrumentado es posible disponer de una información mucho más precisa y como se ha mostrado en el trabajo, obtener directamente la tenacidad de fractura del material e incluso la tenacidad de parada de grieta para cualquier combinación de temperatura y estado de irradiación con la ventaja de no necesitar probetas

preagrietadas, lo que complicaría su ensayo y manipulación en el caso de trabajar con material irradiado.

Aunque ya se había comentado en trabajos precedentes la buena concordancia de la tenacidad de fractura clásica (estática) con la calculada a través de métodos dinámicos, se apunta una nueva vía al obtenerse también la tenacidad de parada. Una de las ventajas de este método es que en un mismo ensayo rápido y barato como es el charpy instrumentado se pueden obtener ambos valores ( $K_{IC}$  y  $K_{Ia}$ ).

REFERENCIAS

1. "Standard Practice for Conducting Surveillance tests for Light-Water Cooled Nuclear Power reactor Vessels" American Society for Testing Materials ASTM E 185, 1982.
2. United States Nuclear Regulatory Commission "Rules and Regulations" Title 10, Codes of Federal Regulations (CFR), Part 50, App. G "Fracture Toughness Requirements", 1986
3. United States Nuclear Regulatory Commission Regulatory Guide 1.99 Radiation Embrittlement of Reactor Vessel Materials" Revision 1 and 2, 1977 and 1978
4. J. Lapeña, F.J. Perosanz, J. Serrano "Reconstrucción de probetas Charpy: Estudio comparativo mediante péndulo instrumentado", Anales de Mecánica de Fractura, Vol 12. pág 419-425 (1995)
5. J.F. Kalthoff, "On the measurement of dynamic fracture toughness - a review of recent work". International Journal of Fracture 27 (1985) pp. 277-298
6. J. Lapeña, F. J. Perosanz y M. Serrano, "Análisis Comparativo de la Tenacidad de Fractura Estática y Dinámica de un acero ASTM A533 B" Anales de la Mecánica de la Fractura, Vol. 13, 160-165 (1996).
7. J. Lapeña, F. J. Perosanz y M. Serrano, "Análisis Comparativo de la Tenacidad de Fractura Estática y Dinámica de un acero ASTM A533 B" Anales de la Mecánica de la Fractura, Vol. 13, 160-165 (1996).
8. K. Wallin. "Descriptive Characteristic of Charpy-V Fracture Arrest Parameter with Respect to Crack Arrest  $K_{Ia}$ " ESIS 20, 1996.

## MICROMECHANISMOS DE FRACTURA FRÁGIL EN ACEROS MICROALEADOS BAINITICOS

A. Echeverría, M.A. Linaza y J.M. Rodríguez-Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y  
Escuela Superior de Ingenieros Industriales  
Universidad de Navarra  
Pº Manuel de Lardizabal,13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

**Resumen.** En este trabajo se han estudiado los micromecanismos de fractura por clivaje en dos aceros microaleados con microestructura bainítica, mediante ensayos de flexión en cuatro puntos a 77K. En el caso del acero microaleado al Ti-V, la nucleación de la fractura está relacionado con la rotura de una partícula grosera de TiN. Por el contrario, en el microaleado al V, no se ha podido correlacionar el inicio de la exfoliación con ningún elemento microestructural. En ambos casos se ha realizado un análisis por MEF para obtener el campo de tensión y deformación en la zona de rotura. Los resultados muestran que en estos materiales ante la ausencia de partículas frágiles de TiN, es necesaria cierta deformación para iniciar la fractura. En consecuencia, la tensión crítica de fractura por clivaje  $\sigma_F$  resulta insuficiente para caracterizar el proceso de fractura frágil de las microestructuras estudiadas, de manera que sería necesario un parámetro donde se incluyese la contribución de la deformación.

**Abstract.** In this work cleavage fracture micromechanisms have been analysed in two microalloyed steels with bainitic microstructures performing 4 point bending tests at 77K. In the case of Ti-V microalloyed steels, the cleavage nucleation has been related to the cracking of a coarse TiN particle. On the contrary, in the V microalloyed steel it has not been possible to correlate the cleavage initiation with any microstructural feature. In all the cases a FEM analysis has been considered to study the stress and strain distributions in the zone of fracture. The results show that in these materials when there are not TiN brittle particles, some strain is necessary to initiate fracture. In consequence, the critical cleavage fracture stress can be insufficient to characterise the brittle fracture process of the studied microstructures and another parameter including the contribution of strain would be necessary.

### 1. INTRODUCCIÓN

En metales BCC, el proceso de fractura frágil por clivaje se ha descrito como un proceso que se inicia (etapa de nucleación) por la rotura de una partícula frágil de segunda fase o inclusión no metálica y posterior propagación de esta grieta en la matriz circundante (etapa de propagación) [1]. Se ha observado que la fractura frágil de aceros ferríticos dulces al carbono, obedece a un criterio de tensión crítica de fractura y que esta  $\sigma_F$  es independiente de la temperatura [2]. En el caso de los aceros bainíticos, el carburo ha sido identificado como el elemento microestructural que controla la fractura por clivaje a 77K [3]. De todas formas, esta identificación se basa en procedimientos indirectos, y no en observaciones fractográficas directas. Por ello, en microestructuras

bainíticas resulta complejo identificar el elemento microestructural controlante, ya que la modificación de un parámetro puede provocar a su vez la variación de otras variables microestructurales[2].

En un trabajo previo, se ha observado que la fractura frágil en aceros microaleados al Ti, V y Ti-V, con microestructuras ferrítico-perlíticas y martensíticas, es un proceso controlado por la propagación en la matriz de una grieta nucleada en un TiN grosero [4,5]. En este trabajo se han estudiado dos aceros, con microestructura bainítica, uno microaleado con Ti, de manera que posee TiN groseros que pueden actuar como posibles lugares de nucleación de microgrietas y otro sin ellos. El objetivo del trabajo es estudiar la posible variación en  $\sigma_F$  y en el micromecanismo de fractura, entendido como la condición crítica de fractura.

Tabla 1. Composición química de los aceros (%peso).

| Acero | C    | Mn   | Si   | S     | Al    | V    | Ti    | Mo   | N (ppm) | Ti/N |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|---------|------|
| A     | 0.21 | 1.51 | 0.27 | 0.002 | 0.015 | 0.19 | 0.017 | 0.05 | 103     | 1.65 |
| B     | 0.24 | 1.60 | 0.25 | 0.002 | 0.018 | 0.19 | 0.001 | 0.04 | 90      | 0.11 |

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En este trabajo se han utilizado dos aceros cuya composición química se detalla en la tabla 1. El acero A, es un acero de contenido medio en carbono microaleado al Ti-V, y el acero B es un acero microaleado al V de composición química muy parecida a la anterior.

Se han elegido estos dos aceros con el propósito de estudiar únicamente la posible variación del micromecanismo de fractura en los aceros debido a la presencia o ausencia de partículas frágiles de TiN.

Se han considerado únicamente microestructuras de tipo bainítico. Previamente a la obtención de probetas con microestructura bainítica se realizaron pruebas para estudiar el rango de temperaturas que asegurase microestructuras totalmente bainíticas. Las microestructuras bainíticas estudiadas se han obtenido mediante un tratamiento térmico consistente en austenizar a 1050°C durante 30 min y transformación isoterma en un baño de sales a 375°C (acero A), y a 390°C (acero B).

Se ha observado la microestructura mediante microscopía óptica previo ataque con una disolución de nital al 2%.

Como ya se ha dicho anteriormente, en este trabajo se trata de estudiar y comparar los micromecanismos de fractura que actúan en los aceros, bien ante la presencia de una población de partículas frágiles de TiN de tamaño superior a 1 µm, bien ante la ausencia de éstas. Un parámetro muy utilizado para caracterizar los micromecanismos de fractura frágil, es la tensión crítica de fractura por clivaje  $\sigma_F$ .

Con el objeto de calcular la  $\sigma_F$ , y al mismo tiempo empleando técnicas de microscopía electrónica de barrido realizar un estudio fractográfico de los micromecanismos operantes, se han realizado ensayos de flexión en cuatro puntos con probetas de entalla en V a la temperatura del nitrógeno líquido (77K) con una velocidad constante de la cruceta de 0.1mm/min. Las dimensiones de las probetas han sido 12.7x12.7x75 (iguales a las de Griffiths y Owen [6]) en el caso del acero A y de 11.0x11.0x75 en el caso del acero B. En ambos casos se ha mantenido el radio de la entalla constante (0.25mm). De cada acero se han ensayado

tres probetas. Al mismo tiempo se han realizado ensayos de tracción con probetas cilíndricas de extremos roscados a 77K.

Se ha calculado el campo de tensiones y deformaciones en la sección media de la probeta entallada, resultante de aplicar el ensayo de flexión en 4 puntos, utilizando el código ABAQUS de elementos finitos en condiciones de deformación plana e introduciendo la ecuación constitutiva de cada acero a 77K [7].

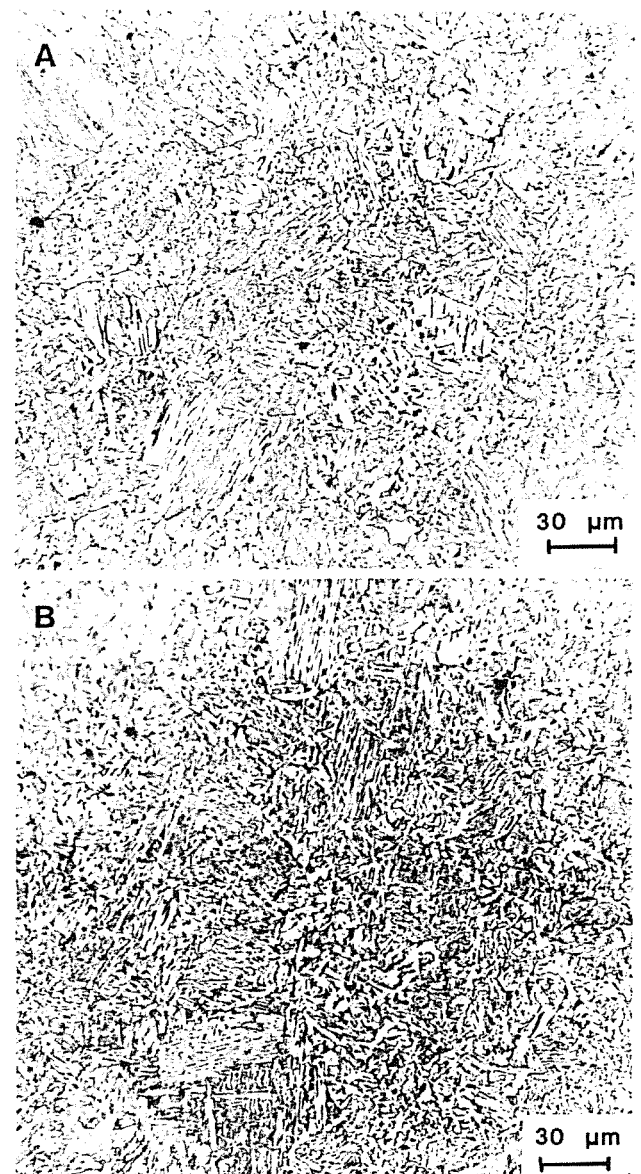


Fig. 1. Microestructura bainítica de los aceros A y B.

### 3. RESULTADOS

En la figura 1 se puede observar la microestructura bainítica obtenida en los dos aceros. Se ha podido observar que a partir de un grano de austenita pueden formarse uno o varios paquetes bainíticos dependiendo del tamaño de grano de austenita; cuanto mayor, más paquetes bainíticos se forman.

En la tabla 2 se resumen los resultados obtenidos a partir de los ensayos de tracción a 77K.

Tabla 2. Propiedades mecánicas a partir del ensayo de tracción

| Acero | $\sigma_{0.2\%}$<br>(MPa) | UTS<br>(MPa) | K      | n     |
|-------|---------------------------|--------------|--------|-------|
| A     | 1038                      | 1176         | 1579.1 | 0.081 |
| B     | 1044                      | 1188         | 1622.0 | 0.089 |

En la tabla 3 se detallan las cargas de rotura de las probetas sometidas a los ensayos de flexión en cuatro puntos. Al mismo tiempo, se ha medido en el microscopio electrónico de barrido la distancia del lugar de inicio de la fractura o estallido principal a la raíz de la entalla,  $d_{entalla}$ . Se ha calculado la tensión crítica de clivaje  $\sigma_F$ , a partir de la carga correspondiente a la rotura de la probeta y la distancia  $d_{entalla}$  haciendo uso del análisis realizado por elementos finitos. También se incluyen en dicha tabla los valores  $d_{max}$  y  $\sigma_{max}$  referentes a la tensión principal máxima en la entalla y su correspondiente distancia a la raíz de la entalla. Por último, se ha incluido  $d_p$  que es la distancia de la zona plástica a la entalla en la sección media de la probeta, como un parámetro que indique la extensión de la zona plástica en el momento de la rotura.

Tabla 3. Resultados del ensayo de flexión en 4 puntos.

| Steel | $P_{max}$<br>(N) | $\sigma_{nom}/\sigma_{0.2\%}$ | $\sigma_{max}$<br>(MPa) | $\sigma_F$<br>(MPa) | $d_{entalla}$ ( $\mu m$ ) | $d_{max}$<br>( $\mu m$ ) | $d_p$<br>( $\mu m$ ) |
|-------|------------------|-------------------------------|-------------------------|---------------------|---------------------------|--------------------------|----------------------|
| A     | 23320            | 0.94                          | 2070                    | 1943                | 125                       | 218                      | 283                  |
|       | 25940            | 1.03                          | 2150                    | 1845                | 374                       | 243                      | 371                  |
|       | 25280            | 1.02                          | 2130                    | 2118                | 207                       | 230                      | 360                  |
| B (*) | 31980            | 2.03                          | 2553                    | 1539                | 0                         | 500                      | 1044                 |
|       | 32860            | 2.09                          | 2586                    | 2250                | 225                       | 550                      | 1129                 |
|       | 36710            | 2.24                          | 2681                    | 1534                | 0                         | 570                      | 1289                 |

(\*) probetas de dimensión 11.0x11.0 mm<sup>2</sup> en lugar de los 12.7x12.7 mm<sup>2</sup> de Griffiths y Owen.

Como se puede ver en la tabla 3, hay cierta variación en los valores de  $\sigma_F$ , del acero A al B. Por otro lado es de destacar, que en el acero B, de las tres probetas ensayadas, en dos, el inicio se encuentra en la misma raíz de la entalla. En la fig. 2, se muestra el inicio muy próximo a la entalla de una de las probetas del acero B.

Sin embargo en el acero A, en todos los casos el inicio se encuentra, alejado de la raíz de la entalla. En general este inicio está localizado a menor distancia que  $d_{max}$  y solamente en uno a mayor.

Tabla 4. Dimensiones de los TiN y primera faceta de clivaje en los inicios de fractura.

| Acero | $\sigma_F^*$<br>(MPa) | $a_{min}$<br>( $\mu m$ ) | $a_{max}$<br>( $\mu m$ ) | $D_{min}$<br>( $\mu m$ ) | $D_{max}$<br>( $\mu m$ ) |
|-------|-----------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|
| A     | 1943                  | 3.0                      | 5.0                      | 7.0                      | 24.0                     |
|       | 1845                  | 1.1                      | 1.4                      | 12.9                     | 24.3                     |
|       | 2118                  | 2.0                      | 3.3                      | 9.4                      | 36.0                     |

Al igual que en el caso de aceros con contenidos parecidos de Ti, pero con estructuras de ferrita, ferrita-perlita y martensita [4,5], el origen de la fractura en todas las probetas del acero A está asociado al estallido frágil de un TiN seguido de la propagación de dicha microgrieta a la matriz circundante. En la tabla 4 se muestran los tamaños de las partículas iniciadoras de la fractura frágil, y al mismo tiempo el tamaño de la primera faceta de clivaje en la cual se ha propagado la microgrieta iniciada en la partícula. Al igual que en otros casos [4], esta primera faceta tiene una desorientación muy pequeña respecto al plano normal a la dirección de la tensión principal máxima (plano macroscópico de fractura).

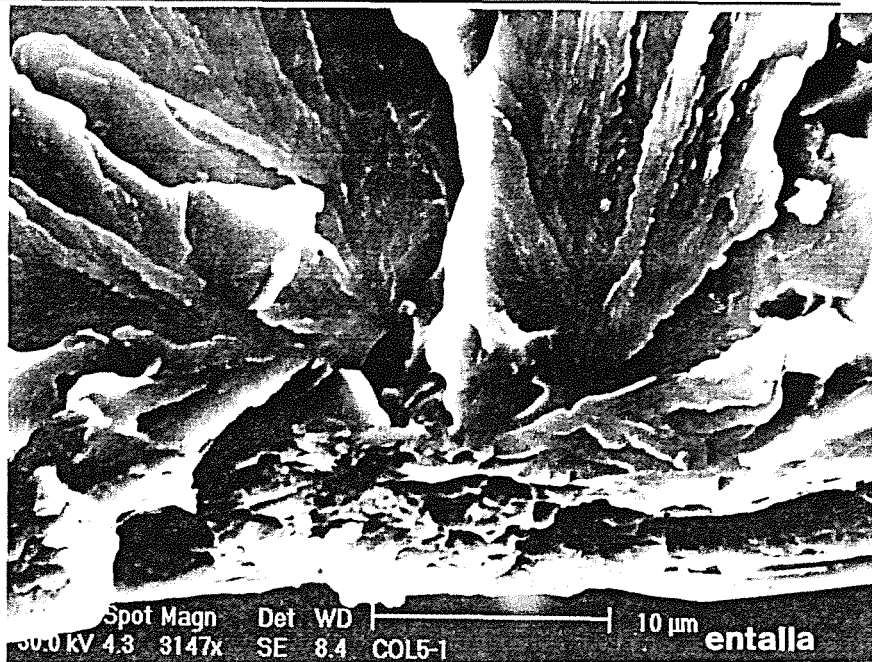


Fig. 2. Inicio cercano a la entalla (acero B)  $\sigma_{nom}/\sigma_o=2.09$

4. DISCUSIÓN

El análisis fractográfico del acero microaleado al Ti revela que el origen de fractura está asociado a partículas rotas de TiN (ver figura 4). Este comportamiento es similar al observado en otros aceros con TiN groseros en microestructuras ferríticas ferrítico-perlíticas y martensíticas [4,5]. Esto significa que contrariamente a lo que se dedujo en otros casos de bainita superior, la nucleación de la grieta no ha sido en un carburo [3] sino en un TiN.

Sin embargo en el caso del acero B no ha sido posible encontrar partícula alguna en el origen de fractura. Posiblemente la fractura haya nucleado en un pequeño carburo, pero no se ha podido identificar nada en el SEM (ver figura 5).

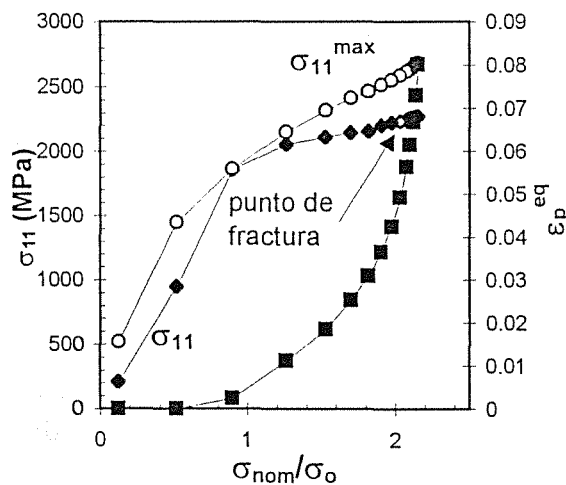


Fig. 3. Cálculo por MEF de la evolución de la tensión ( $\sigma_{11}$ ) y de la deformación ( $\epsilon_p^{eq}$ ) en el inicio (225  $\mu$ m) para el acero B.  $\sigma_{11}^{max}$ : pico de tensión en la probeta.

Si nos fijamos en los resultados de la tabla 3, tanto los valores de  $\sigma_{nom}/\sigma_o$ , como los valores de  $\sigma_F$  (solo tomando el que su  $d_{entalla}$  no es 0), son mayores en el caso del acero B que en el caso de A. Se puede observar que la adición de Ti, favorece la formación de TiN groseros ( $> 1 \mu$ m) que facilitan la nucleación del defecto inicial, de manera que la carga de rotura se reduce en un 100% ( $\sigma_{nom}/\sigma_o(A)=1.0$  frente a  $\sigma_{nom}/\sigma_o(B)=2.0$ ). Estas diferencias no se pueden asignar al menor tamaño de las probetas del acero B (considerando un comportamiento tipo “weakest link” y un exponente de Weibull  $m = 8$  [8], las diferencias entre la de 12.7 y 11.0 serian un 2%).

En la figura 3 se muestra la evolución de la tensión principal máxima en el punto correspondiente al inicio de la fractura en la probeta cuya  $d_{entalla} = 225 \mu$ m del acero B. Como se puede observar la fractura se produce tras una saturación en el nivel de tensión. Este comportamiento es más acusado cuanto mayor es  $\sigma_{nom}/\sigma_o$  y menor es la distancia del origen a la entalla. Por otra parte, en las otras dos probetas del acero B, el origen de fractura está muy cercano a la punta de la entalla (ver figura 2). Además parece que hay una serie de pequeñas cavidades en las cercanías de la entalla.

El valor de  $\sigma_F=2250$  del acero B, puede parecer que si bien es mayor que la  $\sigma_F$  del acero A, (1943,1845,2118), tampoco la resistencia a la fractura sea mucho mayor. Sin embargo si nos fijamos en la saturación que se ha producido en la tensión (fig.3), esta tensión crítica de clivaje no basta para explicar el proceso de fractura sino que es necesario considerar además la aportación extra de la deformación en todo el tramo del proceso de carga en que la tensión principal apenas varía.

En el caso de aceros perlíticos, Lewandowski y Thompson [9,10] observaron que cuando el inicio de la

fractura no estaba asociado con inclusiones, los lugares de inicio estaban localizados más cercanos a la entalla, en regiones donde la componente de deformación era grande. Algo similar sucede con el acero B en el caso estudiado. En consecuencia, a la vista de la saturación que se produce en la tensión, parece que en estas condiciones en las que no hay partículas frágiles groseras, es necesario tener un mínimo de deformación para poder nuclear un defecto en la matriz que se

propague por la misma bajo la tensión actuante. Esto demuestra que la nucleación del defecto no es un proceso controlado por la tensión.

De hecho, en dos de las 3 probetas ensayadas del acero B, el inicio de la fractura está muy próximo de la entalla, asociado a ciertas cavidades dúctiles formadas en la zona de la raíz de la entalla, donde la deformación es máxima.

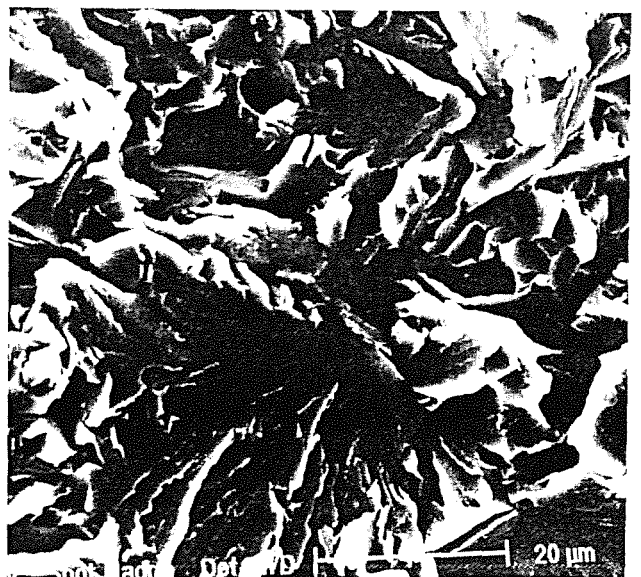
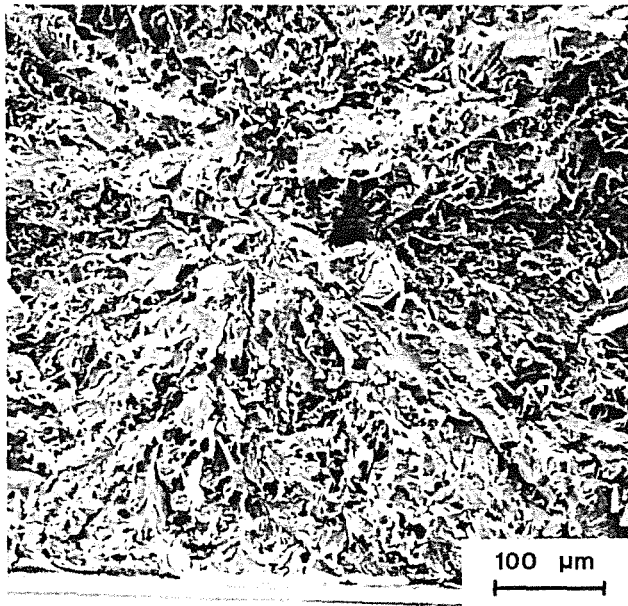


Fig. 4 Inicio de fractura correspondiente a probeta del acero A ( $d_{entalla} = 374 \mu\text{m}$ )

Fig. 5 Inicio de fractura correspondiente a probeta del acero B ( $d_{entalla} = 225 \mu\text{m}$ )

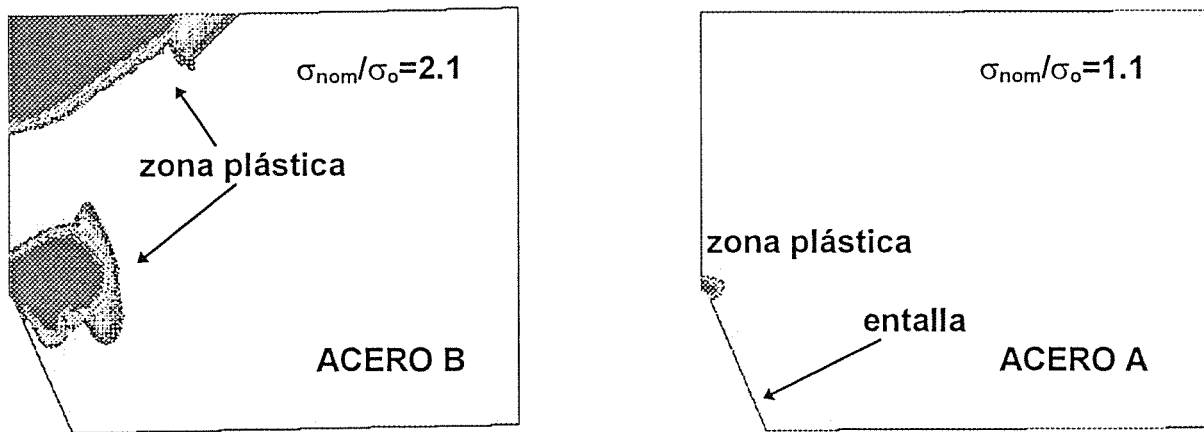


Fig.6 Extensión de la zona plástica para  $\sigma_{nom}/\sigma_o=2.1$  y  $\sigma_{nom}/\sigma_o=1.1$

Otro aspecto interesante es la diferencia de tamaño de la zona plástica en el momento de la fractura entre el acero A y el B. Para el A la zona plástica está muy limitada a la punta de la entalla, sin embargo para el B la zona plástica es mucho mayor y está a punto de producirse la plastificación de la sección ( $\sigma_{nom}/\sigma_o=2.25$ ). Se observa claramente el papel que juega la deformación plástica en el proceso de fractura. Resumiendo, en el tipo de estructuras bainíticas estudiadas, la tensión crítica de fractura por clivaje  $\sigma_F$  calculada no es suficiente para describir la resistencia a la fractura por clivaje, siendo necesario completar el criterio de fractura introduciendo la deformación.

**5.CONCLUSIONES**

Del trabajo realizado con estos dos aceros microaleados de microestructura bainítica, se concluye:

- En el caso de aceros bainíticos microaleados con Ti con partículas groseras de TiN, el proceso de fractura frágil se inicia debido a la nucleación de microgrietas en los TiN igual que con otras microestructuras
- En las aleaciones sin Ti, la  $\sigma_F$  es mayor que en los microaleados con Ti. En estos aceros, la fractura por clivaje se produce tras una gran saturación en la tensión principal máxima de manera que la deformación creciente, contribuye a la nucleación de un defecto capaz de propagarse de manera frágil.
- Los resultados demuestran que el proceso de fractura por clivaje no se puede caracterizar únicamente con la tensión crítica de fractura y que es necesario tener en cuenta la contribución de la deformación.

**AGRADECIMIENTOS**

Uno de los autores A.E. agradece al Gobierno Vasco la concesión de una beca de "Formación de

Investigadores". El material analizado ha sido suministrado por Tubos Reunidos (Amurrio).

**REFERENCIAS**

[1] Mc Mahon C.J. y Cohen , "Initiation of cleavage in polycrystalline iron", Acta Metall. 13, 591-604 (1965)

[2] Knott J.F., "Micromechanisms of fracture. The role of microstructure", ECF9 (Ed. Sedmak S., Sedmak A. y D. Ruzic), vol2, 1375-1400 (1992)

[3] Bowen P., Druce S.G. y Knott J.F., "effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel", Acta Metall. 34, 1121-1131 (1986)

[4] Linaza M.A., Romero J.L. Rodriguez-Ibabe J.M. y Urcola J.J., "Cleavage fracture of microalloyed forging steels", Scripta Met. and Mat. 32, 395-400 (1995)

[5] Linaza M.A., Romero J.L. Rodriguez-Ibabe J.M. y Urcola J.J., "Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 20, 619-632 (1997)

[6] Griffiths J.R. y Owen D.J., "An elastic-plastic analysis for a notched bar in plane strain bending", J. Mech. Phys. Solids 19, 419-439 (1971)

[7] Echave E. "Análisis elastoplástico por MEF de una probeta de flexión en cuatro puntos", Univ. de Navarra

[8] Martín A., Ocaña I., Gil-Sevillano y Fuentes M., "Modelling cleavage fracture of bainitic steels", Acta Metall. Mater. 42, 2057-2068 (1994)

[9] J.J. Lewandowski and A.W. Thompson, "Microstructural Effects on the Cleavage Fracture Stress of Fully Pearlitic Eutectoid Steel". Metall. Trans. 17A, 1769-1786 (1986)

[10] J.J. Lewandowski and A.W. Thompson, "Micromechanisms of cleavage fracture in fully pearlitic microstructures", Acta Metall. 35, 1453-1462 (1987)



## ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE DOS ALEACIONES DE ALUMINIO

G. Atxaga y A.M. Irisarri.  
INASMET Dpto, Materiales Metálicos  
c. Portuetxe 12, 20009 San Sebastián

**Resumen.** Se ha analizado la influencia de las partículas de segunda fase sobre el comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio de alta resistencia de la serie 7XXX. El examen en el microscopio electrónico de barrido de las superficies de fractura de las diversas probetas ensayadas reveló que el mecanismo operante era uno de coalescencia de microvacíos. Así mismo, se observó que la gran mayoría de partículas presentes en las superficies de fractura de las probetas de la aleación 7475 tenían un elevado contenido en hierro indicando el notable efecto de este elemento sobre el comportamiento a fractura de la misma. En la aleación 7050 también se observaron un gran número de partículas ricas en hierro, acompañadas, en esta aleación, por otras con un alto porcentaje en silicio.

**Abstract.** The influence of second phase particles on the fracture behaviour of two high strength 7XXX aluminium alloy has been analysed. Fractographic examination in the scanning electron microscope revealed that the acting mechanism was microvoid coalescence in both alloys. Most of the particles present in the 7475 alloy were iron rich indicating the effect of the content in this element on the fracture behaviour of the alloy. In the 7050 alloy a large number of iron rich particles was also observed together with others with a high silicon percentage.

## 1. INTRODUCCION

La necesidad de conjuntar la rentabilidad económica con una alta fiabilidad constituye el requerimiento principal en el diseño, construcción y mantenimiento de una aeronave. La estructura deberá poseer una larga vida, bajo peso y requerir unos costes de mantenimiento mínimos. Los materiales empleados deben presentar no solo una alta resistencia estática y frente a la fatiga sino también un buen comportamiento frente a la propagación de grietas, una elevada resistencia residual y unas buenas propiedades frente a la corrosión [1].

Pese a que las predicciones efectuadas hace tan solo algunos años apuntaban a que el Boeing 777 se construiría utilizando principalmente materiales compuestos de matriz polimérica en la realidad las aleaciones de aluminio constituyen los materiales predominantes [2]. Aún más, tampoco las expectativas puestas en el uso de las aleaciones de aluminio-litio se han cumplido y aunque el diseño inicial apuntaba a la construcción del fuselaje de los nuevos Airbus A330 y A340 con estas aleaciones razones tanto técnicas como económicas recomendaron abandonar esta idea y emplearla únicamente en elementos muy concretos

constituyendo tan solo un 6 % del peso de la estructura frente a un 60 % de las aleaciones convencionales de aluminio de alta resistencia [3]. Todo esto ha llevado a concentrar los esfuerzos en lograr un mayor grado de conocimiento y obtener unas mejores propiedades de resistencia mecánica, tolerancia al daño, menor peso y mejor comportamiento frente a la corrosión de las aleaciones de las series 2XXX, 6XXX y 7XXX [4].

Por tanto, parece lógico analizar el comportamiento a fractura de estos materiales con vistas a introducir las oportunas mejoras. El presente trabajo se ha centrado en dos aleaciones de la serie 7XXX. Sin entrar en detalles, sí se debe señalar que estas aleaciones poseen como característica común el hecho de que su principal elemento de aleación sea el cinc en porcentajes entre el 1 y el 8 % [5]. Sin embargo, el hecho de que el cinc sea altamente soluble en el aluminio conduce a que las aleaciones binarias aluminio-cinc no sean endurecibles por precipitación por lo cual su utilización industrial ha sido mínima. La adición de magnesio a las aleaciones binarias aluminio-cinc permite la formación de la fase  $MgZn_2$  con una buena respuesta a la maduración en breves períodos de tiempo, incrementando notablemente su resistencia mecánica.



Las aleaciones 7XXX utilizadas en aeronáutica suelen poseer además un cierto porcentaje de cobre con el fin de mejorar su comportamiento frente a la corrosión bajo tensión. Además, este elemento participa en el proceso de maduración mediante un aumento del grado de saturación y convirtiéndolo en sumamente complejo ya que se pueden llegar a formar nada menos que seis fases diferentes en las cuales participan dos o tres de estos cuatro elementos [6].

Por otra parte, hay que considerar la posible contribución a la formación de partículas de segunda fase de los elementos añadidos para afinar el grano y retardar la recrystalización incrementando la temperatura a la cual se inicia el proceso. Estos elementos son en las aleaciones 7XXX el cromo o el circonio aunque en la aleación 7076 esta labor la ejerce el manganeso. Finalmente, aunque en las aleaciones tolerantes al daño su contenido se halla estrictamente restringido, no se pueden olvidar dos elementos que constituyen sus principales impurezas; el hierro y el silicio.

Dado el gran número de elementos que intervienen en la composición de estas aleaciones resulta evidente la posibilidad de formación de muchas fases diferentes que afectarán a las propiedades del material. Las partículas de segunda fase se pueden clasificar en tres grandes grupos: las partículas intermetálicas que se forman como consecuencia de la segregación de elementos durante la solidificación y no se han disueltos en el posterior proceso termomecánico, las denominadas dispersoides que se forman por precipitación en estado sólido y tienen por misión retardar la recrystalización y afinar el grano y las partículas metaestables que se producen en el curso del proceso de maduración de la aleación, cuyo tamaño y distribución pueden verse modificados por tratamientos térmicos y que son los que confieren al material su elevada resistencia [7]. En tanto que los dos últimos grupos tienen un efecto beneficioso sobre la microestructura y las propiedades del material, las partículas del primero, groseras, promueven su fallo y son, por tanto, indeseables.

En un trabajo exhaustivo de Bucci [8] examinó la capacidad de las diferentes aleaciones de aluminio para resistir al fallo en base a sus propiedades de resistencia mecánica, tenacidad a la fractura, velocidad de propagación de grietas de fatiga y resistencia frente a la corrosión bajo tensión. Sin embargo, no se ha publicado un trabajo que relacione estas propiedades con las facetas fractográficas y las fases presentes en la aleación.

El objetivo del presente trabajo es analizar la influencia de las partículas de segunda fase sobre el

comportamiento a fractura de chapas gruesas, de 50 mm de espesor, de dos aleaciones de aluminio; 7475 y 7050.

## 2. TECNICA EXPERIMENTAL

Como se ha indicado los materiales elegidos para el presente estudio fueron dos chapas de 50 mm de espesor, perteneciente una de ellas a la aleación 7475 y la otra a la 7050. La composición química de estas chapas se muestra en la Tabla 1.

La aleación 7475 se hallaba en estado T7351, esto es, con un tratamiento de solubilización para intentar conseguir una solución sólida lo más homogénea posible, enfriada rápidamente, sometida a un alivio de tensiones, mediante estirado y sobremadurada mediante un tratamiento en dos etapas. La resistencia conseguida con este tratamiento es inferior a la de los tratamientos T651 o T7651 pero con las ventajas de una mayor tenacidad y mejor resistencia frente a la corrosión por exfoliación o bajo tensión. La aleación 7050 fue sometida a un tratamiento T7451, similar al anterior, pero buscando lograr unas propiedades de resistencia mecánica y frente a la corrosión intermedias entre las de aquel y el tratamiento T7651. Las características mecánicas de ambas aleaciones, obtenidas en un trabajo previo [9], se exponen en la Tabla 2.

De cada una de estas chapas se extrajeron juegos de 3 probetas compactas de tracción (CT) de 25 mm de espesor a dos diferentes alturas (1/4 del espesor y centro de la chapa) y con dos diferentes orientaciones, L-T y T-L. Después del ensayo la superficie de fractura de, al menos, una mitad de cada una de estas probetas fue examinada en el microscopio electrónico de barrido acudiendo a la espectrometría por dispersión de energía de rayos X para identificar las partículas y fases presentes. Con el fin de minimizar la contribución de la matriz circundante al espectro de las partículas se efectuó un segundo análisis con una baja energía de excitación.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

La microestructura de ambas aleaciones se halla constituida por granos recrystalizados, alargados en la dirección de laminación y regiones no recrystalizadas que contienen una estructura de subgranos muy finos. Este tipo de microestructura habitual en las chapas de aleaciones 7XXX laminadas en caliente, especialmente en las regiones más deformadas, próximas a la superficie, donde la deformación crítica ha conducido a la aparición de gruesos granos recrystalizados [10].

Los resultados de los ensayos de fractura se exhiben en la anteriormente mencionada Tabla 2. En un trabajo previo se ofreció un análisis más detallado de los mismos [9]. En este punto tan solo destacar que en ambas aleaciones los valores obtenidos en las dos alturas de las chapas fueron muy similares, siendo los de la orientación L-T superiores a los de la T-L aunque las diferencias fueron menores que las encontradas por Bucci [8]. La aleación 7475 posee una tenacidad mayor que la 7050 e, incluso, impide la obtención de valores válidos de  $K_{IC}$  de acuerdo con los requerimientos impuestos.

El examen de las superficies de fractura de las probetas de ambas aleaciones revela que éstas se hallan cubiertas por cúpulas dúctiles, indicando la actuación de un mecanismo de coalescencia de microvacíos. Las micrografías de las figuras 1 y 2 permiten comprobar este punto.

Resulta por tanto evidente el transcendental papel jugado por las partículas de segunda fase en el proceso de fallo de la aleación ya que es su rotura o descohesión con la matriz la que genera las pequeñas cavidades cuyo crecimiento y coalescencia provoca la fractura. El análisis por dispersión de energía de rayos X muestra que un elevado número de las partículas presentes en la aleación 7475 corresponden a fases constituidas por aluminio, cobre y hierro (figura 3). Aunque se detectan apreciables cambios en los porcentajes de estos elementos, su identificación como la fase  $Al_7Cu_2Fe$  parece razonable. Las partículas de mayor tamaño de la micrografía de la figura 1, antes citada, pertenecen a este tipo. La gran mayoría de las restantes partículas también poseen hierro en su composición, destacando la fuerte influencia de este elemento sobre el comportamiento a fractura de la aleación.

Este hecho es aún más reseñable si se tiene en cuenta que la presencia de hierro en la aleación se encuentra estrictamente limitada (máximo 0.1 %). El tamaño y la naturaleza de estas partículas indica claramente que las mismas pertenecen al grupo de partículas intermetálicas formadas en el curso de la solidificación y cuya distribución no se ve alterada por los tratamientos de maduración. Además del efecto negativo sobre la tenacidad, al promover la formación de cavidades en las proximidades de estas partículas, el hierro ejerce una segunda influencia negativa ya que sustrae parte de los elementos que se deberían combinar para constituir las fases que dotan a la aleación de las propiedades deseadas.

Se podría optar por intentar disolver estas partículas en el curso del tratamiento de solubilización previo a la maduración de la aleación. Sin embargo, esta práctica

afrenta el serio inconveniente de poder provocar la fusión de fases eutécticas cuyo punto de fusión se sitúa por debajo de solubilización de estas partículas con el consiguiente quemado del material. El riesgo de quemado de la aleación en el curso del tratamiento de solubilización es aún mayor si se tiene en cuenta que los eutécticos del sistema aluminio-cinc-magnesio no han sido identificados con absoluta certeza. Se ha señalado la existencia de un eutéctico cuasibinario  $Al-Mg_3Zn_3Al_2$  con una temperatura de fusión de 489 °C, que es incluso inferior a la habitualmente utilizada en el tratamiento de solubilización. Este eutéctico se forma en aleaciones con una relación cinc/magnesio de exactamente 2.5 lo cual dificulta su aparición. Sin embargo, ello no representa una mayor seguridad puesto que existe el riesgo de aparición del eutéctico  $Al-Mg_3Zn_3Al_2-MgZn_2$  con una temperatura de fusión de 475 °C o incluso de uno  $Al-Mg_5Al_8-Mg_3Zn_3Al_2$  con una temperatura tan baja como son los 450 °C [11]. La adición de cobre a la aleación da origen a un eutéctico cuaternario con 475 °C de temperatura de fusión con lo cual el peligro de fusiones localizadas como consecuencia de una elevada temperatura de solubilización se mantiene. Además se debe señalar que, en tanto que la difusión de cobre, magnesio y cinc es relativamente rápida y su solubilidad lo suficientemente alta para lograr su total disolución la del hierro, cromo o circonio es lenta y su solubilidad a la temperatura de solubilización limitada con lo cual el proceso es dificultoso. Por tanto, su presencia es absolutamente indeseable y sería conveniente un control incluso más estricto del contenido en este elemento.

Esta fusión de fases eutécticas puede conducir a pérdidas apreciables de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad, motivo por el cual un fenómeno de este tipo se suele calificar como inaceptable. Aunque la máxima temperatura de tratamiento debe ser inferior a aquella en que se producen estas fusiones, ha de encontrarse a su vez por encima de la de solubilización del mayor número de las partículas primarias [12] por lo cual, hay que fijar adecuadamente las condiciones de tratamiento. Además, con el fin de disminuir la segregación de elementos, se recomienda el empleo de un mantenimiento prolongado a una temperatura inferior a la de solubilización que permita conseguir una mayor homogeneidad del material.

Tan solo un reducido número de partículas, sensiblemente más pequeñas que las anteriores, poseen composiciones sin presencia de hierro. No obstante, también el origen de estas partículas parece hallarse en el proceso de solidificación y no provenir de transformaciones en estado sólido. Dada la rugosidad de las superficies de fractura la detección de las partículas formadas en el tratamiento de maduración, cuyo tamaño por otra parte requeriría muy probablemente el uso de microscopía electrónica de transmisión, resulta

imposible. En todo caso se ha señalado que la contribución de estas partículas a la tenacidad del material se ejerce a través de la modificación del límite elástico de la aleación y no modificando la topografía de las superficies de fractura [13]. El estudio efectuado previamente sobre el comportamiento a fractura de una aleación 7075 madurada para conseguir la máxima resistencia ( T651 ) o sobremadurada para incrementar la tenacidad ( T7351 ) donde no se detectaron variaciones apreciables en la superficie de fractura pese a existir una diferencia de casi el 20 % en los valores de  $K_{IC}$  apoya esta hipótesis [9].

Tampoco se observaron diferencias dignas de mención en la topografía de las fracturas de las probetas extraídas en las orientaciones L-T y T-L. No obstante, los valores de tenacidad registrados en unas y otras fueron muy similares y las ligeras diferencias difícilmente se podrían traducir en un cambio en la morfología de la fractura.

Ya se ha señalado que la aleación 7050 posee una tenacidad menor que la 7475. Estos resultados concuerdan con las publicadas previamente por Bucci [8]. También en este caso el mecanismo de fallo operante es uno de coalescencia de microvacíos tal y como revela la micrografía de la figura 2.

El análisis por dispersión de energía de rayos X de las partículas presentes en la superficie de fractura permite comprobar que las constituidas por aluminio, hierro y cobre representan un considerable porcentaje del total. Sin embargo, la naturaleza de las restantes partículas difiere sensiblemente de las encontradas en la aleación 7475.

Muchas de las partículas presentes en la micrografía de la figura 2 se hallan formadas por aluminio, magnesio y silicio tal y como muestra el espectro de la figura 4. Se ha identificado la aparición de  $Mg_2Si$  en el curso de la solidificación de estas aleaciones [7] pudiendo provenir el aluminio de la matriz circundante o, más probablemente, interviniendo en la formación de una fase más compleja. Es de destacar que el número de partículas que poseían silicio presentes en la superficie de fractura de la aleación 7475 era mínimo en tanto que en la 7050 constituyen un considerable porcentaje del total. Este hecho es más digno de mención si se considera que el porcentaje de silicio en ambas aleaciones es prácticamente idéntico. La influencia del silicio en la aleación 7050 parece sensiblemente más acusada.

Finalmente, también se observa un reducido número de partículas formadas por aluminio, cobre y cinc. Se pudiera pensar que éstas se han formado por

transformaciones en estado sólido pero dado su tamaño y el hecho de que un cierto porcentaje de hierro se halla presente en muchas de ellas apunta a que su formación también se ha producido en el curso de la solidificación.

#### 4. CONCLUSIONES

a.- Se ha analizado el comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio de alta resistencia, una 7475 en estado T7351 y una 7050 en estado T7451. En ambos casos la fractura se ha producido por un mecanismo de coalescencia de microvacíos.

b.- El análisis por dispersión de energía de rayos X revela el importante papel jugado por las partículas ricas en hierro en el proceso de fractura de ambas aleaciones. Estas partículas se han formado en el curso del proceso de solidificación y no han sido disueltas en los posteriores tratamientos termomecánicos.

c.- Estas partículas ricas en hierro constituyen la inmensa mayoría de las presentes en la aleación 7475 indicando la influencia que ejerce este elemento sobre la tenacidad. Dado que es sumamente arriesgado intentar disolver estas partículas en el curso del tratamiento de solubilización, por la posible presencia de fases de bajo punto de fusión, se recomienda un control incluso más estricto sobre el porcentaje máximo admisible de este elemento.

d.- En la aleación 7050 además de estas partículas ricas en hierro se detectaron un gran número de otras constituidas por aluminio, magnesio y silicio, también formadas en la solidificación del material y no disueltas posteriormente. Por tanto, una reducción en el porcentaje de silicio admisible parece recomendable.

e.- Aunque el mínimo tamaño de las partículas formadas en el tratamiento de maduración obliga al empleo de microscopía electrónica de transmisión para su detección se considera que su acción sobre la tenacidad se ejerce indirectamente a través de una modificación del límite elástico.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa Gamesa Aeronáutica por el suministro de las aleaciones utilizadas en el presente trabajo y al Gobierno Vasco por la ayuda prestada al mismo.

## 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] K.H. Rendings. "Metallic structures used in aerospace during 25 years and prospect". SAMPE' 94. 15<sup>eme</sup> Conference Exposition Internationale. Toulouse. Junio 1994.
- [2] J.T. Staley, J. Lin y W.H. Hunt Jr. Advanced Materials and Processes. Vol 10 (1997), 17-20.
- [3] M. Schöen. "Materiales utilizados en aeronáutica". Jornadas sobre Materiales Avanzados para Aeronáutica y Espacio. San Sebastián. Diciembre 1992.
- [4] M. Rendigs e Y. Borbaux. "Nouveaux alliages d' aluminium pour structures d' avions". 17<sup>eme</sup> Conference Ingenierie des Materiaux Aérospatiaux. Paris. Junio 1997.
- [5] J.W. Bray. "Aluminum milland engineered wrought products". Metals Handbook. Tenth Edition ASM Materials Park Ohio. Vol2 (1990), 29-61.
- [6] A. Pelayo, A.M. Irisarri y A. Vega de Seoane. "Selección de materiales metálicos para estructuras aeronáuticas". INASMET. San Sebastián. Febrero 1995.
- [7] T.H. Sanders y J.T. Staley. "Review of fatigue and fracture research on high strength aluminum alloys". Fatigue and Microstructure. Ed. M. Meshii. ASM Metals Park Ohio (1979), 467-522.
- [8] R.J. Bucci. Engineering Fracture Mechanics. Vol 12 (1979), 407-441.
- [9] L.M. Plaza, E. Martínez, G. Atxaga, F. Zapirain, A.M. Irisarri y F. Peñalba. "Comportement à la rupture de deux alliages d' aluminium tolérants au dommage". 17<sup>eme</sup> Conference Ingénierie des Materiaux Aérospatiaux. Paris. Junio 1997.
- [10] "Microstructure of alloys. Aluminum". Properties and Physical Metallurgy. ASM Metals Park Ohio (1984), 58-104.
- [11] L.F. Mondolfo. "Aluminum Alloys Structure and Properties". Butterworths (1976), 842-882.
- [12] "Heat treating of aluminum alloys". ASM Handbook. Vol.4 Heat Treating ASM International (1991), 841-879.
- [13] "Effects of alloying elements and impurities on properties". Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. ASM Metals Park Ohio (1984), 200-241.

Tabla 1: Composición química de las aleaciones estudiadas.

| Aleac. | Zn  | Cu  | Mg  | Fe   | Si   | Cr   | Zr   | Al   |
|--------|-----|-----|-----|------|------|------|------|------|
| 7475   | 5.6 | 1.6 | 2.4 | 0.09 | 0.10 | 0.20 | -    | Bal. |
| 7050   | 6.0 | 2.3 | 2.2 | 0.12 | 0.11 | -    | 0.12 | Bal. |

Tabla 2: Características mecánicas de las dos chapas analizadas.

| Aleac. | Posic. | Orient. | LE (MPa) | CR(MPa) | Alarg.% | $K_Q$<br>(MPa.m <sup>1/2</sup> ) | $K_{Ic}$<br>(MPa.m <sup>1/2</sup> ) |
|--------|--------|---------|----------|---------|---------|----------------------------------|-------------------------------------|
| 7475   | 1/4    | L-T     | 421      | 492     | 10.4    | 51                               | -                                   |
| 7475   | 1/4    | T-L     | 423      | 496     | 10.2    | 48                               | -                                   |
| 7475   | C      | L-T     | 416      | 487     | 10.0    | 49                               | -                                   |
| 7475   | C      | T-L     | 417      | 489     | 10.2    | 47                               | -                                   |
| 7050   | 1/4    | L-T     | 441      | 510     | 11.2    | 37                               | 37                                  |
| 7050   | 1/4    | T-L     | 441      | 510     | 10.1    | 34                               | 34                                  |
| 7050   | C      | L-T     | 437      | 505     | 10.3    | 36                               | 36                                  |
| 7050   | C      | T-L     | 437      | 507     | 10.3    | 34                               | 34                                  |

Fig.1. Micrografía ( X1000 ). Cúpulas dútiles con partícula en su interior de la aleación 7475.

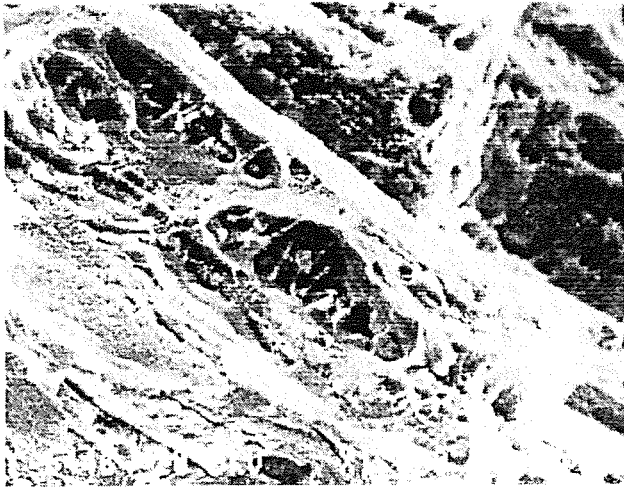


Fig. 2. Micrografía ( X1000 ). Cúpulas dútiles con partícula en su interior de la aleación 7050.

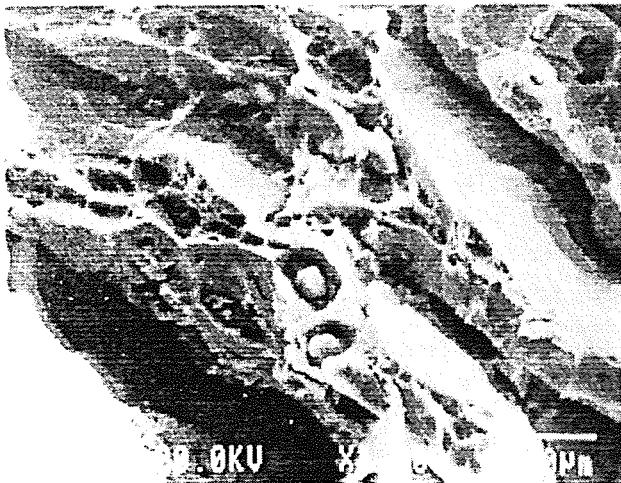


Fig.3. Espectro obtenido en la mayoría de las partículas de la aleación 7475 ( aluminio-cobre-hierro ).

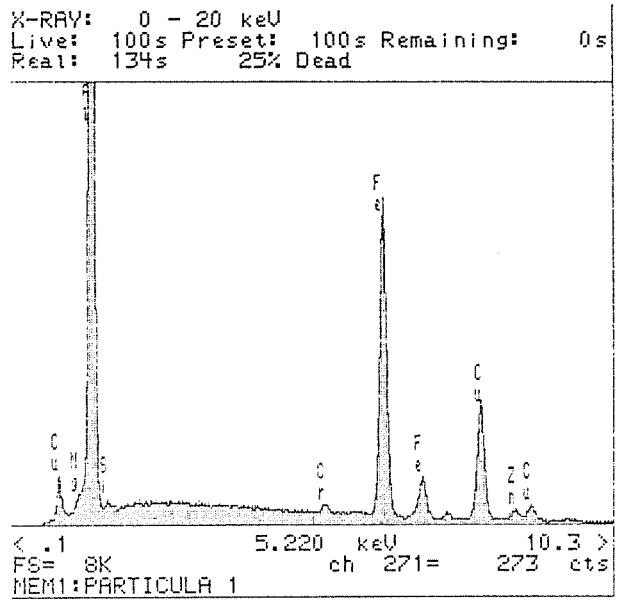
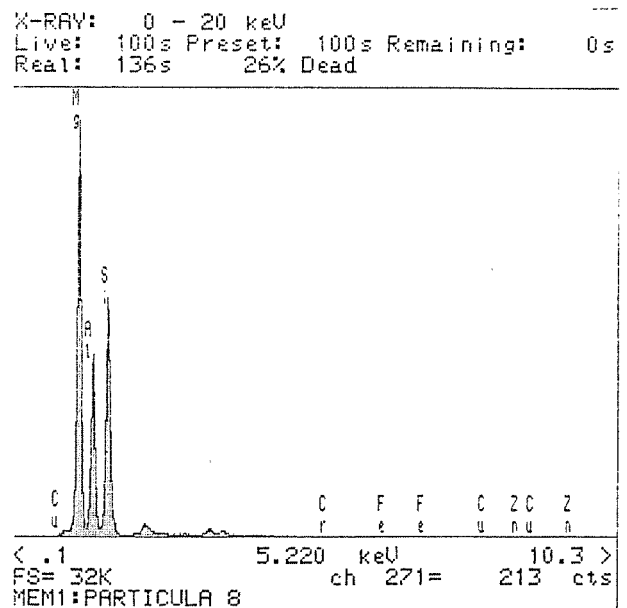


Fig.4. Espectro obtenido en un considerable número de partículas de la aleación 7050 ( magnesio-silicio-aluminio ).



## TENACIDAD A LA FRACTURA DE UNIONES SOLDADAS DE CHAPAS GRUESAS DE TITANIO DE PUREZA COMERCIAL.

A.M Irisarri, I. Eizaguirre, F. Santamaría y L.M. Plaza

INASMET c. Portuetxe 12. 20009 San Sebastián

**Resumen.** Se ha analizado el comportamiento frente a la fractura de las uniones soldadas de chapas de 12 mm de espesor de titanio de pureza comercial por los procesos de soldadura por arco bajo gas de protección, soldadura por plasma-arco o soldadura por haz de electrones. La máxima tenacidad se consigue en la unión por haz de electrones con valores que superan claramente a los del metal base. También la soldadura por plasma-arco conduce a unos valores superiores a los del base aunque inferiores a los de la unión por haz de electrones. Por el contrario, las uniones por arco bajo gas presentan una tenacidad ligeramente inferior a la del material base.

**Abstract.** The fracture behaviour of 12 mm thick plates of commercially pure titanium welded by gas tungsten arc welding, plasma arc welding or electron beam welding has been studied. Maximum toughness was achieved in the joints carried out by electron beam welding with values which are even clearly higher than those measured in base material. Plasma arc weld metal also exhibits toughness values higher than those of the base material but lower than electron beam weld metal ones. On the other hand, gas tungsten arc weldments possess a toughness slightly lower than base material.

### 1.- INTRODUCCION

El titanio de pureza comercial se ha hallado disponible en forma de productos laminados desde los años 50 en que se desarrolló debido a la demanda de la industria aerospacial de un material que fuera más ligero que el acero pero más resistente al calor que las aleaciones de aluminio. En muchas aplicaciones aeronáuticas se ha visto superado por sus aleaciones que poseen una mayor resistencia mecánica o un mejor comportamiento frente a la fluencia aunque continúa teniendo una cierta aplicación en componentes no estructurales. Sin embargo, su uso se ha incrementado notablemente en otros campos tales como industria química, aplicaciones marinas, cambiadores de calor, recipientes criogénicos, componentes para procesado químico y equipo de desalinización, tubos de condensadores, cestas para el decapado, ánodos, ejes, bombas, vasijas y sistemas de tubería o simplemente, dado su tono brillante y excelente comportamiento frente a la corrosión con fines ornamentales [1].

El titanio de pureza comercial se suele clasificar en cuatro grados en función de su contenido en elementos residuales y, fundamentalmente, en oxígeno. Un aumento de estos elementos incrementa la resistencia mecánica del material tanto a temperatura ambiente como elevada pero con la contrapartida de una menor ductilidad. Los grados de menor resistencia mecánica se usan en aquellas aplicaciones donde el buen comportamiento frente a la corrosión y la óptima capacidad deban primar sobre las características mecánicas. Por el contrario, cuando se prevén

solicitaciones más fuertes sobre la pieza y se puede aceptar un ligero sacrificio de ductilidad se optará por aquellos otros grados que poseen una mayor resistencia [2]. De todos estos materiales es sin duda el denominado titanio grado 2 que ofrece un compromiso entre las propiedades arriba mencionadas el más ampliamente utilizado.

El titanio de pureza comercial resulta relativamente fácil de soldar siempre y cuando se adopten las oportunas precauciones. Dado el breve periodo de tiempo que las uniones soldadas permanecen dentro del margen de temperaturas de fragilización en el curso del enfriamiento éstas resultan prácticamente inmunes a un proceso de agrietamiento en caliente [3]. Tampoco la segregación de elementos, inherente a cualquier estructura de solidificación como es el caso de las uniones soldadas, resulta muy acentuada en el caso de las aleaciones de titanio y ejerce un efecto mínimo sobre las propiedades mecánicas [4].

Sin embargo, el titanio es un metal altamente reactivo a temperaturas superiores a 300° C, lo cual supone un fuerte riesgo de captación de oxígeno, nitrógeno o hidrógeno de la atmósfera circundante durante el proceso de soldadura. Estos elementos se disuelven intersticialmente en el metal alterando de forma sustancial sus propiedades. La entrada de pequeñas cantidades de oxígeno y nitrógeno elevan la dureza del metal notablemente en tanto que la disolución de hidrógeno reduce acentuadamente la tenacidad y aumenta la sensibilidad a la entalla de la aleación [5].

Otro riesgo que presenta la realización de uniones soldadas en estos materiales es la aparición de defectos de soldadura que reduzcan considerablemente las prestaciones de la junta. La porosidad es el defecto más acusado. Pese a los numerosos estudios que se han efectuado para encontrar el origen de estos defectos las opiniones son bastante contradictorias. La teoría más ampliamente admitida las atribuye a burbujas de gas siempre presentes en el metal de soldadura aunque su incorporación o no a la unión depende de su movilidad y, por tanto, de las condiciones de soldadura [3]. Sin embargo, en tanto que de acuerdo con ciertos trabajos la formación de estos poros se atribuye al hidrógeno que se halla disuelto en el metal base y que es refundido en el proceso de soldadura en otras publicaciones se niega que la presencia de este elemento sea la causa de la porosidad, siempre y cuando su contenido se mantenga por debajo de las 150 ppm [5].

En cualquier caso resulta evidente que se debe evitar la captación de elementos desde la atmósfera circundante en el curso de la soldadura. Esto obliga a proteger la unión mientras permanece caliente, labor que puede efectuarse soldando bajo vacío o mediante un gas inerte de alta pureza que aisle la pieza de la atmósfera aunque la posibilidad de utilizar un proceso de soldadura con arco sumergido ha sido indicada en algunos trabajos publicados [6]. En el caso de optar por una protección de gas inerte ésta se puede conseguir gracias al empleo de una cámara o en el caso de que la soldadura se realice al aire suministrando un adecuado flujo de gas por medio de un dispositivo móvil que acompaña a la antorcha durante el proceso de unión.

Los procesos de soldadura por arco utilizando un gas de protección han demostrado su eficacia para la consecución de uniones soldadas de titanio y sus aleaciones con la fiabilidad requerida. Los tres procesos normalmente empleados son el de electrodo de wolframio no consumible (GTAW), el de electrodo consumible (GMAW) y el plasma arco (PAW). Por su parte, el proceso de soldadura por haz de electrones (EBW) es muy apropiado para la soldadura de estos materiales puesto que el alto grado de vacío de la cámara donde se realiza la unión impide la contaminación del metal líquido o aún caliente.

Finalmente, conviene recordar que las prestaciones en servicio de las uniones soldadas depende de las estructuras de solidificación. Se han propuesto diferentes métodos para conseguir una microestructura más fina de la zona de fusión tales como agitación magnética, oscilación del arco, pulsos de alta y baja frecuencia, inoculaciones, chorros de gas inertes o combinaciones de los mismos. En general, todas estas técnicas han fallado en la consecución de un grano más fino. El único método que ha logrado un cierto éxito es

el minimizar el tamaño de la zona de fusión y el tiempo de crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente mediante el empleo de un menor aporte térmico [4]. Sin embargo, no se debe olvidar que es necesario que este aporte térmico ha de ser suficientemente elevado para conseguir una penetración total [7].

El objetivo del presente trabajo es la consecución de unas uniones soldadas de chapas gruesas de 12 mm de espesor de titanio de pureza comercial por diferentes procesos de unión con unos adecuados niveles de tenacidad.

2.- TECNICA EXPERIMENTAL

El material elegido para el presente estudio consistió en una chapa de titanio de pureza comercial, correspondiente al Grado 2 según la norma ASTM B265 [8]. La composición química y las características mecánicas de esta chapa en sus direcciones longitudinal y transversal se ofrecen en las tablas 1 y 2, respectivamente.

Tabla 1.- Composición química de la chapa de titanio de pureza comercial estudiada

| Refer. | C    | O    | N     | H      | Fe   | Ti    |
|--------|------|------|-------|--------|------|-------|
| Gr 2   | 0.02 | 0.14 | 0.014 | 0.0020 | 0.12 | Resto |

Tabla 2.- Características mecánicas de la chapa en las direcciones longitudinal y transversal

| Orient. | L.E (MPa) | C.R (MPa) | Alarg.(%) |
|---------|-----------|-----------|-----------|
| Long.   | 383       | 480       | 26.6      |
| Trans.  | 480       | 529       | 26.9      |

Sobre muestras extraídas de esta chapa se realizaron diversas uniones soldadas en su dirección transversal. La soldadura por arco bajo argón (GTAW) se efectuó en posición horizontal, con corriente continua y polaridad directa. El principal suministro de gas se efectuó a través de una boquilla de 19 mm de diámetro, utilizando argón de alta pureza. Por su parte, el metal depositado recién solidificado, y aún caliente, y la raíz de la unión también fueron adecuadamente protegidos. En el primer caso, el gas se insufló a través de un dispositivo construido especialmente con este fin que sigue a la antorcha en su desplazamiento. La protección de la raíz de la unión y del metal base adyacente se logró gracias a un suministro adicional de argón de alta pureza. De esta forma se garantiza que el metal caliente se halla protegido hasta que se ha enfriado hasta una temperatura por debajo de los 300° C.

El metal de aporte usado en estas uniones consistió en una varilla de 2.5 mm de diámetro de titanio grado 2. Se emplearon dos procedimientos de soldadura diferentes. En el primero de ellos, designado como S.F. se utilizó un perfil en doble V, introduciendo un inserto de varilla en la raíz de la junta. En el segundo, referencia H.I, se efectuó una unión a tope con chaflanes formando ángulos de 90°, con un mayor aporte térmico, y no utilizando ningún tipo de inserto en la raíz. En ambos casos la unión se ha realizado en varias pasadas; 8 en el caso del procedimiento S.F y 6 en el del H.I.

La soldadura por plasma - arco (PAW) se diferencia del proceso anterior en el uso de una boquilla constrictora que rodea al electrodo de wolframio empleado para crear el necesario arco eléctrico. El denominado gas de orificio, que se suministra a través de esta boquilla constrictora se ioniza para formar el plasma que fluye a través del pequeño orificio de salida de la misma para formar una columna de plasma. Esta columna de plasma, de forma cilíndrica, a causa de su estrechez concentra una gran densidad de energía, lo que se traduce en una temperatura más elevada y un mayor poder de penetración. Ello permite unir en una sola pasada las mismas chapas que por el proceso GTAW requería numerosas pasadas, sin necesidad de preparar ningún tipo de chaflán sino que las uniones se realizaron a tope, sin separación, con bordes mecanizados por fresado a 90°. Las probetas unidas por este proceso se referenciaron como PAW.

La unión por el proceso de soldadura por haz de electrones también se ha efectuado utilizando dos procedimientos diferentes. El aclor suministrado a la junta se controla a través de cuatro parámetros: corriente del haz, voltaje de aceleración, tamaño del haz y velocidad de soldadura. En ambos casos la unión se realizó en una sola pasada con la única diferencia de que en el procedimiento de referencia Ti-1 el enfoque del haz se hizo en la superficie de la chapa en tanto que en el Ti-2 este enfoque se efectuó a 2mm de la superficie.

De las muestras testigo soldadas por los diversos procedimientos se extrajeron probetas prismáticas mecanizadas en la dirección longitudinal de la chapa, de dimensiones 110x24x12 y situada la entalla de tal forma que la fractura progrese en la dirección del cordón, esto es poseen la orientación L-T. En las uniones de referencia PAW la entalla de las probetas se situó en el metal depositado o en la zona afectada térmicamente. Esta fue también la técnica empleada en el caso de las uniones S.F o H.I pero dada la forma de la unión soldada (doble V) resulta evidente la imposibilidad de situar la totalidad de la entalla en la zona afectada térmicamente y, en parte, se hallará sobre el metal depositado. En las uniones por haz de electrones, dada

la estrechez de la zona afectada térmicamente, resultó prácticamente imposible lograr probetas en que la entalla, y sobre todo la posterior grieta generada por fatiga en el fondo de la misma, se mantuvieran dentro de esta zona afectada térmicamente, motivo por el cual los resultados registrados no se consideran validos y no han sido incluidos en el presente trabajo.

Estas probetas fueron sometidas a esfuerzos alternados de fatiga con el fin de crear una grieta aguda en el fondo de la entalla mecanizada. Los ensayos por doblado en tres puntos de las probetas así preagrietadas se realizaron a temperaturas comprendidas en el margen de temperaturas entre - 60 y + 20° C conforme a las indicaciones de la norma BS 7448 Part 1 [9].

### 3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Las figuras 1 a 3 presentan los resultados obtenidos en los ensayos de las probetas que han sido extraídas de las uniones por GTAW, PAW y EBW, respectivamente. En esta última se han incluido también los valores registrados en el ensayo de las probetas de material base, con orientación L-T, para permitir establecer las oportunas comparaciones.

Se aprecia claramente que los mejores resultados se obtienen en las probetas soldadas por haz de electrones y, más concretamente, por el procedimiento Ti-1, llegando a triplicar, en algunos casos, los registrados en el material base. La tenacidad no parece verse afectada por la temperatura de ensayo puesto que la posible disminución en el valor registrado a temperaturas más bajas es sensiblemente inferior a la fuerte dispersión existente. Esta dispersión constituye el más serio inconveniente de las uniones efectuadas por este procedimiento.

Con el fin de mejorar la uniformidad de resultados se modificaron las condiciones de soldadura en el procedimiento referenciado como Ti-2. Los resultados obtenidos en estas uniones resultan muchísimo más homogéneos que los del procedimiento anterior y aunque no se alcanzan unos valores tan elevados como los valores máximos de aquel se sitúan por encima de los valores mínimos y siempre por encima de los del material base. En este caso, tampoco se aprecia ningún efecto de la temperatura de ensayo sobre la tenacidad, aspecto muy favorable para aquellos equipos que hayan de operar en condiciones criogénicas.

Esta mayor tenacidad del metal fundido con respecto al material base ha sido atribuida a la microestructura acicular del primero frente a la equiaxial del segundo. La presencia de estas agujas obliga a la fractura a seguir un camino mucho más sinuoso en su propagación,



elevando la tenacidad de la unión. El examen de las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido revela una topografía rugosa, con huellas evidentes de que la grieta ha contorneado muchas de las agujas existentes, especialmente aquellas que se encontraban en una orientación desfavorable con respecto a la dirección de propagación de la grieta.

El proceso de soldadura por haz de electrones conduce, por tanto, a unas uniones con una elevada tenacidad que se mantiene a bajas temperaturas. Sin embargo, este proceso presenta el serio inconveniente de requerir una cámara de alto vacío lo que lo convierte en inaplicable para soldaduras de campo. Por este motivo, parece lógico explorar otras alternativas.

La soldadura por plasma - arco también conduce a valores de tenacidad superiores a los del material base aunque inferiores a los de soldadura por haz de electrones. En este caso, se observa una ligera merma de la tenacidad del metal depositado conforme disminuye la temperatura de ensayo. El estudio metalográfico pone de manifiesto la microestructura acicular del metal depositado por este proceso que se asocia con la mejora de tenacidad con respecto al material base. Más conflictivo resulta el encontrar una explicación a la mayor tenacidad de las uniones por haz de electrones con respecto a la producida por plasma - arco ya que ambas poseen una microestructura acicular. Una posibilidad lógica se halla en la diferente morfología y, quizás, naturaleza de las agujas formadas en uno u otro caso. La medida de durezas Vickers con una carga de 10 Kg de carga (HV10) conduce a unos valores ligeramente superiores en las uniones por haz de electrones frente a las de plasma - arco (210 frente a 190 HV10) que apunta hacia la existencia de una cierta diferencia entre ambas uniones.

Así mismo, en la figura 2 se aprecia la existencia de un valor anormalmente bajo en la probeta que ha sido ensayada a  $-20^{\circ}\text{C}$ . Este valor es el mínimo entre todos los registrados para cualquier procedimiento o temperatura de ensayo. El examen de la probeta correspondiente a este ensayo en el microscopio electrónico de barrido revela la existencia de un defecto de soldadura situado muy próximo a la grieta de fatiga, generada en el fondo de la entalla, que justifica el bajo valor de tenacidad registrado. Sin embargo, éste se debe considerar un fallo puntual que no debe afectar a la calificación global del procedimiento.

Los valores de tenacidad en la zona afectada son incluso ligeramente superiores a los del metal depositado, pudiéndose ofrecer una explicación similar ya que la microestructura de esta zona es también acicular.

Por el contrario, las probetas con la entalla situada en el metal depositado por el proceso de soldadura por arco bajo gas inerte exhiben una tenacidad ligeramente inferior a la registrada en el metal base, independientemente de cual sea el procedimiento de soldadura empleado. Parece detectarse una ligera disminución de la tenacidad conforme la temperatura de ensayo es más baja. Los valores medidos en las probetas de referencia H.I son menores que los de las uniones S.F. pero mucho más homogéneos. El uso de un mayor aporte térmico parece por tanto desfavorable desde el punto de vista de conseguir una mayor tenacidad pero permite lograr unas uniones mucho más homogéneas, con un menor contenido en defectos de soldadura. Este resultado se halla en total acuerdo con las conclusiones alcanzadas por otros investigadores [7] en el sentido de recomendar el uso del menor aporte térmico posible pero que sea a su vez capaz de garantizar que se logra una penetración total.

La menor tenacidad de estas uniones con respecto al material base pudiera resultar sorprendente si se tiene en cuenta que el examen metalográfico de las probetas revela que el metal depositado presenta también una microestructura acicular y la superficie de fractura de las probetas una topografía bastante similar a las anteriores. Este hecho parece contradecir la hipótesis formulada asociando los mayores valores de tenacidad con una microestructura acicular del material.

Sin embargo, la presencia de defectos de soldadura en estas uniones, especialmente en la de referencia S.F donde se aprecia una acusada falta de fusión en algunas probetas, facilita la propagación de la fractura y disminuye los valores de tenacidad registrados. En el estudio del comportamiento a fatiga de estas uniones también se observó un notable efecto de la presencia de estos defectos, duplicándose el valor del exponente de la ley de Paris [10] que indica la notable influencia de los mismos sobre las propiedades de las uniones que puede llegar a superar la ejercida por la microestructura acicular.

En una de las muestras soldadas por el procedimiento H.I. se produjo una falta momentánea en el suministro del gas de protección. Como consecuencia se produjo una cierta oxidación de las uniones soldadas, que fueron referenciadas como OX. Estas muestras presentan una tonalidad azulada, confirmando la oxidación del metal. Los ensayos realizados sobre probetas extraídas de esta chapa, con la entalla en el metal depositado condujeron a un valor de CTOD de 0.087 mm a temperatura ambiente, 0.105 a  $-20^{\circ}\text{C}$  y 0.093 a  $-60^{\circ}\text{C}$ . Es decir, los resultados no parecen verse afectados por la temperatura aunque se aprecia una disminución, del orden de un 40 % con respecto a los registrados en las uniones adecuadamente protegidas.

Por su parte, las probetas con entalla en la zona afectada térmicamente ofrecen unos valores similares a los del metal base. Sin embargo, conviene recordar que el perfil en doble V de la junta conducía a que la entalla se encontrara situada en parte fuera de la zona afectada térmicamente, penetrando en el material base en la parte central de la probeta y en el metal depositado en las proximidades de ambas superficies. Por tanto, los valores registrados no se pueden considerar como absolutamente representativos de la tenacidad de la zona afectada.

#### 4.- CONCLUSIONES

a.- Las uniones por haz de electrones poseen la máxima tenacidad entre todas las analizadas superando los valores registrados en el material base. Una modificación en las condiciones de soldadura permite conseguir unos valores más homogéneos.

b.- Los valores de tenacidad medidos en las uniones por plasma - arco también superan a los del material base pero resultan inferiores a los de haz de electrones. Las uniones por plasma - arco o haz de electrones presentan una microestructura acicular a la que se ha atribuido la mayor tenacidad respecto al material base. Variaciones en la morfología y naturaleza de estas agujas pudieran justificar las diferencias existentes entre estas uniones.

c.- Las uniones por arco bajo gas inerte presentan unos valores de tenacidad ligeramente inferiores a los del material base. Este hecho que pudiera resultar sorprendente dada la microestructura acicular de estas uniones se considera que es debido a la presencia de defectos de soldadura que aceleran la fractura. El empleo de un mayor aporte térmico disminuye la tenacidad media de la unión pero permite la consecución de un mayor grado de homogeneidad en los resultados, gracias a un menor número de defectos de soldadura.

d.- Las probetas con entalla en la zona afectada térmicamente poseen una tenacidad ligeramente superior a los del material base. Sin embargo, en las uniones por el proceso GTAW los valores registrados en la zona afectada y material base son muy similares, debido en gran parte a la imposibilidad de situar la totalidad de la entalla en esta zona afectada térmicamente a causa del perfil de la junta.

e.- La oxidación accidental del metal depositado conduce a una merma de la tenacidad del orden del 40%. La tonalidad azulada de estas muestras constituye un "aviso" de la condición en que se encuentran las uniones.

#### 5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) por la ayuda prestada a los proyectos MAT 92-0078 y MAT 95-1963E de los cuales se ha extraído el presente trabajo así como el apoyo ofrecido por el Gobierno Vasco al mismo. Así mismo se debe destacar la contribución de G. Atxaga en la preparación de este documento.

#### 6.- REFERENCIAS

- [1] Commercially Pure and Modified Titanium. Materials Properties Handbook. Titanium Alloys, 167 ASM International. Materials Park Ohio. 1994.
- [2] Irisarri A.M. Metalurgia del Titanio y sus Aleaciones. INASMET 1992.
- [3] V.N. Zamkow. Critical Review; Welding and Brazing of Titanium Alloys. Titanium Science and Technology Vol2, 771-782, DGM Oberursel, 1985.
- [4] Becker D.W, Messler R.W. y Baeslack III W.A. Titanium Welding - A Critical Review. Titanium '80 Science and Technology Vol1, 255-275 The Metallurgical Society of AIME. Warrendale, 1980.
- [5] Welding Handbook. 7th Edition. Vol.4, Metals and their Weldability, 434-473. American Welding Society, 1982.
- [6] Mayra S.K. Le Maitre F, Priem F y Frayret J.P. On the Submerged Arc Welding of Thick TA6V Plates using a New Welding Flux. Titanium Science and Technology Vol 2, 823-830, DGM Oberursel, 1985.
- [7] Mayra S.K. Elahonel A. y Le Maitre F. Effect of Process Parameters on GTA Welding of a Titanium TA6V Alloy. Proceedings of the Sixth World Conference on Titanium. Cannes. Vol II, 1221-1226. Societé Française de Metallurgie, 1988.
- [8] ASTM B265 Standard Specification for Titanium and Titanium Alloys Sheet Strip and Plates. Annual Book of Standards. Vol 02.04.
- [9] BS 7448. Part 1 Methods for Determination of  $K_{IC}$ , Critical CTOD and Critical J Values for Metallic Materials. British Standard Institution, Londres, 1991.
- [10] Plaza L.M e Irisarri A.M. Anales de Mecánica de Fractura Vol 10, 306-311, 1993.

Figura 1.- Efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las uniones soldadas por el proceso GTAW.

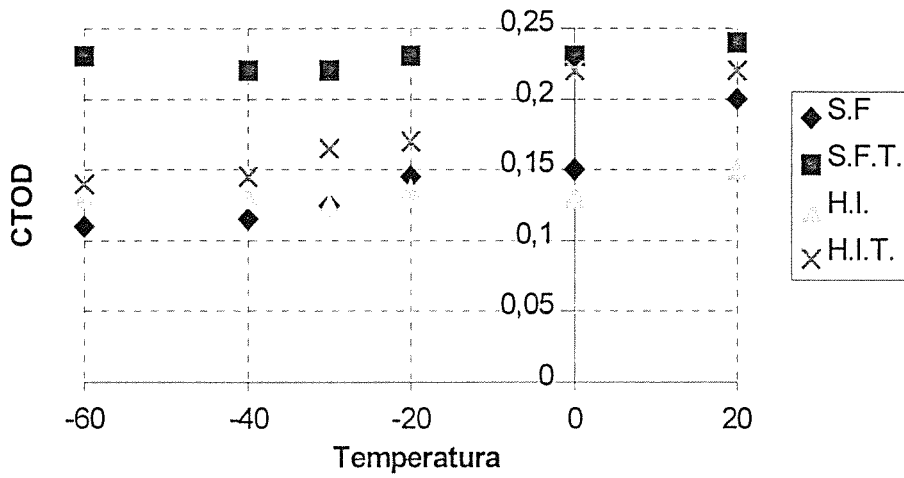


Figura 2.- Efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las uniones soldadas por el proceso PAW.

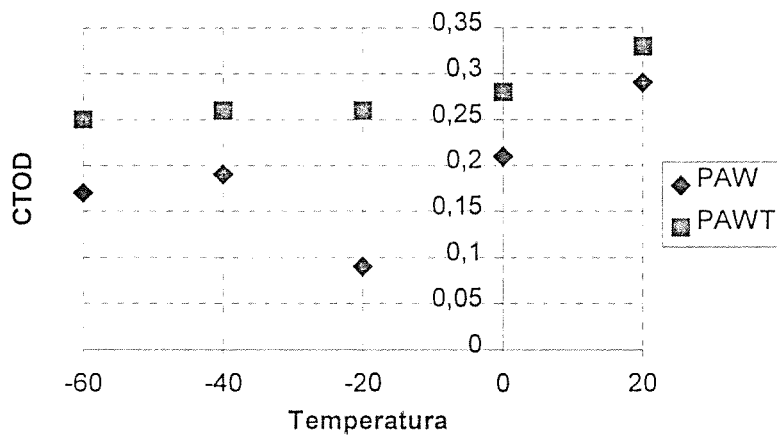
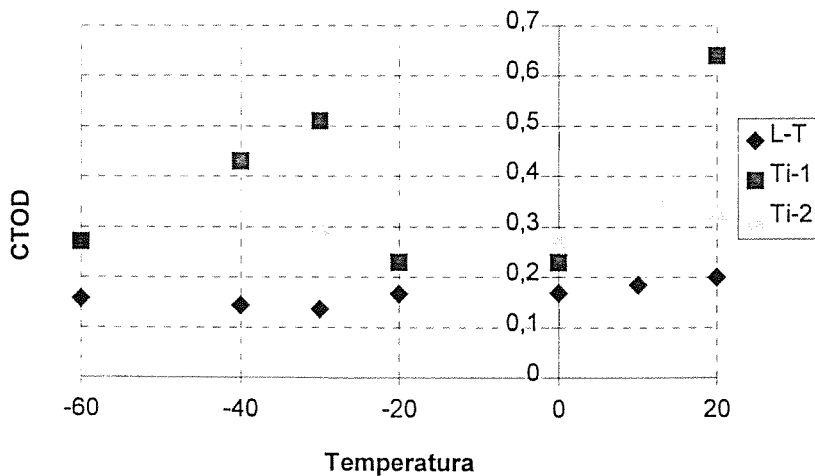


Figura 3.- Efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las uniones soldadas por el proceso EBW. Se incluyen también los datos del material base en la orientación L-T para facilitar la comparación.



“CARACTERES MICROFRACTOGRÁFICOS POR SOBRECARGA ESTÁTICA Y POR FATIGA EN LAS FUNDICIONES DE GRAFITO ESFEROIDAL”

Pablo Sebastián Quetglas, José M<sup>a</sup>. Pintado Fé y José Álvarez Alba

Área de Tecnologías de Materiales Metálicos  
División de Materiales y Estructuras  
Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, “Esteban Terradas”  
Carretera de Ajalvir, P.k. 4'5, 28850-Torrejón de Ardoz, Madrid

**Resumen:** Se realiza un estudio fractográfico de roturas por carga estática (producidas en servicio y en laboratorio) y de roturas por fatiga (producidas en laboratorio) en tres fundiciones de grafito esférico, de composiciones similares pero de matrices con diferentes proporciones de ferrita/perlita y de durezas Brinell de 107, 208 y 235. Se establecen los caracteres micromorfológicos presentes en las fracturas, que posibilitan la identificación de las roturas por carga estática o por fatiga, estableciéndose la relación entre los caracteres encontrados, los mecanismos que han actuado y la estructura metalográfica.

**Abstract:** A fractographic study is accomplished on overload fractures (produced both in service and in laboratory tests) and on fatigue fractures (produced in laboratory), all of them in ductile iron. The analysis was performed on three classes of ductile iron with similar chemical composition but different matrix (ferritic, 90% perlitic and 50/50 ferritic/perlitic) and so of different mechanical characteristic ( $H_B$ , respectively 107, 235 y 208). The microfractographic characteristics exhibited by the fractures which enable the identification of overload and fatigue fracture are presented. The relationships between the features found, the mechanisms which are actuated and the metallographic structures has been established.

## 1. INTRODUCCIÓN.

1.1 Las fundiciones nodulares de grafito esférico de alta calidad son actualmente (y posiblemente también en el futuro) de amplia utilización en la industria automovilística en piezas de alta responsabilidad, en cuanto a su repercusión en la seguridad del automóvil, tales como brazos de suspensión y horquillas de articulación de manguetas entre otras.

Puesto que la rotura de una de estas piezas puede provocar, dada su función, un accidente grave por pérdida del dominio del vehículo y a la inversa, estas piezas, por su función y posición en el vehículo pueden resultar afectadas, como de hecho lo son con frecuencia, por las circunstancias que se producen al salirse el vehículo de la calzada y/o chocar con un obstáculo, es de suma importancia, al determinar las causas de un accidente, dilucidar si ha sido la fractura de una de estas piezas la que ha provocado el accidente (fallo primario) o si la pieza en cuestión ha sido “víctima” del accidente (fallo secundario).

1.2 Por tanto, uno de los aspectos básicos en la investigación es poder establecer si la rotura o roturas que presenta la pieza implicada después del accidente son todas roturas por sobrecarga estática, con probable efecto de impacto o, por el contrario, presenta una rotura progresiva debida al agrietamiento por fatiga, en cuyo caso es muy probable que sea este debilitamiento progresivo de la pieza, anterior al accidente, lo que ha determinado finalmente su rotura bajo esfuerzos repetidos que se presentan en la utilización normal del vehículo. Junto a esta necesidad, y debido a que las características de la estructura metalúrgica propias del tipo de material al que nos referimos influyen grandemente en los mecanismos de rotura, se produce la circunstancia de la dificultad de distinguir, a través de la interpretación de los caracteres macro y micromorfológicos de la fractura, los procesos de rotura por carga estática de los de rotura por fatiga, a diferencia de lo que sucede en otros materiales en que esta dificultad de interpretación es notablemente menor.

1.3 En el presente trabajo se realiza un estudio fractográfico comparativo de roturas por carga estática (producidas en servicio y en laboratorio) y de roturas por fatiga (producidas en laboratorio) en tres fundiciones de grafito nodular, dos de ellas empleadas en la industria automovilística en piezas de alta responsabilidad, de composiciones similares pero de matrices con diferentes proporciones de ferrita/perlita y de durezas Brinell de 170, 208 y 235, estableciendo los caracteres macro y morfológicos de las mismas que posibilitan la diferenciación e identificación de las roturas por carga estática o por fatiga.

## 2. MATERIAL EXAMINADO Y CIRCUNSTANCIAS EN QUE SE PRODUCIERON LAS ROTURAS ESTUDIADAS.

Los tipos de material y las circunstancias en que se han producido las roturas examinadas se detallan a continuación:

2.1 El material que a lo largo de este trabajo se denominará *F-1* corresponde a una viga, en sección H, de suspensión de rueda delantera de automóvil, que presenta una matriz ferrítica con algún islote de perlita en proporciones inferiores al 10%. De este material se han estudiado los tres tipos de probetas siguientes:

*F-1.1:* Rotura en servicio por sobrecarga estática en un accidente.

*F-1.2:* Rotura en laboratorio por fatiga, a tracción pulsatoria, de una probeta plana de 8x2,2 mm a los 420.000 ciclos ( $S_{m\acute{a}x.} = 323$  MPa y  $S_{m\acute{i}n.} = 10$  MPa.).

*F-1.3:* Rotura a tracción en laboratorio de una probeta plana de 8x2,2 mm.

2.2 El material con denominación *F-2* corresponde a una horquilla de articulación de mangueta de rueda delantera de automóvil, con una matriz formada por ferrita y perlita en proporción 50/50. Se han estudiado tres tipos de probetas:

Tabla I: Características metalúrgicas de los materiales estudiados.

| MATERIAL | MUESTRAS/PROBETAS       | COMPOSICIÓN QUÍMICA                             | CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS   | MICROESTRUCTURA  |
|----------|-------------------------|---|---|--|
| F-1      | F-1.1<br>F-1.2<br>F-1.3 | Fe : Base<br>C : 3,70<br>Mn : 0,17<br>Si : 2,60 | $R_M$ : 461 MPa<br>$R_{p0,2}$ : 323 MPa<br>$A$ : 15,2%<br>$H_B$ : 161 - 174             | Micrografía recogida en la figura 1a.<br>• Fundición esferoidal con grafito de forma VI y tamaño medio 7.<br>• Porcentaje de esferoidización superior al 90%.<br>• Ferrítica; con presencia de perlita, en límite de grano ferrítico, en porcentaje inferior al 10%..<br>• No se detecta la presencia de cementita.            |
| F-2      | F-2.1<br>F-2.2<br>F-2.3 | Fe : Base<br>C : 3,67<br>Mn : 0,28<br>Si : 2,61 | $R_M$ : 635 MPa<br>$R_{p0,2}$ : 376 MPa<br>$A$ : 11,4 %<br>$H_B$ : 208<br>(valor medio) | Micrografía recogida en la figura 1b y 1c.<br>• Fundición esferoidal con grafito de forma VI y tamaño medio 6.<br>• Porcentaje de esferoidización superior al 90%.<br>• Ferrita y perlita muy fina (50/50).<br>• No se aprecian carburos por encima del 1%.  |
| F-3      | F-3                     | Fe : Base<br>C : 3,52<br>Mn : 0,47<br>Si : 2,77 | $R_M$ : 714 MPa<br>$R_{p0,2}$ : 502 MPa<br>$A$ : 3,3%<br>$H_B$ : 235 - 238              | Micrografía recogida en la figura 1d y 1e.<br>• Fundición esferoidal con grafito de forma VI y tamaño medio 6.<br>• Porcentaje de esferoidización superior al 90%.<br>• Perlítica; con presencia de ferrita, alrededor de los nódulos de grafito, en porcentaje inferior al 10%.<br>• No se aprecia la existencia de carburos. |

F-2.1: Rotura en servicio por sobrecarga estática en un accidente.

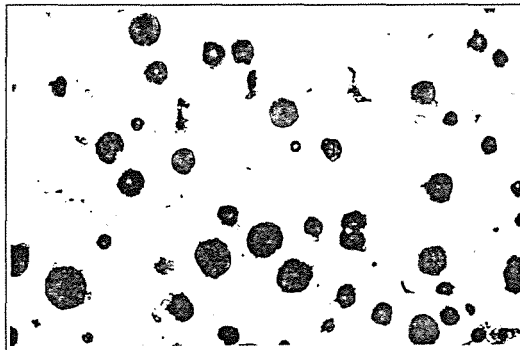


Fig. 1a: Material F-1: Matriz ferrítica (X200).

F-2.3: Rotura a tracción en laboratorio de una probeta plana de 6x3 mm.

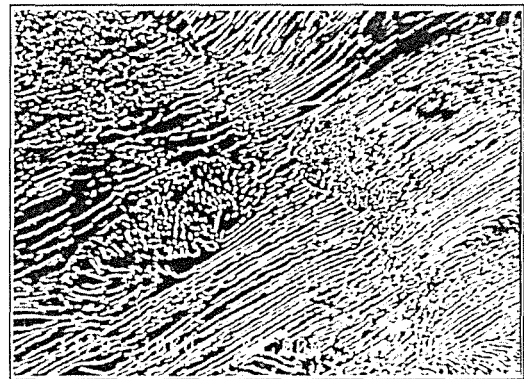


Fig. 1c: Material F-2 : Detalle de perlita. X4000.

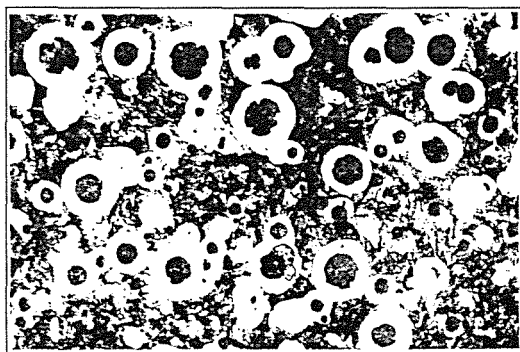


Fig. 1b: Material F-2: Matriz ferrita-perlítica 50/50 (X100).

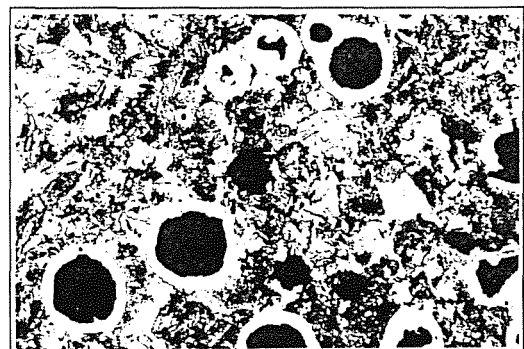


Fig. 1d: Material F-3: 90% de perlita (X100).

F-2.2: Rotura en laboratorio por fatiga, a tracción pulsatoria, de una probeta plana de 6x3 mm. La probeta fue, primero ciclada entre  $S_{m\acute{a}x.} = 323$  MPa y  $S_{m\acute{i}n.} = 10$  MPa, hasta la aparición de una grieta a 1.255.000 ciclos, continuándose luego el ensayo entre  $S_{m\acute{a}x.} = 402$  MPa y  $S_{m\acute{i}n.} = 10$  MPa hasta su rotura al llegar a 66.987 ciclos.

2.3 Finalmente, el denominado F-3 corresponde a una fundición de matriz perlítica, con ferrita en proporción inferior al 10%. La única probeta estudiada (F-3) corresponde a una Rotura en laboratorio por fatiga, a tracción pulsatoria, de una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro a los 400.000 ciclos ( $S_{m\acute{a}x.} = 196$  MPa y  $S_{m\acute{i}n.} = 49$  MPa.).

Las características metalúrgicas que presentaban los materiales anteriormente relacionados son los que se recogen en la Tabla I.

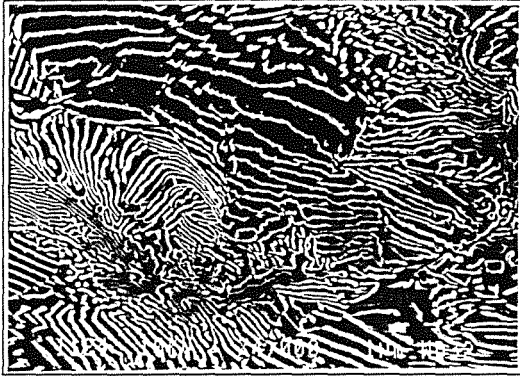


Fig. 1e: Material F-3: Detalle de perlita ( $\times 4000$ ).

### 3. ESTUDIO MACROFRACTOGRÁFICO.

Las superficies de fractura de todas las muestras consideradas se representan en las figuras 2a a 2g. En los pies de dichas figuras se indican a que muestra pertenecen y los aumentos. Todas las roturas presentan como caracteres macromorfológicos comunes la ausencia de macrodeformación plástica (general o local) asociada a la rotura y el desarrollo, con las excepciones y particularidades que se indican en cada caso, en un plano perpendicular a la dirección de los esfuerzos máximos de tracción provocados por la sollicitación de tracción (en las probetas) y de flexión (en las piezas). A continuación se detallan los caracteres particulares de cada fractura:

*F-1.1:* Aunque la rotura se desarrolla en general en un plano (A), perpendicular al eje de la pieza, se observa la formación de labios de salida (B). El relieve general es rugoso direccional, con una direccionalidad que parte desde la zona central del borde inferior (según fig. 2a) del borde de la fractura hacia la parte superior y laterales; esta circunstancia unida a la posición de los labios permite situar el origen de la fractura (O en la figura de referencia). La textura en toda la superficie es mezcla de fibrosa y granular no afacetada, siendo algo más suave en los labios B.

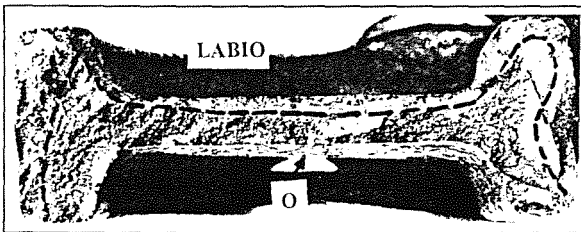


Fig. 2a: Rotura F-1.1. ( $\times 11$ ).

*F-1.2:* En la superficie de fractura se observan dos zonas claramente diferenciadas: Una zona que ocupa la mayor parte de la superficie de fractura, de relieve rugoso pero sin direccionalidad definida y de textura mezcla de fibrosa y granular no afacetada y otra zona A, situada en la parte derecha (según figura 2b) en la que la textura es la misma que en la zona B, pero de relieve mucho más suave. La penetración de la zona A, a partir del borde derecho de la fractura, es algo inferior a 2

mm. Ausencia de líneas de detención y de líneas direccionales en toda la superficie de fractura.

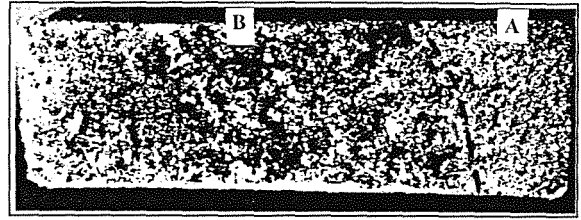


Fig. 2b: Rotura F-1.2. ( $\times 8,75$ ).

*F-1.3:* La superficie de fractura presenta, en toda su extensión, idénticas características (figura 2.c) que la zona B de fractura F-1.2.

*F-2.1:* Relieve rugoso direccional, de direccionalidad aproximadamente perpendicular a los bordes superior e inferior de la rotura. La rugosidad va aumentando desde el borde superior (según figura 2d) hacia el inferior.



Fig. 2c: Rotura F-1.3 ( $\times 7$ ).

La textura de la superficie de fractura es mezcla de fibrosa y granular no afacetada desde el borde superior hasta cierta profundidad, cubriendo una zona que denominamos A, para cambiar luego a textura mezcla de fibrosa y granular afacetada (cristalina), con mayor incidencia de aspecto cristalino; esta zona, que denominamos B, se extiende hasta el borde inferior de la rotura. Ausencia en toda la superficie de fractura de líneas de detención y de líneas direccionales.

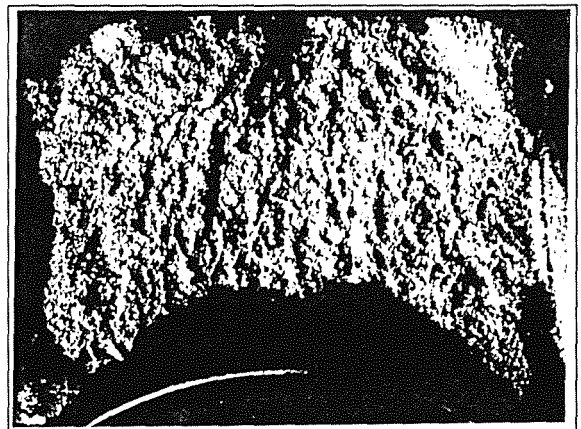


Fig. 2d: Rotura F-2.1 ( $\times 11,8$ ).

*F-2.2:* Presencia con la superficie de fractura de dos zonas diferenciadas por su textura y rugosidad: Una zona B, que cubre la mayor parte de la fractura, de relieve rugoso no direccional y textura mezcla de fibrosa y granular afacetada (cristalina) y otra zona A situada (según figura 2e) en que el relieve es más suave y la textura más fina y de aspecto menos

granular. Ausencia en toda la superficie de fractura de líneas de detención y de líneas direccionales.

*F-2.3:* Los caracteres macrofractográficos de esta rotura son prácticamente idénticos a los de la zona *B* de la rotura *F-2.2*, excepto en una pequeña franja *A* lateral, adyacente al borde derecho (según figura 2f) de la probeta, en la que el relieve es notablemente más suave y la textura, más fina, no presenta ningún aspecto cristalino. Ausencia en toda la fractura de líneas de detención y de líneas direccionales.

*F-3:* La superficie de fractura presenta dos zonas claramente diferenciadas. Una zona *A*, situada en la parte superior (según la figura 2g), de relieve suave y textura fina sin caracteres acusados ni fibrosos ni granulares. A partir del límite de esta zona y de forma brusca, la fractura se desarrolla, ocupando más del 75% del total de la rotura, con un relieve más acusado y con textura claramente cristalina. Ausencia en toda la fractura de rugosidad direccional claramente definida así como líneas de detención o direccionales.

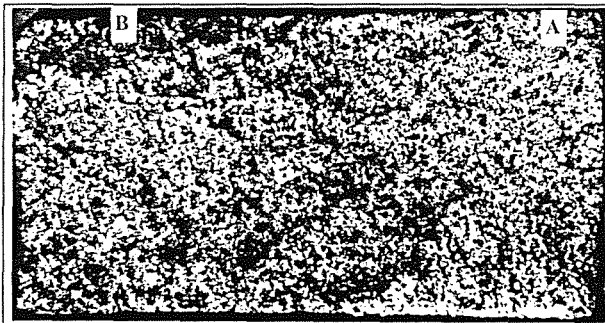


Fig. 2e: Rotura *F-2.2* ( $\times 13$ ).

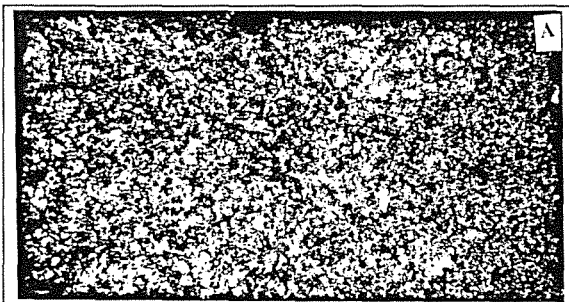


Fig. 2f: Rotura *F-2.3*. ( $\times 13$ ).

#### 4. ESTUDIO MICROFRACTOGRÁFICO.

4.1 El estudio microfractográfico (caracteres observados e identificación de los mismos) vienen reflejados en las figuras que acompañan al texto y pies aclaratorios de las mismas. Los aumentos que figuran en dichos pies son los correspondientes a los reales de observación y el tamaño de las figuras corresponde a una reducción de 0,5. Cuando ha sido aconsejable, la diferenciación entre ferrita y perlita ha sido ratificada por la diferencia entre la relación de contenido en Si en relación con el Fe, obtenidos mediante análisis en la superficie de fractura con la técnica de EDE acoplada al MEB.

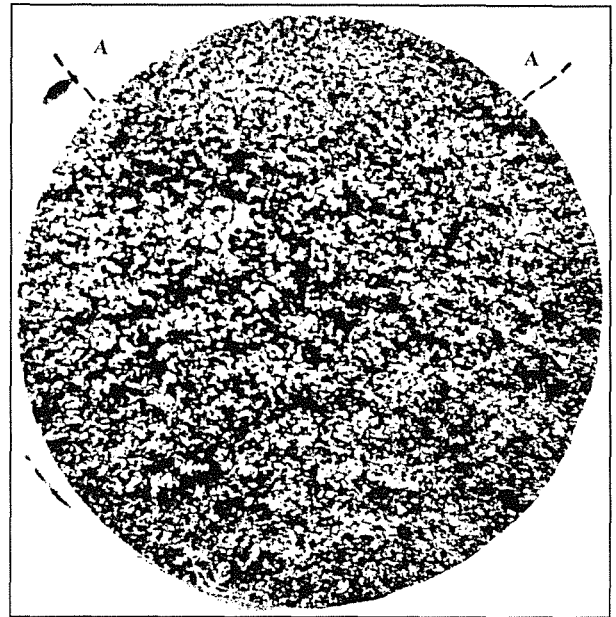


Fig. 2g: Rotura *F-3*. ( $\times 8$ ).

Los caracteres microfractográficos expuestos son los representativos, y por tanto repetitivos, de todas las áreas examinadas en cada una de las zonas *A* y *B* de las probetas. A continuación relacionamos los números de las microfractografías con las probetas y zonas *A* y *B* de las mismas tal como se ha establecido en el estudio microfractográfico:

*F-1.1:* Figuras 3a y 3b.

*F-1.2:* Zona *A*, figuras 4a a 4f; Zona *B*, figuras 4g y 4h.

*F-2.1:* Zona *A*, figuras 5a a 5c; Zona *B*, figuras 5d a 5f.

*F-2.2:* Zona *A*, figuras 6a a 6d.

*F-2.3:* Zona *A*, figuras 7a y 7b; Zona *B*, figura 7c.

*F-3* : Zona *A*, Figuras 8a a 8c; Zona *B*, figuras. 8d a 8e.

4.2 El resultado conjunto resumido del estudio microfractográfico es el siguiente:

4.2.1 Material *F-1* (matriz ferrítica), rotura por carga estática: La superficie de fractura está formada por la matriz y por nódulos de grafito y, cuando el nódulo ha quedado embebido en la matriz en la otra cara de la fractura, por alvéolos de alojamiento de los mismos. La matriz presenta una acusada deformación plástica de los alvéolos originales de alojamiento de los nódulos, con crecimiento de los mismos, apreciándose en sus paredes las correspondientes serpentinadas de deslizamiento. En las zonas con nódulos de grafito suficientemente alejados se observan superficies "cuasi-planas", sin relieve o ligero relieve no definido (sin formación de cúpulas) que se unen a los alvéolos deformados, observándose en estas uniones, así como en la de los propios alvéolos entre si, numerosas microcúpulas. La pérdida de continuidad de la matriz se produce, como fase final del proceso de deformación, por la unión y rotura de las paredes deformadas de los alvéolos entre si o con las superficies "cuasi-planas" mencionadas.

Todos estos caracteres microfractográficos observados son idénticos, tanto en la muestra *F-1.1* como en la rotura a tracción de la probeta *F-1.3* y en la zona *B* de la rotura final de la probeta *F-1.2* ensayada a fatiga.



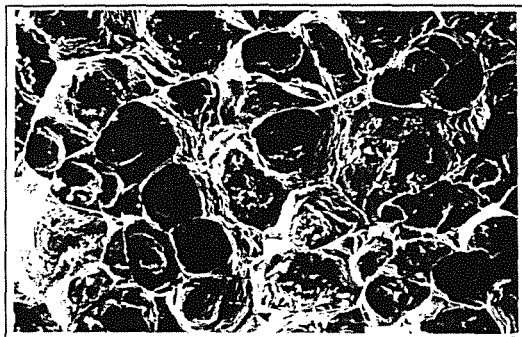


Fig. 3a: Aspecto de la zona A: Nódulos de grafito, alvéolos y alguna superficie plana en la matriz ferrítica. (X1000).

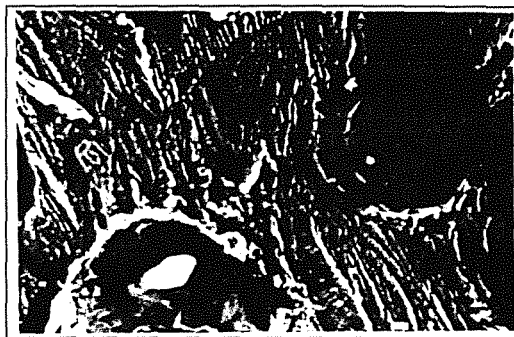


Fig. 4b: Detalle en la iniciación de la zona de fatiga. Zona plana de corte de grano con microrrelieve de morfología laminar típica de corte de grano de perlita. (X4000).



Fig. 3b: Nódulos de grafito (izquierda de la figura) y huecos (derecha). deformación de la matriz alrededor del nódulo, con formación de serpentinillas de deslizamiento. Microcúpulas y superficies de corte de grano de ferrita, sin relieve aparente. (X3000).



Fig. 4c: Detalle de la zona de iniciación de la zona A de fatiga. Mesetas con estriaciones dúctiles en la matriz ferrítica. (X4000).

4.2.2 Material *F-1* (matriz ferrítica), rotura por fatiga: La superficie de fractura (zona A, probeta *F-1.2*) de la matriz se caracteriza y diferencia de la rotura por carga estática por la presencia, en las zonas de matriz, situadas entre nódulos de grafito no adyacentes, de estriaciones dúctiles típicas de fatiga y porque la deformación de los alvéolos de alojamiento de los nódulos de grafito es notablemente inferior (compárese las figuras 3b y 4h con la 4f), así como por una proporción inferior de nódulos en relación con la superficie total de fractura (compárese la figura 4a con la 3a). Ni en la superficie de rotura por carga estática ni en la de rotura por fatiga se han observado cortes de nódulos de grafito.



Fig. 4d: Estriaciones dúctiles en otra zona de la superficie de fractura A por fatiga. (X4000).

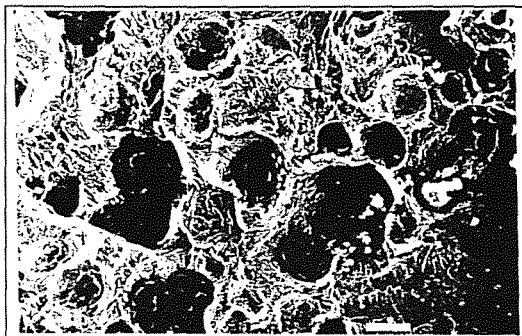


Fig. 4a: Aspecto general de la superficie de fractura, en la zona de iniciación, de la zona A (fatiga). (X1000).



Fig. 4e: Otra parte de la zona A de fatiga. Estriaciones dúctiles. (X4000).



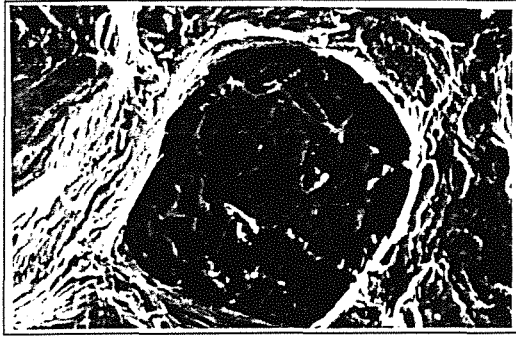


Fig. 4f: Zona A de fatiga. Detalle mostrando escasa o nula deformación del alvéolo de alojamiento del nódulo de grafito. (X4000).



Fig. 4g: Detalle de la zona de rotura B. (X2000).



Fig. 4h: Detalle de la deformación de los alvéolos de alojamiento de los nódulos en la zona B de rotura final por carga estática (comparar con la figura 4f). (X4000).

4.2.3 Material F-2 (Matriz 50/50 ferrita-perlita), rotura por carga estática:

• Zona A: Superficie de fractura formada por la matriz y por nódulos de grafito y alvéolos de alojamiento de los mismos, cuando el nódulo ha quedado embebido en la matriz de la otra cara de la rotura. En la matriz se observan, ya a relativamente pocos aumentos (aprox. 1000), zonas planas de dos tipos: una casi sin relieve y otras con algo de relieve complejo no definido, así como deformación en parte de los alvéolos de alojamiento de los nódulos. A aumentos suficientes se pone de manifiesto que las zonas planas con relieve complejo corresponden a planos de corte de zonas de perlita y que el relieve observado es debido a la estructura laminar de la perlita; el otro tipo de zonas planas están situadas rodeando o alcanzando los alvéolos de alojamiento de nódulos y son idénticas a las zonas "cuasi-planas" ya mencionadas en 4.2.1 y corresponden a cortes de grano de ferrita, apreciándose deformación de los

alvéolos adyacentes y microcúpulas en la unión de alvéolos adyacentes deformados o de las superficies "cuasi-planas" con los alvéolos.

• Zona B: Los caracteres micromorfológicos de la matriz cambian totalmente con respecto a la zona A (compárese figuras 5d y 5a), ya que casi toda la superficie de rotura de la matriz está formada por las facetas típicas de planos de descohesión, apreciándose en una proporción mucho menor los caracteres micromorfológicos ya descritos de corte de los granos de ferrita, microcúpulas y deformación de alvéolos, que quedan relegados a zonas adyacentes a nódulos. Los planos de corte de las zonas de perlita, característicos de la zona A y que no aparecían relacionados con la estructura cristalográfica de los granos de perlita, han desaparecido y han sido sustituidos por planos cristalográficos de descohesión de los granos de perlita, planos en los que se aprecia las trazas de la estructura laminar de la perlita (figura 5f). Otra característica diferencial de las zonas A y B es la menor proporción de nódulos o alvéolos en la superficie de fractura de la zona B que en la A, proporción que va siendo cada vez menor conforme nos alejamos del límite entre ambas zonas hacia la salida de la rotura en la zona B. La separación entre las zonas A y B (aparición de los planos de descohesión en lugar de los de corte de zonas de perlita) es brusca. No se observan cortes de nódulos de grafito en ninguna de las dos zonas descritas.

Todos estos caracteres microfractográficos son idénticos, dos a dos, tanto en las zonas A como en las zonas B, de la muestra F-2.1 como en la rotura a tracción de la probeta F-2.3.



Fig. 5a: Aspecto de la zona A: Se observan nódulos de grafito y alvéolos sobre el fondo de la matriz, que presenta zonas planas casi sin relieve y otras con más relieve. (X950).

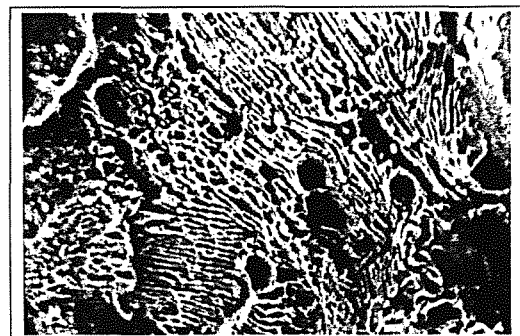


Fig. 5b: Detalle de la figura 5a. Zona plana de la matriz a la derecha del nódulo central. Corte de un grano de perlita (se aprecia su estructura laminar. (X5000).

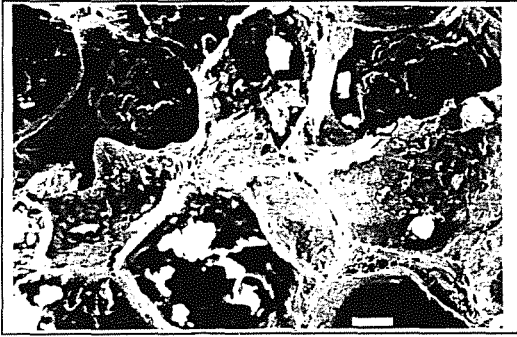


Fig. 5c: Detalle de la fig. 5a (parte superior izq.). Corte de granos de ferrita, deformación de las paredes de los alvéolos y microcúpulas en la unión de los mismos y los cortes de granos de ferrita, que se producen en superficies "cuasi-planas" sin relieve. ( $\times 4000$ ).



Fig. 5d: Aspecto general de la rotura en zona B: Menor proporción de nódulos que en zona A. Toda la superficie de matriz formada por planos de descohesión. ( $\times 500$ ).

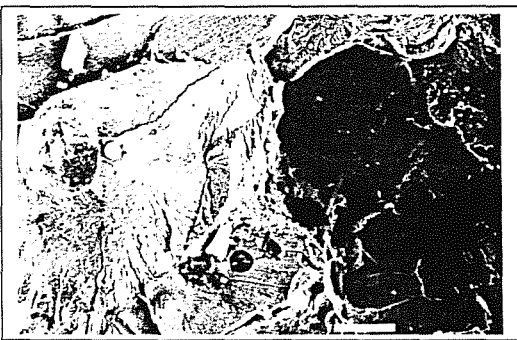


Fig. 5e: Detalle de planos de descohesión típicos y zona no plana a la izquierda del nódulo con relieve al parecer de microcúpulas. ( $\times 1500$ ).

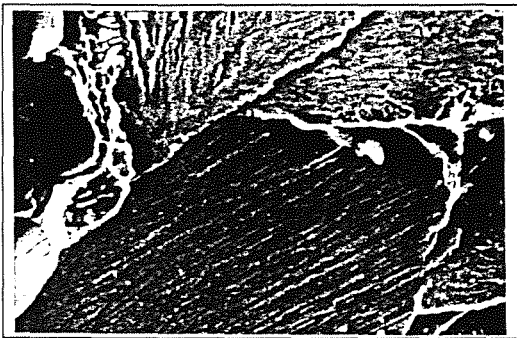


Fig. 5f: Detalle de planos de descohesión de corte de grano de perlita (se aprecian trazas de la estructura laminar perlítica). ( $\times 5000$ ).

4.2.4 Material *F-2* (matriz 50/50 ferrita-perlita), rotura por fatiga: Los caracteres microfractográficos que se resumen a continuación son los observados en la probeta *F-2.2* en la grieta de fatiga desarrollada hasta 1.255.000 ciclos.

Superficie de fractura formada por la matriz y por nódulos de grafito y alvéolos de alojamiento de los mismos, cuando el nódulo ha quedado en la otra cara de la rotura, embebido en la matriz. La proporción de nódulos y alvéolos en relación con la superficie total de fractura es notablemente inferior (compárense fig. 6a con 5a) a la que se observa en la zona A de rotura por carga estática. No se aprecian roturas de nódulos de grafito ni prácticamente deformación de sus alvéolos de alojamiento. En la superficie de fractura de la matriz se observan, mezcladas, microzonas de dos tipos. Uno de ellos corresponde a microzonas adyacentes a los nódulos de grafito en las que se distinguen estriaciones dúctiles de fatiga similares (compárense figs. 6a y 6b con 4c y 4d) a las encontradas en la zona de fatiga del material *F-1* (matriz ferrítica). El otro tipo corresponde a microzonas de corte de perlita, en las que se aprecia la estructura laminar de la misma y que son muy similares a las zonas de corte de perlita observadas en las zonas A de rotura por carga estática de este mismo material *F-2* y prácticamente iguales a la pequeña zona perlítica (fig. 4b) en la zona A de rotura por fatiga del material *F-1* (compárense las dos figuras 4b y 6d); la comparación de la figuras 5c y 7b con las otras citadas se ve dificultada por la diferente finura de la perlita.

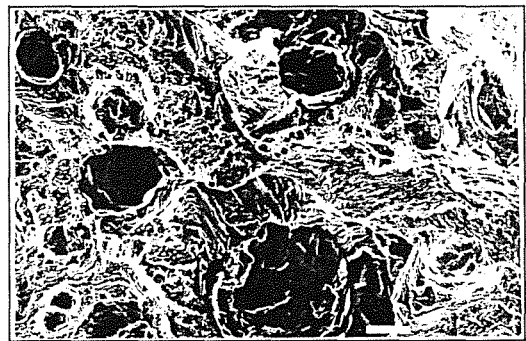


Fig. 6a: Probeta *F-2.2*: Vista general de zona de fatiga. ( $\times 1000$ ).

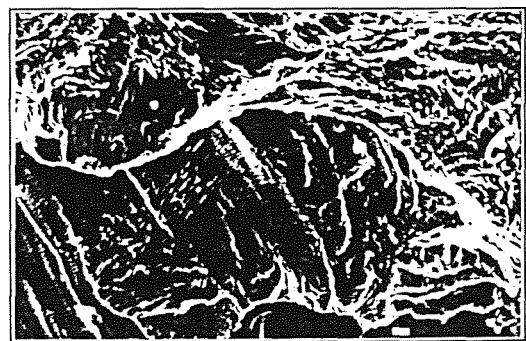


Fig. 6b: Detalle de la rotura por fatiga. En la zona de ferrita adyacente a un nódulo de grafito (parte inferior de la figura) se aprecian mesetas con estriaciones dúctiles. En parte superior, corte de perlita. ( $\times 4000$ ).



Fig. 6c: Detalle de las mesetas con estrías dúctiles de la figura anterior. ( $\times 7000$ ).

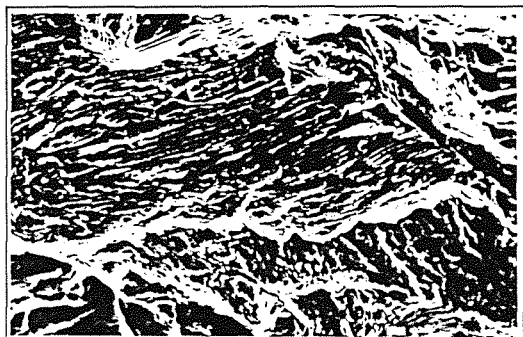


Fig. 6d: Detalle de la figura 6b (parte superior): Perlita. ( $\times 4000$ ).

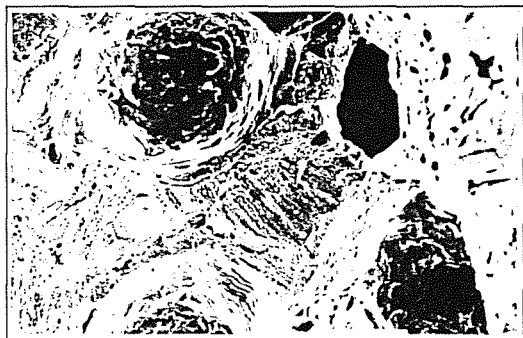


Fig. 7a: Probeta F-2.3. Zona A de iniciación plástica: Nódulos de grafito y un alvéolo. Deformación con serpentinas de deslizamiento en ferrita alrededor de los nódulos, microcúpulas, corte de grano perlita y microcúpulas en ferrita mezcladas con corte de perlita. ( $\times 2000$ ).

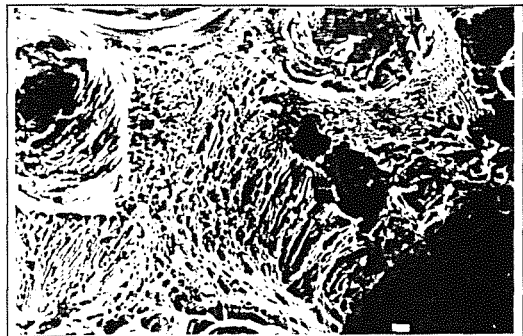


Fig. 7b: Detalle de mezcla de microcúpulas y cortes de perlita en zona situada entre nódulos de grafito y deformación y serpentinas de deslizamiento en los alojamientos de nódulos. ( $\times 4000$ ).

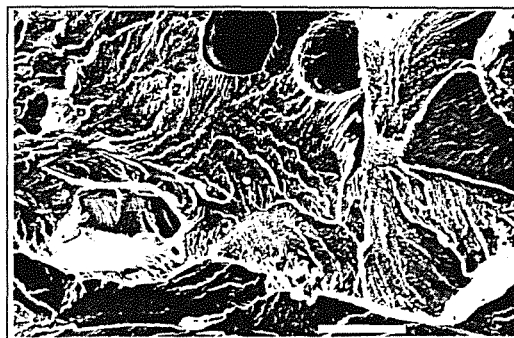


Fig. 7c: Aspecto general de la superficie de rotura en zona B. Descohesiones en el corte de los granos de perlita; se aprecian también cortes de ferrita (zonas blancas) sin relieve aparente. Se insinúa en los planos de descohesión la estructura laminar de la perlita cortada por los mencionados planos. ( $\times 2000$ )



Fig. 7d: Detalle de la estructura laminar de la perlita cortada por los planos de descohesión por donde se produce la rotura del grano de perlita. ( $\times 4000$ ).

#### 4.2.5 Material F-3 (matriz perlítica), rotura por fatiga:

- Zona A de propagación por fatiga: Nódulos de grafito y alvéolos embebidos en la matriz que presenta un relieve irregular uniforme que, a suficientes aumentos, se identifica como corte de la matriz perlítica, estando el relieve ligado a la estructura laminar de la perlita; sus características micromorfológicas son idénticas a los observados en las zonas perlíticas de rotura por fatiga en los materiales F-1 y F-2 (compárense la fig. 8c con las 4b y 6d). En los anillos de ferrita que rodean los nódulos de grafito, se aprecian microcúpulas y superficies "cuasi-planas" de muy pequeño tamaño, sin relieve, con características de rotura estática con deformación muy restringida del anillo de ferrita. No se observa separación de los nódulos de grafito de la matriz ni corte de los mismos, en cuya superficie se observan restos de ferrita.

- Zona B de rotura final por carga estática: La superficie de fractura de la matriz está formada, de manera prácticamente exclusiva, por las facetas de planos de descohesión de los granos de perlita, con idénticas características (salvo la presencia de cortes de grano de ferrita) a las observadas en las zonas B de rotura, tanto a fatiga como a carga estática, del material F-2. La proporción de nódulos y alvéolos en la zona B es menor que en la zona A de fatiga.

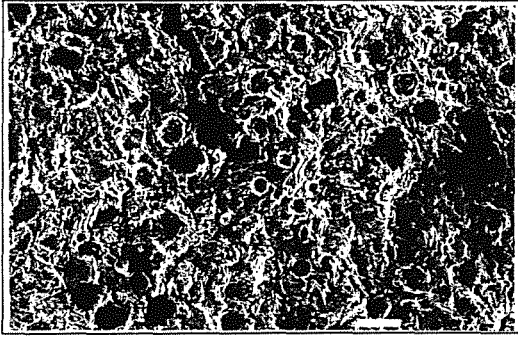


Fig. 8a: Vista general de la superficie de fractura en la zona A (fatiga). (X100).

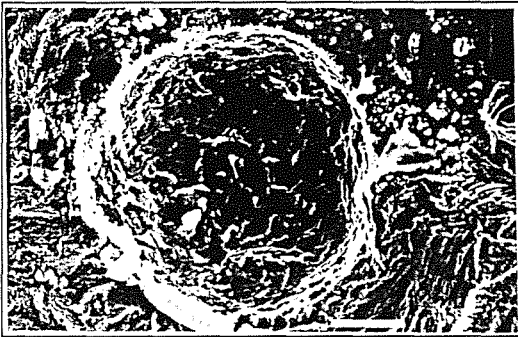


Fig. 8b: Detalle de la zona A mostrando un alvéolo de alojamiento de un nódulo, deformación y rotura del anillo de ferrita que rodea al nódulo y de la matriz perlítica. (X1700).



Fig. 8c: Detalle de la zona de rotura de la matriz en las inmediaciones del nódulo. Se aprecia la estructura laminar de la perlita y la ausencia de relación con planos cristalográficos y límites del grano de perlita. (X4000).

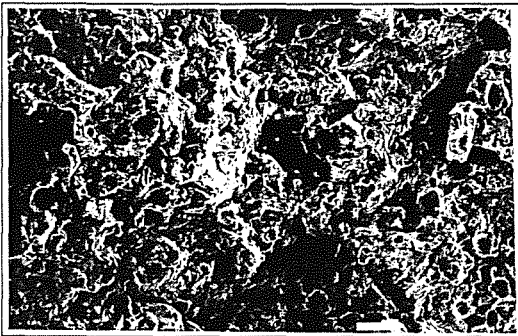


Fig. 8d: Aspecto general de la superficie de rotura final por carga estática (zona B). Menor proporción de nódulos y alvéolos que en la zona de fatiga. Rotura de la matriz más afectada y ligada a la estructura granular que en la zona A (compárese con fig. 8a). (X100).



Fig. 8e: Rotura de la matriz perlítica en la parte central de la zona B. Planos de descohesión transcristalina de corte de los granos de perlita. Se insinúan en dichos planos las trazas de la estructura laminar de la perlita. (X2000).

## 5. ANÁLISIS DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

5.1 Las zonas de matriz ferrítica, hasta al menos 50% de contenido en perlita como constituyente de la matriz, presentan, en todas sus superficies de fractura (si es por carga estática) y en la zona final de rotura (si es por fatiga), caracteres análogos a una rotura dúctil con formación de cúpulas por micromecanismos de iniciación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, siendo en este caso los nódulos de grafito las "partículas" alrededor de las cuales se ceban los microvacíos. Debido a la menor ductilidad general, por la presencia de los nódulos de grafito y el tamaño y proximidad de estos, la coalescencia de los microvacíos se produce con formación de microcúpulas en la unión de los tabiques, en lugar de descohesión a lo largo de planos de deslizamiento como sucede en general en las roturas con formación de cúpulas.

Las superficies "cuasi-planas", sin relieve, mencionadas en el estudio microfractográfico, son superficies de pseudodescohesión a lo largo de planos de deslizamiento bajo la acción de componente de esfuerzos cortantes.

Si el contenido de perlita es del 90% la deformación de la ferrita que rodea a los nódulos de grafito se ve fuertemente constreñida por la matriz perlítica que los rodea, no produciéndose deformación de los alvéolos excepto en la rotura de la pared del anillo.

5.2 En las roturas por fatiga, con contenido en perlita inferior o igual al 50%, se producen estriaciones de fatiga en las zonas ferríticas de la matriz en las que la separación de los nódulos de grafito es suficiente. La deformación de los alvéolos de los nódulos es mucho menor (aunque del mismo tipo y características) que bajo carga estática, y la fractura por fatiga tiende a progresar más por la matriz que en las roturas bajo carga estática.

5.3 Las zonas perlíticas de la matriz, sea cual sea su proporción, se rompen, con carácter frágil, por corte de la perlita sin seguir planos cristalográficos de descohesión de los granos de perlita, tanto en las zonas de propagación de grieta por fatiga como en las zonas de iniciación plástica de la rotura general frágil del material bajo carga estática, siendo prácticamente iguales en ambos casos los caracteres microfractográficos que están fuertemente influenciados por la estructura laminar de la perlita.

5.4 A partir de una proporción de perlita superior al 50%, cuando la profundidad de la grieta, de fatiga o de iniciación plástica de rotura bajo carga estática, alcanza la longitud crítica, se dispara una rotura por descohesión ligada a los granos de perlita y según los planos de descohesión de estos granos. Esta circunstancia explica el cambio en los caracteres macrofractográficos de textura fibroso-granular, correspondiente a la presencia de nódulos y deformación de la ferrita, a la textura cristalina. La rotura en esta zona se propaga preferentemente buscando los granos de perlita (menor absorción de energía) y no los nódulos de grafito.

5.5 Las *conclusiones*, en cuanto al objetivo de diferenciar las roturas por fatiga de las provocadas por carga estática, es que ello es posible y relativamente fácil si la proporción de perlita es inferior o igual al 50%, pero no es posible, en general, si la proporción de perlita es muy elevada, como sucede si alcanza el 90%.

## 6. BIBLIOGRAFÍA

1. ASM Metals Handbook. Ninth Edition, Vol. 12 - Fractography. Marzo. 1987.
2. "Fallos en Servicio de los Materiales Metálicos". INTA, 1992.

## INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN Y DE LA GEOMETRÍA DE LA ENTALLA EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DEL ACERO AE-460

L. Tosal\*, C. Rodríguez\*, C. Betegón\* y F.J. Belzunce\*\*

\* Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación (Universidad de Oviedo)

\*\* Departamento de Materiales (Universidad de Oviedo)

E.T.S.I. Industriales de Gijón. Campus de Viesques. 33204 Gijón

**Resumen.** En este trabajo se comparan las curvas de transición de la tenacidad de un acero estructural con la temperatura medidas mediante aplicación lenta de carga (condiciones estáticas) o mediante impacto (dinámicas), así como la influencia que la geometría del defecto iniciador de la fractura (entalla o grieta) tiene en las mismas. La tenacidad de las probetas agrietadas se ha caracterizado mediante la determinación del parámetro  $J_I$ . Los valores críticos de  $J_I$  en condiciones estáticas se han obtenido aplicando la norma ASTM. Para el cálculo del valor crítico  $J_I$  en condiciones dinámicas, se han empleado diversos criterios utilizados habitualmente y se ha realizado una valoración de los resultados obtenidos con todos ellos.

**Abstract.** The toughness transition curves of an structural steel with the temperature under low strain rate (static conditions) or impact (dynamic conditions) are compared in this work, as well as the influence that the geometry of the initial defect which promotes fracture (notch or crack) has on them. The toughness of the precracked specimens has been characterized by means of determining the  $J_I$  parameter. The critical values of  $J_I$  under static conditions were obtained following the ASTM standard. To calculate the critical value of  $J_I$  under dynamic conditions several methods, that are frequently used, were analyzed in this work comparing at the same time the results given by all them.

### 1. INTRODUCCIÓN

Es bien conocido que la caracterización del comportamiento a fractura de los materiales estructurales puede realizarse mediante ensayos estáticos o dinámicos. En este último caso, las curvas de variación de la energía de fractura con la temperatura obtenidas utilizando probetas con entalla en V bajo cargas de impacto constituyen un criterio científica e industrialmente aceptado para la determinación de la transición dúctil-frágil de cualquier material. Sin embargo, las condiciones que caracterizan este tipo de ensayos son, en la mayoría de los casos, muy diferentes a las que existen habitualmente en las estructuras reales en servicio, en donde las cargas pueden no ser dinámicas y por el contrario existen grietas en lugar de entallas.

Por otro lado la realización de ensayos dinámicos sobre probetas entalladas facilita mucho la experimentación, aminorando tanto el tiempo como el coste de la misma, pero sin embargo, no permite determinar parámetros directamente aplicables en el diseño de elementos estructurales. Esta es la razón por la que la tendencia actual a la hora de caracterizar la tenacidad o la temperatura de

transición de un material es la de recurrir al uso de probetas preagrietadas y ensayarlas bien en condiciones estáticas o dinámicas. Es necesario también añadir que mientras los ensayos de fractura estáticos están normalizados desde hace ya muchos años y su importancia práctica en ingeniería no admite dudas, el análisis de los resultados de los ensayos dinámicos realizados sobre probetas preagrietadas y el cálculo de los valores críticos de tenacidad, especialmente cuando el material exhibe un comportamiento elastoplástico, es complicado y está sujeto a múltiples indeterminaciones [1-4]. Por otro lado la búsqueda de correlaciones entre todos estos ensayos ha suscitado desde hace tiempo un enorme interés [5,6].

Conscientes de que el comportamiento a fractura de los aceros estructurales depende de la temperatura, la velocidad de deformación y de la triaxialidad del estado tensional impuesto, hemos realizado un trabajo experimental con el ánimo de comparar las curvas de transición de la tenacidad de un acero estructural con la temperatura, obtenidas mediante aplicación lenta de carga (condiciones estáticas) o mediante impacto (dinámicas), así como la influencia que la geometría del defecto iniciador de la fractura (entalla o grieta) tiene en las mismas.

**2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES**

El material utilizado en este trabajo ha sido un acero estructural AE-460 de fabricación española, suministrado en forma de chapa de 30mm de espesor, presentando una estructura ferrito-perlítica bandeada al haber sido obtenido por laminación en caliente. La composición química y las propiedades mecánicas convencionales de este material a temperatura ambiente se muestran en las tablas 1 y 2, respectivamente.

Tabla 1. Composición química del acero utilizado

|        |       |      |       |       |
|--------|-------|------|-------|-------|
|        | C     | Si   | Mn    | P     |
| % Peso | 0.18  | 0.41 | 1.54  | 0.015 |
| S      | Al    | Ni   | Nb    | V     |
| 0,002  | 0,071 | 0,47 | 0,057 | 0,143 |

Tabla 2. Propiedades mecánicas convencionales

|                  |                  |        |          |          |
|------------------|------------------|--------|----------|----------|
| $\sigma_e$ (MPa) | $\sigma_R$ (MPa) | E(GPa) | Alar.(%) | Estr.(%) |
| 543              | 655              | 202    | 29       | 6+       |

Aunque la geometría de partida de todas las probetas fue tipo Charpy estándar (10x10x55mm), con entalla en V de 2mm de profundidad, sin embargo, únicamente se utilizó esta geometría de entalla para la realización de los ensayos que denominaremos "ensayos dinámicos sobre probetas entalladas", que fueron realizados de forma convencional en un péndulo Charpy IBERTEST de 300J, lo que permitió obtener la curva de transición del material para esta geometría.

El resto de las probetas fueron agrietadas por fatiga hasta alcanzar la relación  $a/W=0,6$ . Posteriormente se mecanizaron dos ranuras laterales con una profundidad total igual al 20% del espesor nominal de las probetas, según recomienda la norma ASTM E1152. Con objeto de evaluar el efecto de la velocidad de deformación sobre el comportamiento a fractura del material, una parte de estas probetas agrietadas se ensayaron a impacto mientras que el resto fueron sometidas a ensayos estáticos.

**2.1 Ensayos dinámicos**

Los ensayos dinámicos sobre probetas agrietadas fueron realizados a temperaturas comprendidas entre 60°C y -40°C en un péndulo Charpy instrumentado de 300 J, equipado con una tarjeta de adquisición de datos de 1 MHz. La velocidad de caída del péndulo en el momento del impacto fue de 3,5m/s, lo que equivale a una energía total de 124,89J. La utilización de esta técnica ha permitido no sólo determinar la energía de fractura de las

probetas agrietadas, sino también, mediante el software para el tratamiento de señales implementado en la máquina [1], obtener las curvas fuerza-desplazamiento ( $F(t)-s(t)$ ) características de este tipo de ensayos (figura 1).

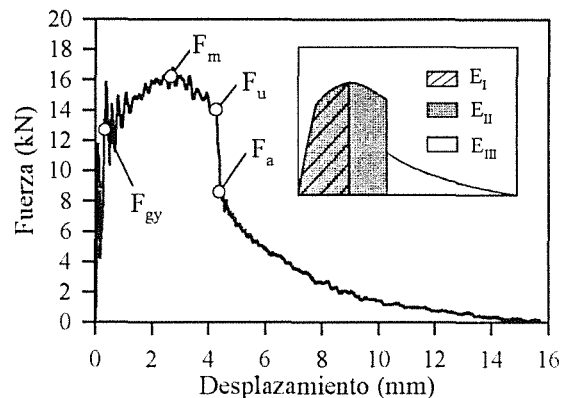


Fig. 1. Diagrama fuerza/desplazamiento en donde se indican los parámetros más importantes

Para el cálculo de los valores de  $J_{Id}$  se han utilizado varios métodos propuestos por diferentes investigadores [1,2]. El primer criterio utilizado es el de la fuerza máxima, que supone que el crecimiento estable de la grieta comienza en las proximidades de la carga máxima del ensayo,  $F_m$ , considerando, por tanto, la energía  $E_I$  como la energía crítica para el inicio del crecimiento estable de la grieta. El valor de  $J_{Id}$  se ha calculado tanto con la formulación de Begley y Landes [7] como con la formulación propuesta por Sumpter y Turner [8] que calcula el valor de  $J_{Id}$  como suma de una parte elástica, determinada en el instante de fluencia del material ( $t_{gy}$ ) y una parte plástica determinada en el instante de fuerza máxima del ensayo.

El tamaño de grieta efectivo  $a_{eff}$ , necesario para aplicar la formulación de Sumpter y Turner se obtiene a partir de la ecuación que relaciona la fuerza aplicada con el desplazamiento, suponiendo que el material sigue una ley del tipo Ramberg-Osgood:

$$\frac{F(t) \cdot W}{B \cdot (W - a)^2} = k \cdot \left[ \frac{\Delta_{pl}(t)}{W} \right]^{1/n} \tag{1}$$

Definiendo el desplazamiento plástico del punto de carga mediante:

$$\Delta_{pl}(t) = s(t) - s(t = t_{gy}) \tag{2}$$

El tamaño de grieta efectiva se calcula por tanto, según la expresión:



$$a_{eff} = a_o + \Delta a(t = t_m) \quad (3)$$

También se ha utilizado el método de la fuerza máxima modificada [2] con la formulación de Begley y Landes. En este procedimiento la energía modificada  $(E_I)_{mod}$  es considerada como la energía crítica para el inicio del crecimiento estable de la grieta y se calcula a partir de la energía  $E_I$  según las siguientes expresiones:

$$(E_I)_{mod} = E_I - \left[ \frac{F_m^2}{2} \right] \cdot \left[ \frac{V_o \cdot t_{gy}}{F_{gy}} - \frac{V_o^2 \cdot t_{gy}^2}{8 \cdot E_o} - \frac{C}{B \cdot E} \right] \quad (4)$$

$$C = 72 \cdot g(a/W) + 2 \quad (5)$$

con:

$$\begin{aligned} g(a/W) = & 1,86(a/W)^2 - 3,95(a/W)^3 + \\ & 16,38(a/W)^4 - 37,23(a/W)^5 + 77,55 \\ & (a/W)^6 - 126,87(a/W)^7 + 172,52(a/W)^8 \\ & - 143,9(a/W)^9 \end{aligned} \quad (6)$$

Siendo  $V_o$  la velocidad de impacto del péndulo.  $E_o$  la energía total de impacto del péndulo para la velocidad  $V_o$ .  $C$  la flexibilidad de la probeta y  $E$  el módulo de Young.

Otro de los criterios utilizados ha sido el método de Kobayashi [1], o de la variación efectiva de la flexibilidad, tanto con la formulación de Begley y Landes [7] como la de Sumpter y Turner [8]. Este método supone que el crecimiento estable subcrítico de la grieta se produce en el instante en el que la pendiente de la curva de la flexibilidad frente al tiempo sufre un cambio brusco. Dicha variación efectiva de flexibilidad se define como:

$$\frac{\Delta C}{C_e} = \frac{\frac{F(t)}{s(t)} - C_e}{C_e} \quad (7)$$

Donde  $C_e$  representa la flexibilidad inicial del gráfico.

## 2.2 Ensayos estáticos

Los ensayos de fractura estáticos sobre probeta agrietada, han sido realizados a temperatura ambiente, 0°C, -15°C y -30°C, en una máquina de ensayos MTS 810 de 250kN de carga máxima, equipada con una cámara ambiental INSTRON mod. 311900, que utiliza nitrógeno líquido como medio refrigerante. Para la determinación de las curvas J-R se ha utilizado el método uniprobeta propuesto en la norma ASTM E1152, con la ayuda de un extensómetro tipo COD, que colocado en la boca de la entalla permite obtener el crecimiento

estable de la grieta a partir de las variaciones de flexibilidad experimentadas por la probeta en el curso del ensayo.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1. Efecto de la geometría de la entalla

En la figura 2 se comparan los valores de la energía de fractura en función de la temperatura, correspondientes a los ensayos de impacto realizados tanto con las probetas entalladas como con las agrietadas.

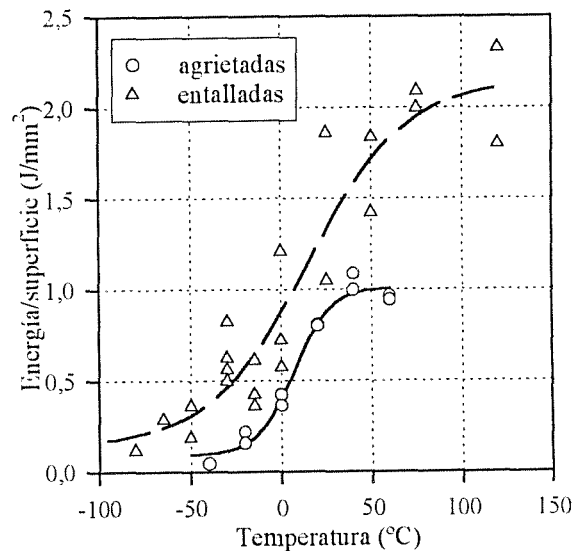


Fig. 2. Energía absorbida por unidad de superficie en las probetas con entalla y agrietadas ( $a/W=0,6$ )

Estos resultados muestran como la curva de transición correspondiente a las probetas agrietadas se encuentra desplazada hacia mayores temperaturas y menores energías de fractura que las entalladas, lo que corresponde a un comportamiento más frágil. La transición dúctil-frágil de las probetas fisuradas se produce de una forma más brusca, pasando de un comportamiento totalmente dúctil a uno completamente frágil en un intervalo de tan sólo 80°C, mientras que para las probetas entalladas esta transición se produce en un intervalo de unos 200°C. Además, los valores de la energía absorbida en el impacto por las probetas entalladas llegan a doblar a los correspondientes a las fisuradas. Esta gran diferencia energética reside, en parte, en la distinta geometría del defecto de partida que en el caso de las probetas entalladas precisa de una energía adicional necesaria para iniciar la grieta que posteriormente desencadena la fractura. Otra de las razones para explicar la mayor fragilidad de las probetas agrietadas es la presencia



de ranuras laterales en estas últimas, responsables a su vez, de un estado tensional con una mayor triaxialidad.

3.2. Comparación de los diferentes métodos para el cálculo de  $J_I$

La tabla 3 recoge los valores medios y desviaciones típicas obtenidos utilizando los diferentes métodos de cálculo de  $J_{Id}$  propuestos en el apartado anterior para las distintas temperaturas de ensayo. Estos resultados se muestran gráficamente en la figura 3, en la que se representa a su vez la curva de transición obtenida con el método de la fuerza máxima y la formulación de Begley y Landes.

Tabla 3. Valores medios y desviación típica de  $J_{Id}$  según los distintos métodos analizados

| Método              |       | $J_{Id}$ (kJ/m <sup>2</sup> ) |     |      |      |      |
|---------------------|-------|-------------------------------|-----|------|------|------|
|                     |       | Temperatura (°C)              |     |      |      |      |
|                     |       | 60                            | 40  | 20   | 0    | -20  |
| $F_m$<br>B-L        | med.  | 378                           | 347 | 276  | 120  | 65   |
|                     | desv. | 9.3                           | -   | 35.6 | 4.5  | 6    |
| $F_m$<br>S-T        | med.  | 402                           | 372 | 298  | 152  | n.c. |
|                     | desv. | 0.5                           | -   | 26.7 | 0.2  | n.c. |
| Kobayashi-<br>B-L   | med.  | 421                           | 324 | 296  | 55   | n.c. |
|                     | desv. | 5.8                           | -   | 57.3 | 45.6 | n.c. |
| Kobayashi-<br>B-T   | med.  | 441                           | 350 | 317  | 89   | n.c. |
|                     | desv. | 1.34                          | -   | 47.3 | 46.4 | n.c. |
| $F_m$<br>modificado | med.  | 336                           | 302 | 235  | 84   | 42   |
|                     | desv. | 7.1                           | -   | 30.7 | 1.8  | 14.2 |

Dentro de cada método, los resultados obtenidos con las dos formulaciones utilizadas son prácticamente similares en todas las temperaturas de ensayo. El método basado en la determinación del inicio del crecimiento estable de la grieta a través de la variación efectiva de la flexibilidad (método de Kobayashi) muestra una mayor dispersión de resultados, siendo unas veces inferiores y otras superiores a los calculados por los métodos basados en la carga máxima. Esto es debido, como ya ha sido observado por otros investigadores [1,2], a que el inicio del crecimiento estable de la grieta no puede ser calculado con exactitud debido a imprecisiones en la determinación de la variación efectiva de la flexibilidad (errores de medida del equipo experimental), siendo en algunos casos imposible de determinar. Otra de las posibles fuentes de error es el cálculo del tamaño de grieta efectivo (utilizado en la formulación de Sumpter-Turner), basado en el ajuste del comportamiento del material a una ley del tipo Ramberg-Osgood, cuyos parámetros resultan, a su vez, imposibles de

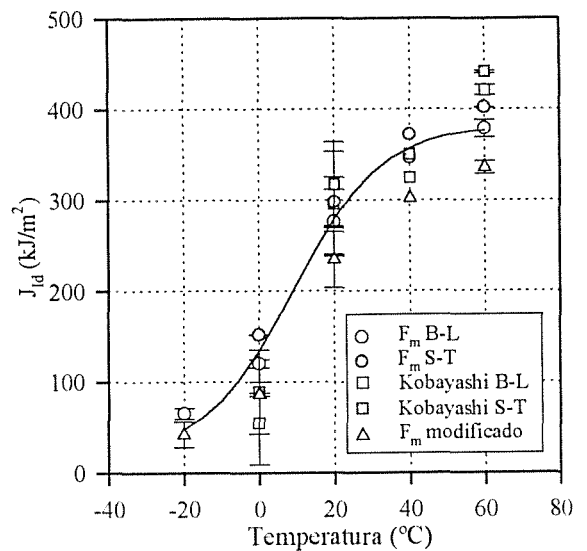


Fig. 3. Variación de  $J_{Id}$  con la temperatura

determinar en algunos casos. Por último y basándose en resultados publicados por otros autores [2], es posible que el método de la fuerza máxima dé lugar a valores de  $J_{Id}$  demasiado elevados, puesto que considera el punto de carga máxima como el de iniciación del crecimiento estable, cuando en general, el crecimiento se inicia antes de que se alcance dicho valor de carga. Así durante la realización de los ensayos estáticos, se ha observado que, si bien el crecimiento es pequeño (siempre inferior a 0,5mm), la propagación de la grieta empieza antes de que se alcance la carga máxima en el diagrama carga-desplazamiento. Por esta razón se ha analizado el método de la fuerza máxima modificado, que introduce dicha corrección. Los resultados obtenidos son, para todas las temperaturas, inferiores a los del método de la fuerza máxima, encontrándose por tanto del lado de la seguridad y mostrando una menor dispersión en la mayoría de los casos.

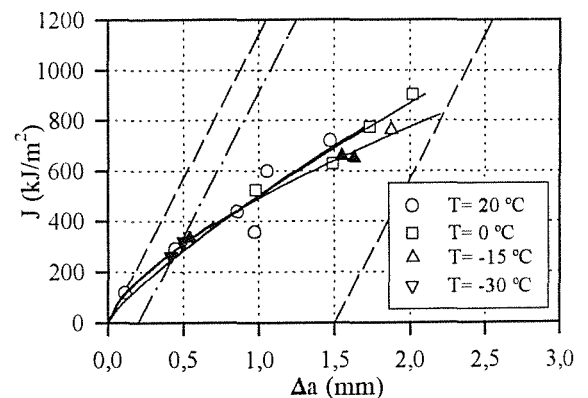


Fig. 4. Curvas J-R a distintas temperaturas

Por lo que se refiere a los ensayos estáticos, las curvas J-R calculadas a las distintas temperaturas de ensayo pueden verse en la figura 4. Los valores de J representados en dicha figura han sido calculados aplicando la norma ASTM E1152 que utiliza la formulación de Sumpter y Turner.

En esta figura se puede observar que las curvas J-R son prácticamente coincidentes para todas las temperaturas de ensayo, con la única diferencia de que a baja temperatura (-30°C) sólo es posible obtener valores hasta crecimientos de grieta muy pequeños como consecuencia del cambio de comportamiento del material, que pasa de ser totalmente dúctil a temperatura ambiente y 0°C (con  $\Delta a$  superior a 2mm sin que se produzca la rotura inestable de la probeta), a ser de transición a -15°C y -30°C donde se desencadena la rotura frágil de las probetas tras un cierto crecimiento estable que en algunos casos no supera los 0,6mm. Sin embargo, el valor de  $J_{IC}$  calculado para todas las temperaturas resulta ser prácticamente el mismo, con una ligera variación, como puede observarse en la figura 5 (área rayada), atribuible a la dispersión típica de estos ensayos.

### 3.3. Efecto de la velocidad de carga

En la figura 5 se representan los valores de la J de iniciación estáticos y dinámicos, (método de la fuerza máxima modificado). Estos últimos, al contrario que los correspondientes a los ensayos estáticos, sí muestran una variación significativa con la temperatura. Sin embargo, estos resultados no son directamente comparables, ya que mientras los valores estáticos corresponden, en todos los casos, al inicio del crecimiento dúctil de la grieta.

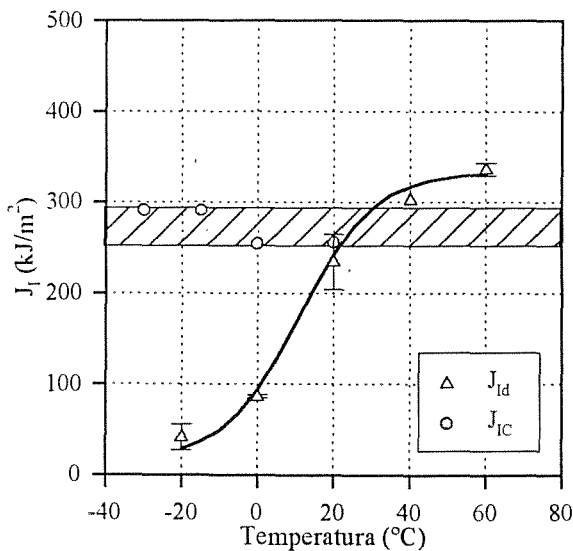


Fig. 5. Valores de  $J_I$  estáticos y dinámicos

los valores dinámicos se asocian a crecimientos dúctiles, frágiles o de transición según las diferentes temperaturas de ensayo.

En la figura 6 se puede observar el diferente aspecto que presenta la superficie de fractura de dos probetas ensayadas a la misma temperatura ( $0^{\circ}\text{C}$ ) en condición estática o dinámica. La probeta ensayada estáticamente presenta un comportamiento completamente dúctil, mientras que en la probeta ensayada en el péndulo Charpy existe una pequeña zona de comportamiento dúctil, que no supera las  $30\mu\text{m}$ , seguida de rotura frágil.

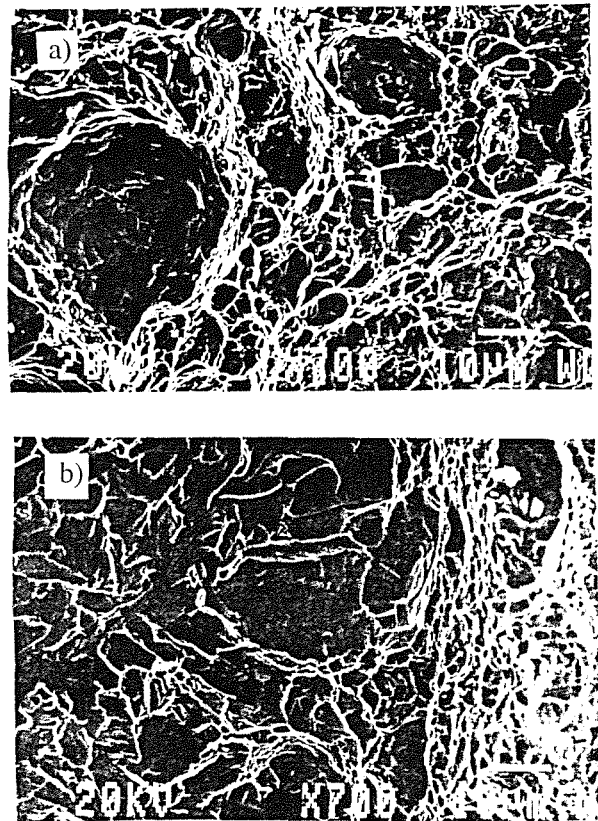


Fig. 6. Superficie de fractura de probetas ensayadas a) estática y b) dinámicamente a  $0^{\circ}\text{C}$  (700x)

La figura 7 representa la energía de fractura por unidad de área obtenida en los ensayos de impacto de probetas entalladas y agrietadas comparada con la obtenida en los ensayos estáticos. En éstos últimos, sólo es posible calcular la energía de fractura para aquellas temperaturas en las que se produce rotura inestable de la probeta durante la realización del ensayo, ( $-30^{\circ}\text{C}$  y en dos de las probetas ensayadas a  $-15^{\circ}\text{C}$ ), ya que para temperaturas superiores, debido al comportamiento dúctil del material, los ensayos fueron detenidos cuando se alcanzó un crecimiento de grieta considerable ( $\Delta a \approx 2\text{mm}$ ), rompiendo las probetas

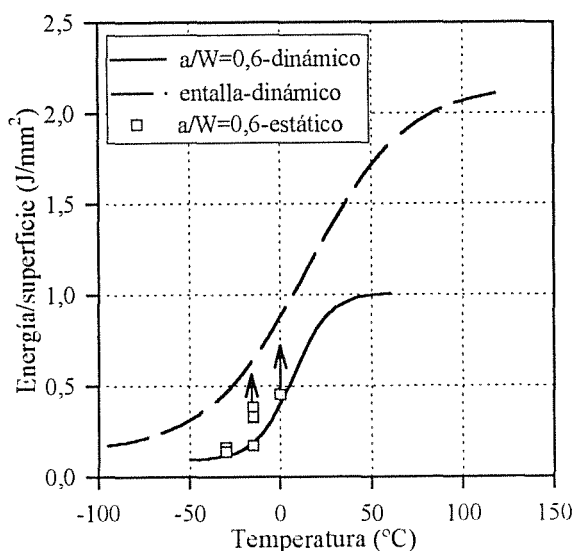


Fig. 7. Energía absorbida por unidad de área en las probetas con entalla y agrietadas ( $a/W=0,6$ ) en ensayos dinámicos y estáticos

posteriormente en el péndulo Charpy a  $-40^{\circ}\text{C}$  para poder medir el crecimiento real de la grieta durante el ensayo estático. Los valores medidos con estas probetas han sido representados con una flecha sobre el símbolo correspondiente, pretendiendo indicar de esta forma, que la energía de fractura real sería apreciablemente mayor. Los valores de energía absorbida en los ensayos estáticos son, para todas las temperaturas, intermedios entre los obtenidos en el ensayo de impacto de probetas agrietadas y entalladas. El hecho de que las probetas agrietadas muestren un comportamiento más frágil cuando son ensayadas dinámicamente que cuando son ensayadas de forma estática, refleja la influencia de la velocidad de carga, mientras que los mayores valores obtenidos en los ensayos dinámicos sobre probeta entallada reflejan la notable influencia de la geometría de la entalla.

#### 4. CONCLUSIONES

Se destacan las conclusiones siguientes:

La presencia de una grieta en lugar de una entalla como defecto iniciador, junto a la mayor triaxialidad del estado tensional impuesto en aquel caso, desplaza claramente la curva de transición del acero hacia temperaturas más altas y disminuye apreciablemente la energía absorbida en toda la curva, dado que en esta caso desaparece el término de la energía necesaria para iniciar la grieta.

En el rango de temperaturas ensayado, los valores críticos  $J_{IC}$  son independientes de la temperatura, mientras que la energía necesaria para que tenga lugar la rotura por clivaje disminuye claramente al hacerlo la temperatura. De cualquier manera, en condiciones de carga estática, la transición ocurre a temperatura inferior a cuando la carga se aplica dinámicamente, habiéndose incluso encontrado comportamientos microfractográficos dúctil (estático) y frágil (dinámico) en probetas ensayadas a idéntica temperatura.

Finalmente, el método de la carga máxima utilizado para el cálculo de los valores críticos de  $J_{Id}$ , especialmente el modificado, para tener en cuenta que la grieta empieza a crecer antes de alcanzarse la carga máxima, se ha estimado como el más apropiado para la determinación de este parámetro de fractura.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] Del Coz Díaz J.J., Tesis doctoral Universidad de Oviedo (1994)
- [2] Zang X. Y Shi Y., Int. Journal of Fracture 81, 195-204 (1996)
- [3] Perosanz F.J., Serrano M., Martínez C. y Lapeña J., Anales de Méc. de la Fractura Vol.14, 141-146 (1997)
- [4] Shanmugan et al., J. Testing and Evaluation Vol.23, No.1, 11-17 (1995)
- [5] Roberts R. y Newton C., Bulletin 265, Welding Research Council (1981)
- [6] Ma H., Zhu L. y Wang Z., Fatigue Fract. Engng. Mater. struct. Vol.19 No.12, 1459-1470 (1996)
- [7] Begley J.A. y Landes J.D., ASTM STP 514, 24-29 (1972)
- [8] Sumpter J.D.G. y Turner C.E., ASTM STP 601, 1-14, (1976)
- [9] Joyce J.A., ASTM manual series: MNL 27 (1996)

#### 6. AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a la DGICYT la ayuda prestada para la realización de este trabajo (PB94-1268)

## TENACIDAD DE FRACTURA DE ACEROS ESTRUCTURALES DE ALTA RESISTENCIA Y GRAN ESPESOR

J. M. Flores, A. Valiente, M. Elices y J. Ruíz

Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

**Resumen.** En este trabajo se compara el comportamiento fractomecánico de un acero estructural con el comportamiento tipificado en que se basa el método de prevención de la rotura no dúctil del Eurocódigo 3 "Proyecto de estructuras metálicas de acero". El material elegido es acero de construcción metálica S460NL fabricado en planchas de fuerte espesor (80 mm). Esta característica, unida a su alta resistencia y tenacidad, eleva el riesgo de rotura no dúctil frente a otros aceros del Eurocódigo 3, lo que justifica la elección. La caracterización del material se ha llevado a cabo mediante ensayos de rotura con probetas preafisuradas de espesor igual al de laminación del acero. Los ensayos se han realizado a velocidad de carga estática y a distintas temperaturas, abarcando el intervalo de  $-100^{\circ}\text{C}$  a  $20^{\circ}\text{C}$ . La contrastación con el Eurocódigo se basa en comparar: (a) la tenacidad medida en los ensayos con la de proyecto que el Eurocódigo establece para rotura frágil; y (b) el diagrama de rotura del Eurocódigo para rotura no frágil con los datos de las roturas dúctiles y de transición que se han producido en los ensayos.

**Abstract.** The actual fracture behaviour of a structural steel for steel structures is compared with the typified behaviour of the steel assumed by Eurocode 3 "Design of steel structures" in the design method of Annex C against brittle fracture. The chosen material is a high strength, high toughness steel S460NL type and was made as rolled plates of large rolling thickness (80 mm). All these features increase the risk of non-ductile failure for this steel regarding others of Eurocode 3 and explain its selection for the research. The actual fracture behaviour was stated experimentally by performing fracture tests at static loading rate with precracked compact tensile specimens of the same thickness as the rolled plates. The temperature range from  $-100^{\circ}\text{C}$  to  $20^{\circ}\text{C}$  was explored. The actual behaviour and that typified by Eurocode 3 are contrasted by comparing the "design" toughness for brittle fracture and the failure assessment diagram assumed by Eurocode 3 for the tested steel with the corresponding experimental data.

### 1. INTRODUCCION

Tradicionalmente, las especificaciones de diseño basadas en criterios de integridad estructural han estado reservadas a tecnologías como la energética o la aeronáutica donde las estructuras son de gran responsabilidad y el aprovechamiento óptimo de los materiales estructurales es casi imprescindible. Sin embargo, también los puentes metálicos y otras estructuras metálicas de construcción empiezan a formar parte de esa categoría, porque a su gran responsabilidad se unen unas condiciones de servicio cuya severidad obliga a optimizar el diseño y el uso de los materiales para poder satisfacerlas. Esta es la causa de que las recomendaciones más recientes de proyecto y construcción de estructuras metálicas incluyan procedimientos cuantitativos para preservar la integridad estructural en sustitución de las reglas cualitativas aplicadas hasta ahora. La fuente de estos procedimientos es el método de diseño contra la rotura contenido en el Anejo C del Eurocódigo 3 [1]. El Eurocódigo tipifica las propiedades mecánicas de los aceros estructurales para construcción metálica y el Anejo C tipifica el comportamiento frente a la rotura frágil adoptando valores de la tenacidad

que se calculan en función de la temperatura, la velocidad de deformación y el espesor mediante fórmulas dadas. Estas fórmulas se basan en numerosas medidas de tenacidad realizadas en el IRSID [2] con aceros estructurales (si bien con poca representación de los utilizados en construcción metálica), y en los resultados experimentales de Barsom y Rolfe sobre la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad [3].

Para roturas no frágiles, el Eurocódigo adopta uno de los diagramas de rotura del método R6 [4]. Las constantes con que se particulariza el diagrama para cada acero son el límite elástico convencional al 0,2 % y la tenacidad que resulta de aplicar la fórmula de cálculo para las condiciones de temperatura, velocidad de deformación y espesor existentes, independientemente de que no den lugar a roturas frágiles. El límite elástico convencional se emplea como límite elástico ideal para calcular las cargas de colapso plástico y la tenacidad calculada como valor límite del factor de intensidad de tensiones.

El objetivo de este trabajo es contrastar el comporta-

miento fractomecánico tipificado del Eurocódigo con el comportamiento real, caracterizado experimentalmente, de un acero estructural de gran espesor para construcción metálica. El acero elegido es del tipo S460NL, es decir, uno de los de mayor resistencia y tenacidad del Eurocódigo 3. Estas características hacen de él un excelente candidato para condiciones de servicio muy exigentes y esto justifica su elección.

**2. EXPERIMENTACION REALIZADA**

El acero elegido para la investigación pertenece a la familia S460NL EN 10113 [5] de aceros estructurales de construcción fabricados por laminación en caliente, es de fabricación comercial y fue suministrado en planchas con el espesor de laminación, 80 mm. La composición química aparece en la tabla 1 y está dentro de los límites que establece la Euronorma EN 10113, Parte 2 para aceros estructurales soldables de grano fino. Es de destacar la presencia de aleantes (Al, Nb) para refinamiento de grano y control de la transformación.

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso).

|       |      |      |       |       |       |
|-------|------|------|-------|-------|-------|
| C     | Si   | Mn   | P     | N     | S     |
| 0,07  | 0,38 | 1,57 | 0,012 | 0,005 | 0,001 |
| Al    | Ni   | Nb   | Cu    | Cr    | Mo    |
| 0,043 | 0,42 | 0,02 | 0,16  | 0,025 | 0,14  |

De acuerdo con el objetivo de la investigación y los requisitos del método del Anejo C del Eurocódigo 3, en el programa de ensayos mecánicos se han incluido ensayos de tracción, medidas de resiliencia y ensayos de tenacidad. Los ensayos de tracción se realizaron a tres temperaturas (-30°C, 20°C y 50°C) con probetas cilíndricas de 6 mm de diámetro extraídas del plano medio de la chapa y orientadas haciendo coincidir su dirección longitudinal con la de laminación. Los resultados obtenidos se resumen en la tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero.

| Temperatura | Módulo elástico | Límite elástico al 0,2 % | Resistencia a tracción | Máxima deformación uniforme |
|-------------|-----------------|--------------------------|------------------------|-----------------------------|
| -30°C       | 200 GPa         | 450 MPa                  | 570 MPa                | 11 %                        |
| 20°C        | 190 GPa         | 430 MPa                  | 540 MPa                | 11 %                        |
| 50°C        | 200 GPa         | 410 MPa                  | 515 MPa                | 13 %                        |

Para las medidas de resiliencia que requiere el Eurocódigo EC3 se realizaron ensayos Charpy empleando probetas extraídas del plano medio de la chapa con la arista de la entalla en V y la dimensión mayor paralelas respectivamente a la dirección del espesor y a la de laminación. Para determinar la temperatura de transición se exploró

el intervalo de temperaturas de -200°C a 0°C con los resultados que muestra la Figura 1. El valor de -52°C de la temperatura de transición  $T_{27}$ , a la cual la energía absorbida es de 27 J, procede de la curva de ajuste, efectuado mediante una función tangente hiperbólica de 3 parámetros.

Los ensayos de tenacidad se llevaron a cabo empleando probetas compactas configuradas conforme a la norma EFAM GTP94 [6] con un canto útil de 150 mm y un espesor de 75 mm, igual al espesor de laminación de las planchas salvo las capas eliminadas a ambos lados para regularizar las superficies. La línea de carga de las probetas era paralela a la dirección de laminación de las planchas.

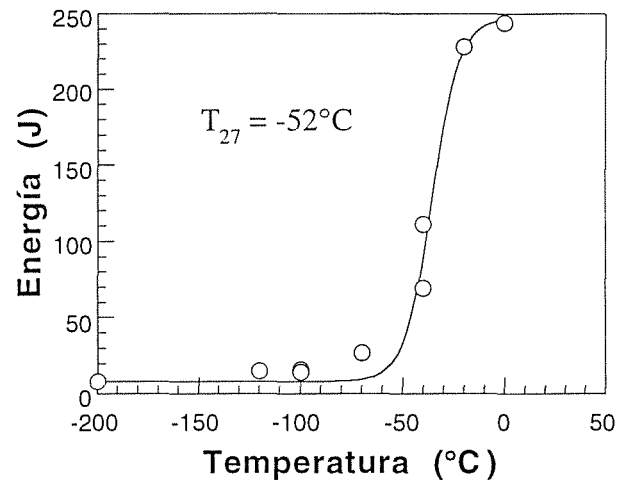


Fig.1. Resultados de los ensayos de resiliencia.

La prefisuración se realizó escalonando la carga de fatiga dentro de los límites de la norma hasta reducir el ligamento resistente a 60 mm, el 40% del canto útil. Tras la prefisuración se mecanizaron sendas entallas laterales a la altura del plano de la fisura dejando un espesor neto de probeta de 60 mm, el 80% del espesor bruto.

La aplicación de la carga durante los ensayos se realizó en control de CMOD (apertura de la fisura a la altura de la línea de carga) empleando para ello un extensómetro específico de este tipo de medidas con 5 mm de base y 8 mm de recorrido. En previsión de un posible agotamiento del recorrido del extensómetro, se diseñó un sistema de sujeción regulable para las cuchillas de apoyo, con la posibilidad de retornar a la separación inicial de 5 mm en cualquier momento del ensayo. Periódicamente a lo largo de éste, se efectuaron descargas parciales conforme a la norma [6] para medir la flexibilidad de la probeta y detectar cualquier crecimiento de grieta.

Los ensayos de tenacidad realizados fueron seis, dos a 20°C, dos a -30°C, uno a -60°C y uno a -100°C. En los dos primeros la rotura de la probeta se produjo por

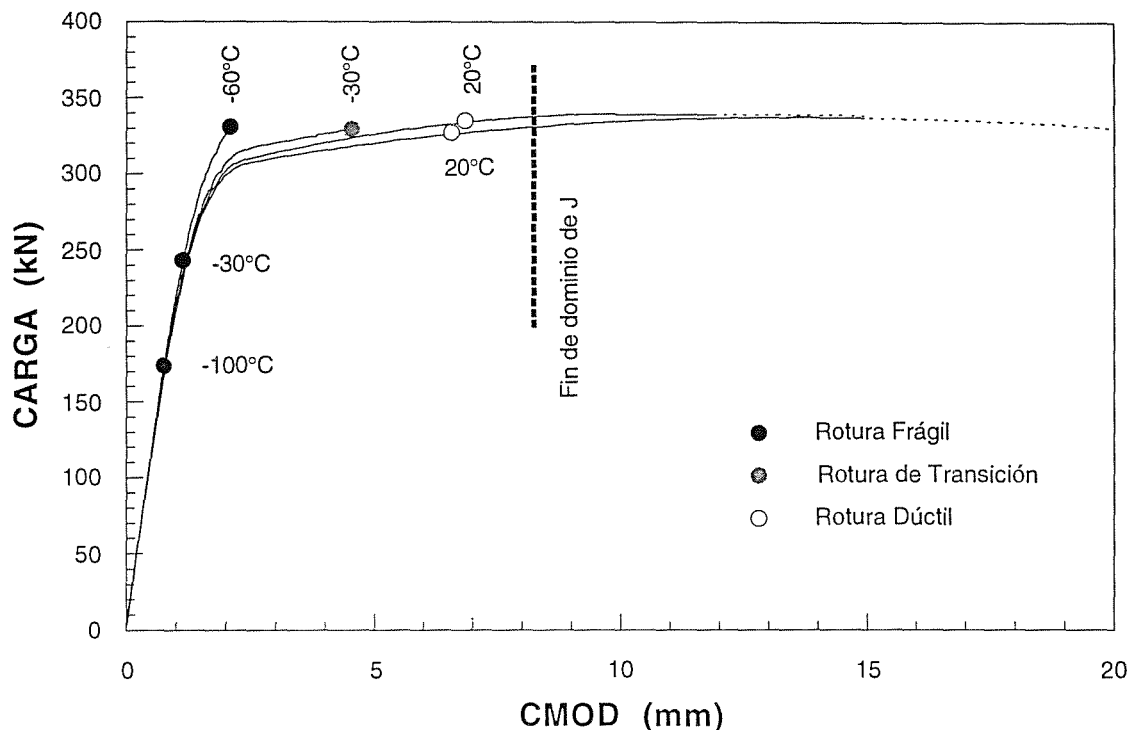


Fig. 2. Curvas Carga-CMOD obtenidas en los ensayos de tenacidad.

desgarramiento dúctil y colapso plástico posterior (rotura dúctil), y en los cuatro restantes por propagación brusca de la fisura. Tres de estas roturas se produjeron en la rama elástica de la curva carga-CMOD (rotura frágil) y la cuarta después de que la probeta hubiese alcanzado la situación de plasticidad extendida, pero sin haberse iniciado el desgarramiento dúctil (rotura de transición). En la Figura 2 se han representado las curvas de los seis ensayos con indicación de la temperatura y el tipo de rotura. La iniciación del desgarramiento dúctil en los ensayos realizados a 20°C se determinó mediante el cambio de flexibilidad de la probeta, de acuerdo con el criterio de la norma [6]. El tramo de las curvas donde la integral J domina el campo de tensiones del frente de la fisura se ha determinado mediante las expresiones que proporciona la norma [6] para dicha integral y para su valor límite:

$$J = \frac{(2 + 0,522 \frac{b}{W}) A}{b B_n} \left. \begin{matrix} \\ b > \frac{40J}{R_{p0,2} + R_m} \end{matrix} \right\} \Rightarrow A < \frac{b^2 B_n (R_{p0,2} + R_m)}{80 + 20,88 \frac{b}{W}} \quad (1)$$

donde b es el ligamento, W el canto útil, B<sub>n</sub> el espesor neto, A el trabajo de las fuerzas aplicadas, R<sub>m</sub> la resistencia a tracción y R<sub>p0,2</sub> el límite elástico al 0,2%. Como puede verse, todas las roturas tuvieron lugar bajo dominio de la integral J. Los valores críticos de rotura o de iniciación de la rotura figuran en la tabla 3.

Tabla 3. Valores críticos de la integral J.

| Temperatura de ensayo | Tipo de rotura        | Valor crítico de la integral J |
|-----------------------|-----------------------|--------------------------------|
| 20°C                  | Desgarramiento dúctil | 1150 kJ/m <sup>2</sup>         |
| 20°C                  | Desgarramiento dúctil | 1120 kJ/m <sup>2</sup>         |
| -30°C                 | Rotura de transición  | 736 kJ/m <sup>2</sup>          |
| -30°C                 | Rotura frágil         | 91 kJ/m <sup>2</sup>           |
| -60°C                 | Rotura frágil         | 263 kJ/m <sup>2</sup>          |
| -100°C                | Rotura frágil         | 41 kJ/m <sup>2</sup>           |

### 3. LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN EL EUROCODIGO EC3.

Los fundamentos del método del Eurocódigo 3 contra la rotura puede consultarse en la referencia [7]. Por lo que al comportamiento del material se refiere, el punto de partida es el diagrama de rotura de la opción 2 del método R6 [4]. Este tipo de diagrama es una interpolación ingenieril entre las situaciones de rotura frágil y colapso plástico para situaciones intermedias, en las cuales la rotura se produce por colapso plástico con desgarramiento dúctil progresivo o por propagación brusca de la fisura bajo plasticidad extendida. El diagrama adoptado por el Eurocódigo 3 supone material idealmente plástico, sin endurecimiento por deformación, y está definido por las dos condiciones siguientes:

$$\frac{P}{P_Y} < 1$$

$$\frac{K}{K_C} < \left(1 + \frac{P^2}{2P_Y^2}\right)^{-1/2} \quad (2)$$

donde  $P$  y  $K$  son la carga y el factor de intensidad de tensiones aplicados y  $P_Y$  y  $K_C$  son los valores de esas magnitudes que respectivamente producen el colapso plástico y la rotura frágil en ausencia de interacción entre ambos mecanismos. La representación gráfica de este diagrama de rotura puede verse en la figura 3.

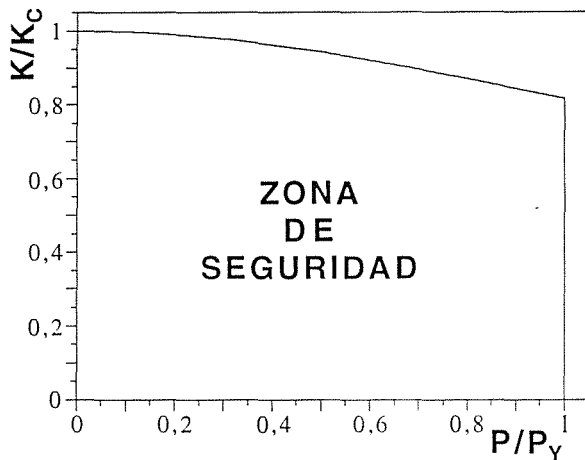


Fig. 3. Diagrama de rotura del Eurocódigo 3.

La carga de colapso plástico es un valor teórico cuyo cálculo sólo requiere elegir adecuadamente el límite elástico ideal para asimilar el material a un sólido perfectamente plástico. Dado que el escalón de cedencia es típico de los aceros estructurales, el Eurocódigo 3 opta por el límite elástico convencional al 0,2%.

Las dificultades para establecer el valor de la tenacidad  $K_C$  son mayores. De acuerdo con el diagrama de rotura, esta tenacidad tiene el significado de factor de intensidad tensiones que origina la rotura frágil. Por ello, los valores que el Eurocódigo 3 asigna a la tenacidad  $K_C$  proceden de medidas de este tipo [2, 3] generalizadas a los aceros de construcción mediante fórmulas de cálculo que proporcionan el valor de  $K_C$  en función de la temperatura, el espesor y la velocidad de deformación. Ahora bien, hay combinaciones de estas variables para las cuales la rotura frágil no se produce y la tenacidad  $K_C$  pierde el significado de factor de intensidad tensiones crítico, quedando reducido su papel al de parámetro del diagrama de rotura. Sin embargo, el Eurocódigo 3 extrapola ese significado manteniendo las fórmulas de cálculo para tales combinaciones. Los valores de la tenacidad  $K_C$  del Eurocódigo 3 resultan de aplicar las siguientes condiciones:

- Para cada temperatura y velocidad de deformación hay un espesor mínimo  $B_m$  por debajo del cual la tenacidad  $K_C$  es igual a la tenacidad de fractura en defor-

mación plana  $K_{IC}$  y no depende del espesor. El espesor mínimo  $B_m$ , la tenacidad de fractura en deformación plana  $K_{IC}$  y el límite elástico al 0,2%  $f_Y$  están relacionados por la igualdad:

$$B_m = 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{f_Y} \right)^2 \quad (3)$$

- La tenacidad de fractura en deformación plana  $K_{IC}$  depende de la temperatura  $T$  y de la velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$  de acuerdo con la expresión:

$$K_{IC} = K_0 e^{\alpha(T-T_0)} \quad (4)$$

siendo  $K_0 = 100 \text{ MPam}^{1/2}$ ,  $\alpha = 0,01 (\text{°C})^{-1}$  y  $T_0$  una temperatura cuyo valor en  $\text{°C}$  es:

$$T_0 = 25\text{°C} + 1,4T_{27} + (83 - 0,08f_Y)\dot{\epsilon}^{0,17} \quad (5)$$

donde la temperatura de transición del ensayo Charpy  $T_{27}$  debe expresarse en  $\text{°C}$ , el límite elástico  $f_Y$  en MPa y la velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$  en  $\text{s}^{-1}$ . El sumando de  $25\text{°C}$  que aparece en la definición de  $T_0$  es un margen de seguridad añadido por el Eurocódigo 3 a la definición original de  $T_0$  dada en [2].

- Para espesores superiores a  $B_m$  la tenacidad  $K_C$  varía con el espesor  $B$  según:

$$K_C = K_{IC} \left( \frac{B_m}{B} \right)^{0,4} = 1,4427 \frac{K_{IC}^{1,8}}{B^{0,4} f_Y^{0,8}} \quad (6)$$

#### 4. ANALISIS DE RESULTADOS

Un primer análisis de los resultados experimentales en relación con el método del Eurocódigo 3 consistiría en comparar los valores de la tenacidad medidos en el acero ensayado con los de proyecto que le asigna el Eurocódigo. La comparación no puede ser directa salvo en el caso de rotura frágil, porque para roturas dúctiles o de transición la tenacidad de proyecto del Eurocódigo es un valor extrapolado. Sin embargo, lo que sí se puede hacer es comprobar si los valores experimentales siguen una tendencia que converja hacia los valores del Eurocódigo cuando éstos no son extrapolaciones, es decir, cuando la rotura es frágil. La tenacidad tiene en este caso el significado de valor crítico del factor de intensidad de tensiones, por lo cual parece apropiado hacer la comparación con los valores experimentales de rotura o de iniciación de la rotura del factor de intensidad de tensiones.

La Figura 4 muestra el resultado de la comparación. La curva continua es la tenacidad de proyecto del Eurocódigo obtenida al particularizar las ecuaciones (3) a (6) para el espesor de laminación del acero ( $B = 80 \text{ mm}$ ), la temperatura de transición medida en los ensayos Charpy ( $T_{27} = -52\text{°C}$ ), la velocidad de deformación típica de ensayos estáticos ( $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), y el límite elástico  $f_Y$  de

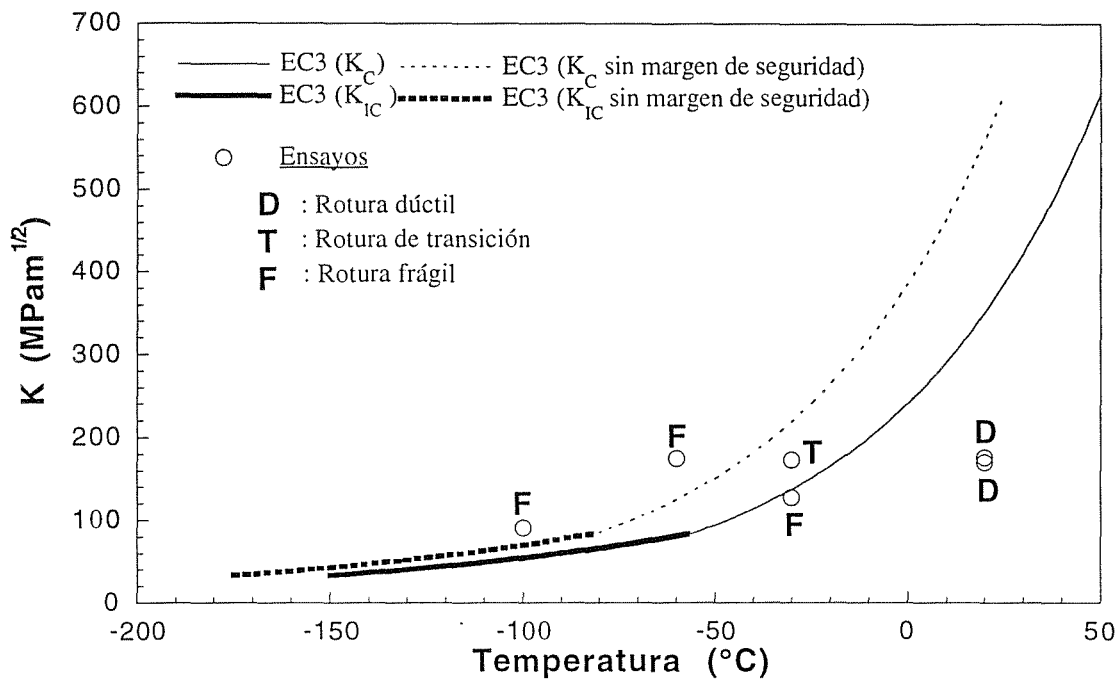


Fig. 4. Tenacidad del Eurocódigo 3 y factores de intensidad de tensiones de rotura del acero ensayado.

la tabla 2 extrapolado linealmente por debajo de  $-30^{\circ}\text{C}$ . El tramo de la curva en que la tenacidad es la tenacidad de fractura en deformación plana aparece destacado del resto. La curva discontinua es la continua trasladada  $25^{\circ}\text{C}$  a la izquierda, es decir, representa la tenacidad de proyecto para el acero ensayado sin margen de seguridad.

Como puede verse en la Figura 4, los puntos correspondientes a los datos de rotura reales se sitúan claramente por debajo de la curva de tenacidades del Eurocódigo 3 cuando la rotura es dúctil y tienden a aproximarse a la curva cuando es de transición o frágil. Por la propia naturaleza del fenómeno, en el intervalo de transición entre la rotura dúctil y la rotura frágil, se produce una gran dispersión de resultados. Teniendo en cuenta esto, la tenacidad de proyecto del Eurocódigo 3 para la rotura frágil del acero ensayado puede considerarse una predicción acertada. Para las roturas dúctiles y de transición la tenacidad del Eurocódigo 3 es un parámetro del diagrama de rotura cuya comprobación requiere comparar el diagrama con los datos reales de rotura.

La comparación con el diagrama de rotura aparece en la Figura 5. La fórmula empleada para calcular la carga de colapso plástico de las probetas CT [8] se basa en la teoría de líneas de deslizamiento y se ha calculado con arreglo al Eurocódigo, esto es, adoptando el límite elástico al 0,2% (extrapolado linealmente para las temperaturas inferiores a  $-30^{\circ}\text{C}$ ) como límite elástico ideal. Todos los puntos de rotura real quedan fuera de la zona que delimita el diagrama y confirman la validez de éste como frontera de seguridad para el acero ensayado. Sin embargo conviene analizar por separado los distintos tipos de rotura.

Los puntos correspondientes a las roturas dúctiles están fuera de la zona de seguridad, pero próximos a ella porque la carga de iniciación de la rotura sólo es ligeramente superior a la de colapso plástico calculada con el límite elástico convencional. La situación no varía aunque la rotura dúctil se identifique con el agotamiento de la probeta y no con la iniciación del desgarramiento, porque la diferencia entre ambas cargas de acuerdo con la Figura 2. Para rotura dúctil el margen de seguridad que ofrece el diagrama es pequeño y confirma el acierto del Eurocódigo 3 despreciando la capacidad de endurecimiento de los aceros estructurales al adoptar el límite elástico convencional para calcular las cargas de colapso plástico. No obstante, incluso así el margen de seguridad podría agotarse para el acero ensayado a temperaturas de servicio por encima de la máxima de ensayo si el desgarramiento dúctil se produce con más facilidad y el agotamiento de la probeta se acelera.

Los puntos que representan las roturas frágiles y de transición están muy alejados de la zona de seguridad, con excepción de la rotura frágil producida a  $-30^{\circ}\text{C}$ . Este caso puede ser significativo dado el reducido número de ensayos realizados y la componente probabilística que tienen las roturas de esta clase. Es importante destacar que se ha respetado el margen de seguridad de la ecuación (5) al calcular las tenacidades del Eurocódigo para determinar las coordenadas de los puntos representados, a pesar de lo cual apenas existe margen de seguridad en ese resultado. Si fuese un dato estadísticamente representativo, la reducción del factor de intensidad de tensiones límite con que el diagrama de rotura compensa la contribución del colapso plástico a la rotura, sería insuficiente para una fracción significativa de roturas no dúctiles.



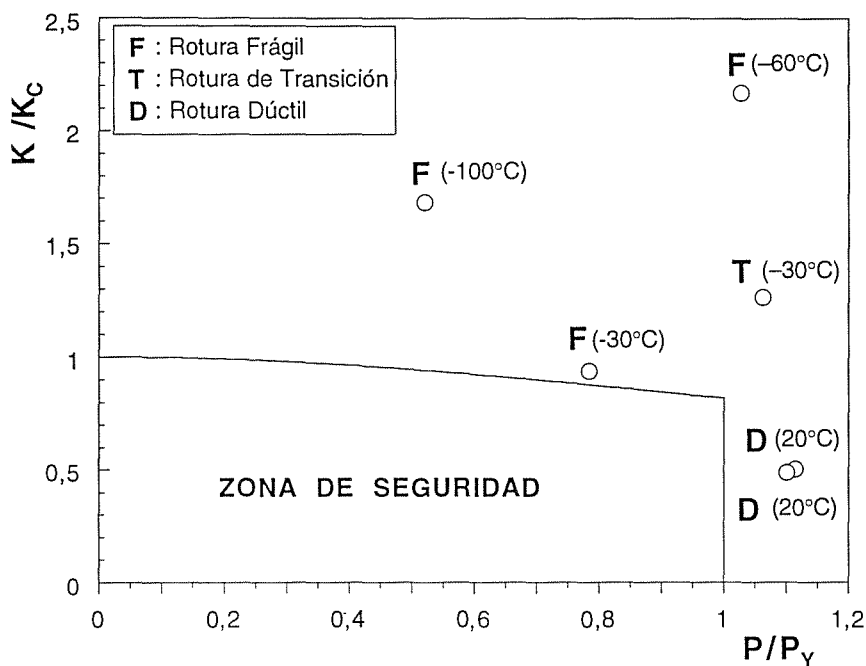


Fig. 5. Situación de los datos de ensayo en el diagrama de rotura del Eurocódigo 3.

5. CONCLUSIONES

Las hipótesis del Eurocódigo 3 sobre el comportamiento en rotura de los aceros estructurales tipificados para construcción metálica han sido contrastadas con el comportamiento real de un acero S460NL de 80 mm de espesor de laminación. A las temperaturas que originan roturas frágiles y de transición, los valores de tenacidad experimentales coinciden en general con los valores de proyecto que el Eurocódigo asigna al acero. El margen de seguridad que el Eurocódigo establece mediante un diagrama de rotura es ajustado para roturas dúctiles y amplio para roturas no dúctiles, si bien para una fracción de estas últimas podría ser insuficiente de confirmarse estadísticamente la validez de todos los resultados experimentales obtenidos.

6. REFERENCIAS

[1] Comité Europeo de Normalización (CEN), "Prenorma Europea ENV 1993-1-1/A1: Eurocódigo 3: Diseño de Estructuras Metálicas", Comité Europeo de Normalización, Bruselas (1994).

[2] Marandet, B. y Sanz, G., "Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité d'aciers à résistance moyenne fournis en forte épaisseur", *Revue de Metallurgie* April 1976, 359-383 (1976).

[3] Barsom, J. M. y Rolfe, S. T., "Correlations between  $K_{Ic}$  and Charpy V-Notch Test Results in the Transition-Temperature Range", ASTM STP 466, ASTM, Philadelphia, 281-382 (1970).

[4] Milne, I., Ainsworth, R. A., Dowling, A. R. y

Stewart, A.T., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects" Report R/H/R6-rev 3, Central Electricity Generating Board, Londres (1984).

[5] Comité Europeo de Normalización (CEN), "Euronorma EN 10113: Productos laminados en caliente para construcciones metálicas. Acero soldable de grano fino", Comité Europeo de Normalización, Bruselas (1993).

[6] Schwalbe, K. H., Neale, B. K., y Heerens, J., "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94", GKSS-Forschungszentrum, Geesthacht (1994).

[7] Brozzetti, J., Sedlacek, G. y Hensen, W., "Fondements des règles de l'Eurocode 3 en vue de se garantir du risque de rupture fragile", *Construction Métallique* 1, 15-28 (1991).

[8] Ming Hu, J. y Albrecht, P., "Limit Load solution and loading behavior of CT fracture specimen", *International Journal of Fracture* 52, 19-45 (1991).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dirección General de Enseñanza Superior por la financiación recibida a través del proyecto PB95-0238. Igualmente agradecen las facilidades concedidas en el suministro del material por parte del fabricante DILLINGER HÜTTE y del distribuidor en España SOLAC, con especial reconocimiento a D. Antonio Díaz. La valiosa colaboración del Departamento de Ciencia de Materiales de la Universidad de Oviedo realizando los ensayos de resiliencia bajo la dirección de la Dra. Cristina Rodríguez es asimismo reconocida.

**INFLUENCIA DE LA REACTIVIDAD INTERFACIAL EN EL COMPORTAMIENTO  
A ROTURA DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE Al/SiCp  
SOLDADOS POR ARCO**

A. Ureña, J.M. Gómez de Salazar, L. Gil y M.D. Escalera

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ciencias  
Químicas. Universidad Complutense de Madrid. 28040 Madrid.

**Resumen:** En el presente trabajo, se analiza la influencia que la reacción interfacial entre la matriz y el refuerzo tiene sobre el comportamiento a fractura de una aleación AA2014 reforzada con partículas de SiC, cuando dicho material es soldado con arco (TIG). Para ello, se realizaron ensayos de soldadura TIG sobre chapas de 4 mm espesor de AA2014/SiC/Xp (siendo X: 6, 13 y 20 % en volumen), que una vez mecanizadas con el cordón de soldadura en posición transversal fueron ensayadas a tracción. En todos los casos, la rotura se localizó en la soldadura con valores de resistencia inferiores al 50 % de la resistencia de los materiales base. Se procedió a analizar la fractura de los cordones ensayados comparando los resultados con las observaciones realizadas en los materiales base en estado de recepción. En ambos casos, se observó tanto las superficies de fractura (MEB) como el corte transversal a ésta, debidamente preparado (MO y MEB). A partir de dichas observaciones se dedujo que la soldadura incrementa el porcentaje de fractura interfacial en la zona del baño fundido debido al debilitamiento de la intercara matriz-refuerzo por formación de  $Al_4C_3$ , reduciéndose el número de partículas rotas. Así mismo, se aprecia una fragilización de la matriz por el incremento en está de fases intermetálicas enriquecidas en Si (Al-Cu-Si y Al-Fe-Si)

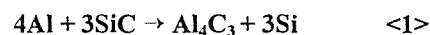
**Abstract:** This paper describes the influence that the interfacial reaction between the matrix and reinforcement has on the fracture behaviour of an aluminium alloy (2014) reinforced with SiC particles, when it is arc welded. TIG arc welding tests were carried out on 4 mm thick sheets of AA2014/SiC/Xp (where X is 6, 13 and 20 vol. %, respectively), which were machined with the welding pool in transversal position and tensile tested. In all specimens tested, the failure was located in the weld metal with tensile strength lower than 50 % of the parent material ones. Fracture of the tested welds were studied and compared with those of the parent composites. Both surface studies of the fracture (SEM) and transversal preparations of them (LM and SEM) were observed. From these studies, it was deduced that the proportion of interfacial failure increases in the weld material, because the formation of  $Al_4C_3$  which reduce the strength of the matrix-reinforcement interface, limiting the number of cracked particles. Also a embrittlement of the matrix alloy was observed because the increment of Si-rich intermetallic compounds in it (Al-Cu-Si y Al-Fe-Si).

## 1. INTRODUCCIÓN

En los materiales compuestos de matriz metálica, el aumento de resistencia que origina el componente que actúa como refuerzo está fuertemente influenciado por la resistencia de la unión entre la matriz y el propio refuerzo. La existencia de reacciones químicas interfaciales pueden originar una unión resistente entre ambos componentes, pero también generar productos de reacción frágiles que degraden el comportamiento mecánico del material compuesto. Cuando esto ocurre, la fractura suele iniciarse al nuclear las grietas en el producto de reacción o en la intercara producto-matriz [1-2].

Un ejemplo de este comportamiento es lo que ocurre en las aleaciones de aluminio reforzadas con carburo de silicio, cuando éste último entra en contacto con la matriz fundida durante su procesado en fase líquida

(fabricación o soldadura) [3]. En estas condiciones, el SiC reacciona con el Al para formar  $Al_4C_3$  y Si según la reacción <1>:



Esta reacción tiene varios efectos indeseables sobre las propiedades del material compuesto: i) el producto de reacción interfacial degrada las propiedades físicas y mecánicas de refuerzo; ii) ya que el producto de reacción  $Al_4C_3$  es inestable en agua, el material compuesto puede sufrir corrosión en ambientes húmedos [4]; el silicio formado puede originar la formación del eutéctico Al-Si en las intercara matriz/refuerzo y en los límites de grano de la matriz, reduciendo aún más las propiedades del material compuesto resultante.

Existe un especial interés en evaluar la influencia de la reacción interfacial que tiene lugar en los sistemas

reforzados Al/SiC sobre el comportamiento a fractura de dichos materiales y, en especial, cuando las reacciones interfaciales ocurren durante su soldadura. Aunque se han realizado muchos estudios sobre mecanismos de fractura en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados de forma discontinua, tanto con whiskers [5] como con partículas [6,7] de SiC; las investigaciones sobre el efecto de la reacción interfacial en las propiedades de estos materiales compuestos y la influencia de las transformaciones que tiene lugar durante su soldadura por fusión, son muy limitadas. El presente trabajo se estudia la reacción interfacial entre materiales compuestos Al/SiCp producida al soldarlos por TIG y su influencia en el comportamiento a fractura.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales base

Los materiales compuestos estudiados en el presente trabajo estaban constituidos por una aleación de Al-Cu-Mg con denominación AA2014 reforzada con partículas de SiC en tres diferentes proporciones: 6, 13 y 20 % en volumen. La composición nominal de la matriz se recoge en la tabla 1. Los materiales fueron suministrado en forma de chapones extruidos de 20 mm de espesor, sin tratamiento térmico posterior al conformado (condición *as-extruded*).

Tabla 1. Composición de la matriz 2014 (% peso).

| Cu      | Mg      | Si     | Zn     | Mn      |
|---------|---------|--------|--------|---------|
| 3.8-4.9 | 1,2-1,8 | <0,2   | <0,25  | 0,3-0,9 |
| Fe      | Cr      | Ti     | Zr     | Al      |
| < 0,30  | < 0,10  | < 0,15 | < 0,05 | bal.    |

Previamente a su ensayo de soldadura, los materiales base fueron caracterizados desde un punto de vista microestructural y mecánico, analizándose también la influencia de la presencia de las partículas de SiC y su proporción, en la cinética de envejecimiento de la aleación matriz. Los resultados obtenidos de dichas investigaciones previas ya ha sido publicadas por los presentes autores [8].

En el presente trabajo se procedió a analizar los mecanismos de fractura que participaban en dichos materiales. Los materiales compuestos de partida fueron ensayados a tracción en una máquina universal y posteriormente se realizó un estudio tanto de las superficies de fractura con microscopía electrónica de barrido, como de las superficies transversales a dicha superficie de fractura para comprobar mejor la propagación de las grietas durante el fallo del material. En este último caso las secciones transversales eran, embutidas en una resina de poliéster para preservar el

las zonas de fallo y posteriormente preparadas metalográficamente de forma convencional para su observación tanto con microscopía óptica (MO) como de barrido.

### 2.2. Materiales compuestos soldados

Se prepararon chapas de 4 mm de espesor de cada tipo de material compuesto sobre las que fueron descargados un arco eléctrico, en cada cara, empleando para ello un equipo de soldadura TIG Aristo-250 en atmósfera de argón puro. Con las condiciones de soldadura empleadas (Tabla 2), se lograba penetración total del baño fundido a través de la chapa base.

Tabla 2. Condiciones de soldadura TIG en los materiales compuestos AA2014/SiC/Xp.

| % refuerzo | Io (A) | I (A) | V (V) |
|------------|--------|-------|-------|
| 6          | 30     | 37    | 15,0  |
| 6          | 55     | 56    | 14,0  |
| 13         | 50     | 60    | 14,5  |
| 13         | 50     | 57    | 15,8  |
| 20         | 40     | 50    | 16,5  |
| 20         | 150    | 155   | 16,4  |

A partir de las chapas soldadas se mecanizaron probetas de tracción con el cordón de soldadura centrado y transversal a la dirección de aplicación de la carga. En todos los materiales ensayados, el fallo se produjo a través del baño fundido, por lo que se procedió al estudio tanto de las superficies de fractura (SEM) como de las observación microscópica de los cortes transversales a éstas. En este caso, la preparación metalográfica de los materiales ensayados se realizó empleando etilenglicol como lubricante de las diferentes etapas de desbaste y pulido para evitar la degradación de los productos de reacción interfacial ( $Al_4C_3$ ) por reacción con el agua.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

### 3.1. Comportamiento a rotura de los materiales base.

La figura 1 muestra la microestructura de partida de los tres materiales ensayados. La distribución de las partículas de SiC en la matriz parece razonablemente homogénea, aunque se aprecia una tendencia a alinearse en la dirección de laminado. Este efecto es mas evidente en el material menos reforzado (6 %) donde se llega a apreciar una textura bandeada. El tamaño de las partículas es, en los tres materiales, muy similar con valores medios comprendidos entre 10 y 15  $\mu\text{m}$ , aunque hay partículas con tamaños superiores e inferiores a dichos valores medios.

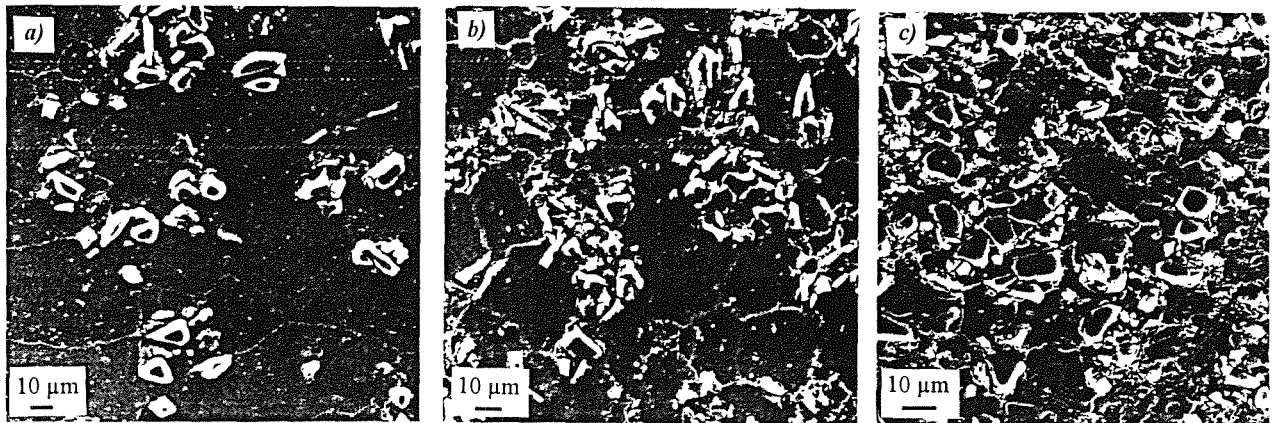
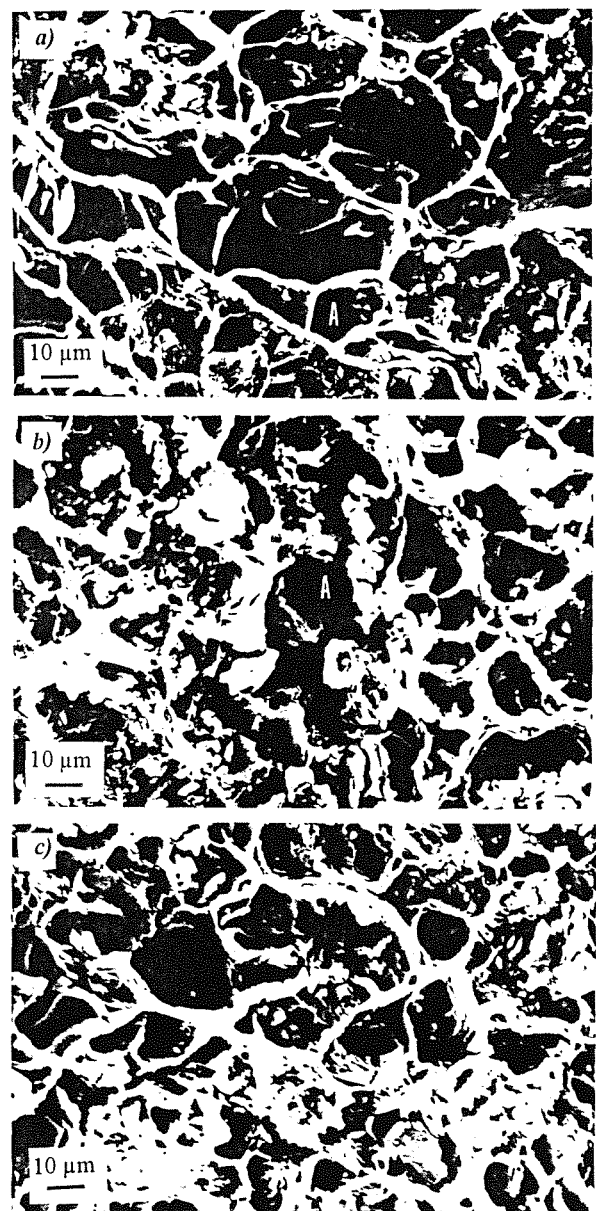


Fig. 1. Micrografías de las secciones transversales de la aleación 2014 reforzada: a) 6 %, b) 13% y c) 20 % de SiCp

La rotura a tracción de los materiales compuestos en estado de recepción presenta las típicas superficies de fractura de una aleación de aluminio no madurada reforzada con partículas de cerámicas de tamaño medio ligeramente superior  $10\ \mu\text{m}$  (fig. 2). Se observa la participación de dos mecanismos de rotura diferentes que participan de forma conjunta. Por un lado existe un importante número de partículas rotas en el interior de grandes huecos formados por la deformación plástica de la matriz que las rodeas (A). Dichas partículas se corresponden con las de mayor tamaño ( $> 10\ \mu\text{m}$ ) y suelen romper bajo la acción de tensiones bajas, al presentar mayor número de defectos que las de menor tamaño. Al aumentar la tensión, las grietas crecen y se propagan, a través de la matriz a partículas adyacentes

En las fractografías de la figura 2 también se aprecian otras zonas donde las grietas han nucleado en la propia interfase matriz-partícula o en la matriz adyacente al refuerzo de SiC, propagándose por la matriz que rodea a las partículas lo que produce una desunión interfacial (pull-out). Este mecanismo está, por el contrario más favorecido en las partículas de menor tamaño ( $< 10\ \mu\text{m}$ ), observándose adheridas a la superficie de muchas de ellas, una fina capa de matriz de aluminio con los detalles típicos de haber sufrido una importante deformación plástica (fig. 3). Este detalle prueba la excelente unión de la intercara SiC/matriz.

La participación conjunta de ambos mecanismos origina superficies de fractura con grandes huecos nucleados al rededor de las partículas de refuerzo, formado bien por fractura de éstas o bien por desunión interfacial; interconectados por puentes de la aleación matriz altamente deformada, donde es visible un gran número de microporos que coalescen a partir de las inclusiones y precipitados que posee la matriz. El microanálisis EDS de estos agregados ha permitido comprobar que se trata fundamentalmente de los precipitados de equilibrio de  $\text{Al}_2\text{Cu}$  que posee la aleación AA2014.



a) 6 %, b) 13 %, c) 20 %

Fig. 2. Superficies de fractura de la aleación 2014 reforzada con partículas de SiC

En el caso del material menos reforzado (fig. 2a), la proporción de zonas de fallo por coalescencia de microporos es mucho mayor, aunque también se aprecian un mayor número de zonas de acumulación local de partículas que presenta mucho menor grado de deformación plástica

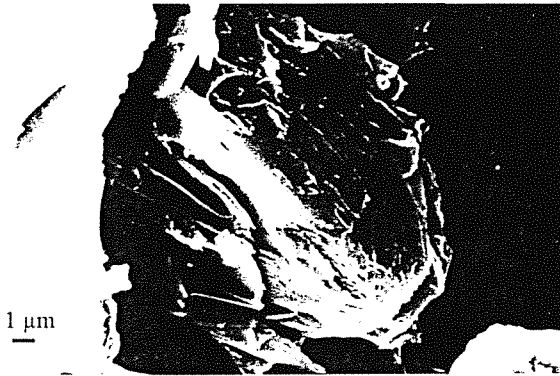


Fig. 3. Detalle de la fractura en la interfase partícula-matriz.

La interacción del camino que sigue la fractura con las partículas puede examinarse mejor sobre secciones pulidas metalográficamente y tomadas transversalmente a la superficie de fractura. En la figura 4 se muestran ejemplos de estas secciones para cada material compuesto en estado de recepción. Dichas secciones confirman la presencia de partículas fracturada. Además se aprecia que no existe una especial tendencia en la grieta a propagarse a través de las partículas, excepto cuando interfiere con zona de agrupamiento local de partículas (clusters), que son mas numerosos en el material menos reforzado.

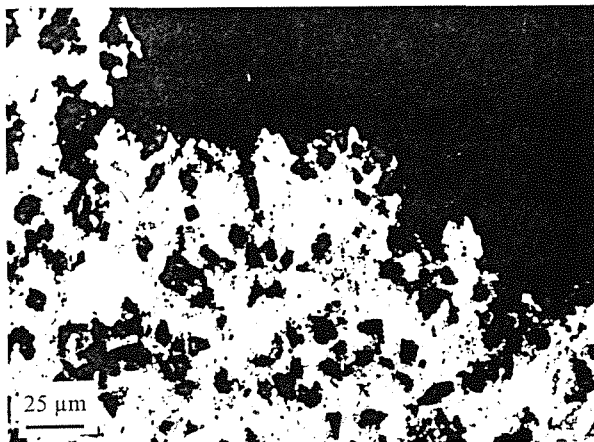


Fig. 4. Corte transversal de la rotura de un material compuesto base (AA21014/SiC/20p).

Asimismo, ha podido observarse que la mayoría de las partículas que están próximas a la grieta han fallado antes por rotura que por fractura interfacial. Los grandes poros observados en la fractografía se han formado a partir de las partículas dañadas, aunque las numerosas inclusiones detectadas también podrían iniciar la nucleación de los huecos mas pequeños. En

algunas zonas, pero siempre próximas a la zona de fallo, se ha detectado la nucleación de poros en la zona matriz próxima a la intercara SiC/Al, responsables del mecanismo de "pull-out" (Fig. 5); aunque también se aprecia la contribución de algunas de las grandes partículas de  $Al_2Cu$  formadas en la propia intercara que favorecerían dicho mecanismo pero con menor grado de deformación plástica (fig. 6).



Fig. 5. Detalle de la nucleación de un poro en la interfase partícula-matriz

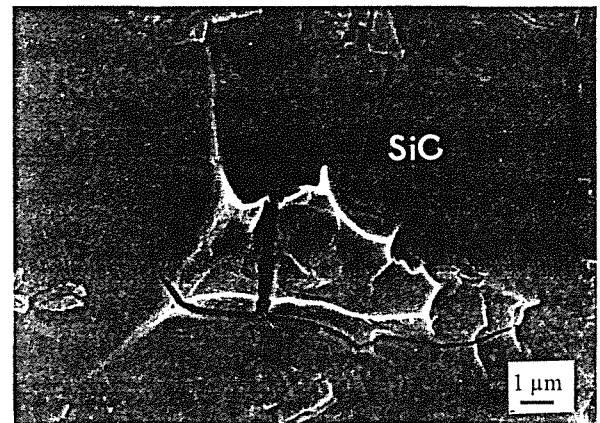


Fig. 6. Fractura frágil de un precipitado de  $Al_2Cu$  en la intercara SiC/Al.

3.2. Comportamiento a fractura de los materiales soldados.

Una vez ensayados a tracción las probetas de materiales compuestos soldadas, se comprobó que en todos los casos el fallo se localizó a través del cordón de soldadura, registrándose valores de resistencia media inferior al 50 % de la del material de partida. El estudio de las superficies de fractura resultantes muestra que son fundamentalmente dos los factores responsables de dicha pérdida de resistencia mecánica: i) el aumento de la proporción de fases intermetálicas ricas en silicio que precipitan en la matriz; y ii) la formación de productos de reacción ( $Al_4C_3$  en las intercara matriz/SiCp), a costa de la disolución parcial de las partículas de refuerzo. No obstante, la contribución de ambos fenómenos está influenciada

tanto por la proporción de refuerzo como, fundamentalmente, por el aporte energético del arco.

Otro factor que también influye fuertemente en el comportamiento de los cordones de soldadura es la aparición de porosidad interdendrítica en el baño, defecto que es más acusado en los materiales con mayor grado de refuerzo (20 %). Esto se debe a que las partículas cerámicas suelen acumularse en la última porción de baño en solidificar y presentan una reducida mojabilidad por parte del aluminio fundido. Tal y como puede apreciarse en la fractografía de la figura 7, existen huecos rodeados por los brazos de las dendritas primarias formadas en la solidificación de la matriz. Las superficies de dichas dendritas son lisas lo que muestra su crecimiento libre en el hueco.

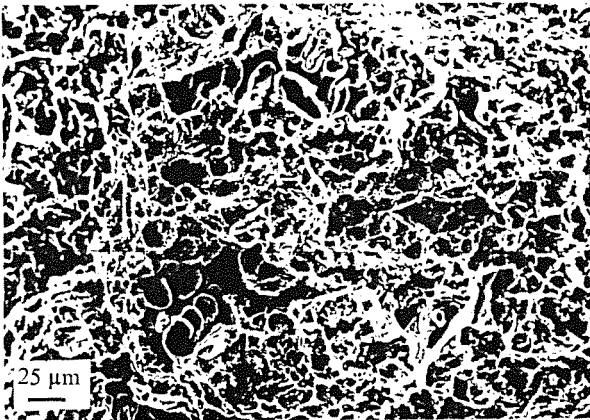


Fig. 7. Fractografía del material AA2014/SiCp soldado. Poros interdendríticos.

La observación de las secciones pulidas transversales a la progresión de la grieta demuestran que dicha porosidad interdendrítica favorece la nucleación de las grietas en el interior del baño fundido que luego progresan a través de la matriz. En este caso interconectando partículas.

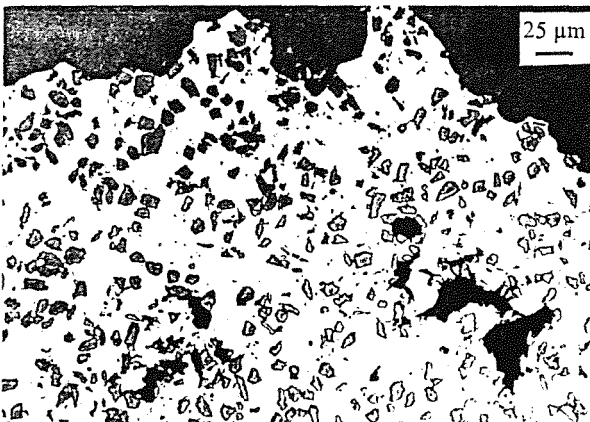


Fig. 8. Sección transversal de la rotura en un cordón de soldadura. Nucleación de las grietas a partir de la porosidad interdendrítica.

La principal diferencia observada con respecto a la fractura de los materiales compuestos base es la menor

participación del mecanismo de rotura de las partículas, apreciándose numerosas partículas con tamaños superiores a 10 μm donde la grieta a progresado por la intercara refuerzo/matriz sin dañarla (fig. 9). Se detectan, por tanto, numerosas zonas de pull-out, aunque, al contrario que los observado en el material base, las superficies de las partículas están completamente lisas lo que demuestra que la rotura interfacial es en este caso frágil. Al rededor de dichas superficies se alinean una serie de productos que han sido identificados como  $Al_4C_3$ , responsables de la degradación del material.



Fig. 9. Detalle de la superficie de fractura de un cordón en material compuesto. Rotura interfacial.

Un estudio a mayores aumentos (fig. 10) de la progresión de la grieta en las proximidades de la superficie de fractura demuestra que progresa a través de la interfase partícula-matriz por la zona de reacción interfacial.

Aunque el fallo de la matriz sigue siendo fundamentalmente dúctil cuando la potencia de soldadura no es muy elevada (< 1000 W), se aprecia que los microporos nucleados poseen un mayor tamaño que los formados en el material base, por el engrosamiento de los precipitados de equilibrio (fundamentalmente  $Al_2Cu$ ) y la formación de otros agregados eutécticos ( $Al-Cu-Si$ ,  $Al-Cu-Fe$  y  $Si$ ).



Fig. 10. Progresión de la grieta a través de la interfase generada por reacción entre el SiC y la matriz de aluminio.

El aumento de la potencia de soldadura ( $\approx 2500$  W) puede llevar a originar zonas de casi total disolución-reacción de las partículas acompañadas de un enriquecimiento muy elevado en Si de la matriz, lo que produce la degradación completa del material. En este caso la fractura es fundamentalmente frágil y el grado de porosidad interdendrítica muy elevado.

#### 4. CONCLUSIONES

- 1) La soldadura por fusión (TIG) de materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas de SiC origina una degradación del material que no es recuperable mediante tratamientos térmicos postsoldadura.
- 2) Las condiciones de soldadura empleadas (potencias de arco superiores a 900 W) favorecen la reacción interfacial entre el SiC y el aluminio con formación de  $Al_4C_3$ , principal responsable de la degradación del material
- 3) En los materiales de partida, los mecanismos de fallo a tracción son fundamentalmente dos: rotura de partículas de tamaños superiores a 10  $\mu m$  y fallo interfacial a través de la matriz próxima a las partículas de SiC con tamaños inferiores a 10  $\mu m$ .
- 4) La rotura en materiales compuestos soldados se produce fundamentalmente por desunión interfacial a través de los productos de reacción formados (agregados de  $Al_4C_3$ ). Aunque la rotura de la matriz sigue siendo dúctil se aprecia cierta fragilización por el enriquecimiento por la presencia de agregados eutécticos ricos en Si.
- 5) La soldadura TIG de los materiales compuestos estudiados tiene un problema añadido de porosidad en el baño. Dicha porosidad es interdendrítica y está más favorecida en los materiales con mayor grado de refuerzo.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] Shin D.S., Lee J.C., Yoon E.P. y Lee H.I. "Effect of the processing methods on formation of  $Al_4C_3$  in SiCp/2024 Al composites". *Mater. Res. Bull.* 32, 1155-1163 (1997).
- [2] Loretto M.H. y Konitzer D.G. "The effect of matrix reinforcement reaction on fracture in Ti-6Al-4V based composites". *Metall. Trans. A.* 21<sup>a</sup> 1579-1587 (1990).
- [3] Viala J.C., Bosslet F., Laurent V. y Lepetitcorps Y. "Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminium and silicon-carbide single crystals". *J. Mater. Sci.* 28, 5301-5312 (1993).
- [4] Park J.K. y Lucas J.P. "Moisture effect on SiCp/6061 Al MMC: dissolution of interfacial  $Al_4C_3$ ". *Script. Mat.* 37, 511-515 (1997).
- [5] Henriksen B.R. y Johnsen T.E. "Influence of microstructure of fibre/matrix interface on mechanical properties of Al/SiC composites". *Mat. Sci. Tech.* 6, 857-861 (1990).
- [6] Downes T.J., Prangnell, P.B. y King J.E. "Mechanisms of fracture in discontinuous metal matrix composites" *Congr. Int. ICCM/9* (Ed. A. Miravete) Madrid, 12-16 Julio 1993. Vol. 1, 665-672 (1993).
- [7] Llorca J. y Poza P. Fracture toughness of Al/SiC composites in the temperature range -136 °C to 190 °C". *Script. Metal. Mat.* 29, 261-266 (1993).
- [8] Escalera M.D., Ureña A. y Gómez de Salazar J.M. "Caracterización de aleaciones de aluminio (AA2014) reforzadas con partículas de SiC". *Bol. Soc. Esp de Cerámica y Vidrio.* 36, 328-331 (1997).

**Agradecimientos:** Los autores desean agradecer a la CICYT el apoyo económico prestado para la realización del presente trabajo (Proyecto MAT97/0719).



## ESTUDIO COMPARATIVO ENTRE DOS MODELOS PROBABILÍSTICOS PARA DISEÑO DE COMPONENTES CERÁMICOS

M.A. García Prieto\*\*, M.D. Rubio Eire\*, A. Bernardo Sánchez\*\*, M.J. Lamela Rey\*\*,  
M. Doblaré Castellano\* y A. Fernández Canteli\*\*

\* Departamento de Ingeniería Mecánica  
CPSZ. Universidad de Zaragoza. María de Luna, 3. 50015 Zaragoza.

\*\* Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación  
E.T.S.I.I. e I.I. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón.

**Resumen.** Los materiales cerámicos presentan ciertas propiedades características, tales como su gran resistencia a elevadas temperaturas, baja densidad y resistencia elevada a la corrosión, que los hace apropiados para numerosas aplicaciones industriales. Sin embargo, el uso potencial de estos materiales podría estar limitado por su fragilidad y la gran dispersión de sus valores de resistencia mecánica, debido a la presencia de defectos procedentes de su fabricación o de su manipulación, que deben ser tenidos en cuenta en el dimensionamiento. En este trabajo se comparan dos metodologías de diseño de materiales cerámicos: la tradicional, denominada aquí indirecta, basada en la consideración de tensiones críticas como magnitudes de referencia y la directa, que desarrolla un modelo probabilístico basado en la distribución estadística de tamaños de defectos, que ha sido ya empleado en el diseño de acristalamientos.

**Abstract.** Ceramic materials exhibit some characteristic properties such as a remarkable strength at high temperatures, low density and high stability in front of corrosion, which make them specially suitable for many industrial applications. Nevertheless, the potential use of these materials could be limited by their brittleness and by the great scatter in their mechanical strength results, due to the presence of flaws arising from manufacturing or handling processes, which has to be taken into account for design purposes. In this paper two different methodologies are compared in the design of ceramic materials: the traditional one, called here indirect, which takes critical stresses as reference magnitudes, and the direct one, which develops a probabilistic approach, based on the statistical distribution of flaws which has already been applied to the design of glass plates.

### 1. INTRODUCCIÓN.

La fractura de cualquier elemento estructural puede ser de dos tipos: frágil o dúctil. En ambos casos, la presencia de defectos contribuye de un modo directo a la rotura, pero en forma diferente, según su naturaleza [1].

En la rotura dúctil los defectos significativos son los microscópicos, es decir, aquéllos que controlan la resistencia a fluencia plástica del material, tales como los defectos intersticiales, los contornos de grano, los precipitados y las redes de dislocación. Los defectos macroscópicos afectan al material dúctil al reducir la sección neta, pero no tienen prácticamente efecto en la resistencia a fluencia plástica. Por el contrario, en los materiales en los que la fractura frágil es predominante, los defectos determinantes son los macroscópicos, puesto que la rotura viene promovida por los campos de tensiones con intensificaciones locales en el elemento. Como ejemplo de defectos macroscópicos se pueden citar los defectos de soldadura, poros, fisuras por corrosión o fatiga, y cualquier otro defecto que pueda actuar como una entalla.

Entre los métodos empleados para el cálculo de materiales frágiles, concretamente de cerámicos, distinguimos los basados en criterios empíricos, probabilistas y deterministas.

Dado que los primeros exigen la realización de numerosos ensayos, será preferible cualquiera de los otros dos, si se pretenden evitar programas experimentales de alto coste.

Los criterios deterministas suponen que el fallo ocurre cuando se alcanza un cierto nivel de tensiones. La gran dispersión existente en los resultados de resistencia extraídos de los ensayos de materiales cerámicos, implica, en este caso, la consideración de elevados coeficientes de seguridad, que conllevan una notable infrutilización del material.

De lo expuesto se deduce que la aplicación de criterios probabilísticos es lo adecuado para el cálculo de materiales cerámicos, puesto que permite un aprovechamiento más racional del material, junto con un mayor nivel de fiabilidad en el diseño; así, por ejemplo, este modelo podría considerar aceptable un dimensionamiento en el que se presentaran tensiones locales superiores a las de rotura, siempre que su contribución en la probabilidad de rotura global no resultara significativa, mientras que un criterio determinista lo rechazaría.

El planteamiento probabilista se basa en la consideración de la interacción entre el estado tensional de cada punto y los defectos del material, manifestados a través del carácter aleatorio de su



distribución, tamaño y geometría, mediante la ayuda de la Mecánica de la Fractura.

De esta forma, la rotura no ha de producirse necesariamente en zonas donde la tensión sea máxima, o al menos alta, sino donde la combinación estado tensional – tamaño de grieta resulte crítica.

2. MODELO INDIRECTO.

El modelo de cálculo para materiales cerámicos aquí postulado se basa en las teorías de Batdorf y Crose [2] que parten de la hipótesis comúnmente aceptada de que la rotura se produce según la ley del eslabón más débil. El modelo permite analizar el comportamiento de cerámicas bajo un estado de tensiones multiaxial, completamente general. En la figura 1 se representa esquemáticamente esta metodología.

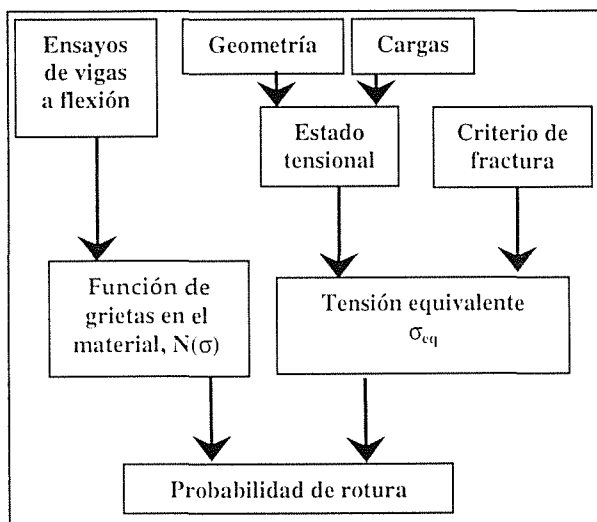


Fig. 1. Esquema del modelo indirecto.

El modelo ha sido implementado en varios programas de cálculo de elementos finitos en el Departamento de Ingeniería Mecánica del Centro Politécnico Superior de Zaragoza, como programas de postproceso para el cálculo de este tipo de materiales.

En un primer paso se obtiene el estado tensional, asociado a cada punto del componente estudiado, por medio del Método de los Elementos Finitos para pasar a continuación a establecer el criterio de rotura, que responde a una expresión del tipo (1), en función de unos parámetros u, v y α, que será necesario elegir adecuadamente con el fin de ajustar lo mejor posible el comportamiento del material estudiado en rotura.

$$\left(\frac{K_I}{K_{IC}}\right)^u + \left(\frac{K_{II}}{K_{IIC}}\right)^v = 1 \tag{1}$$

Como se puede comprobar la expresión (1) incorpora unos términos que provienen de la sollicitación, es decir, los factores de intensidad de tensiones,  $K_I$  y  $K_{II}$ , y otros términos que corresponden a las características resistentes del material, es decir, las tenacidades a fractura  $K_{IC}$  y  $K_{IIC}$ . En ambos casos, el tipo de grieta

concreto y la orientación de la misma juegan un papel determinante. Con el fin de evitar la dificultad de la determinación del tamaño de los defectos del material, el método propone trabajar con tensiones equivalentes en cada punto de la pieza.

Con carácter general se conoce que, con independencia del tipo de grieta, los factores de intensidad de tensión y las tensiones teóricas locales, deducidas sin consideración del efecto de grietas se pueden relacionar a través de las expresiones:

$$\begin{aligned} K_I &= f_1 \sigma_n \sqrt{\pi \cdot a} \\ K_{II} &= f_2 \tau \sqrt{\pi \cdot a} \\ K_{IC} &= f_1 \sigma_{eq} \sqrt{\pi \cdot a} \end{aligned} \tag{2}$$

Donde  $\sigma_n$  y  $\tau$  son las tensiones normal y cortante respectivamente, en un punto, referidas a una orientación determinada,  $f_1$  y  $f_2$  son factores que dependen de la geometría de la grieta, 'a' es la longitud característica de la grieta (igual a la longitud total, si es una grieta superficial y a la mitad de la longitud total, si es volumétrica) y  $\sigma_{eq}$  es aquella tensión equivalente del estado tensional real, tal que provoca el fallo por rotura en modo I. Sustituyendo (2) en la expresión (1) y admitiendo, como es habitual que  $K_{IC} = \alpha \cdot K_{IIC}$ , es posible llegar a un criterio de rotura en el que no aparece explícitamente la longitud del defecto:

$$\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_{eq}}\right)^u + \left(\alpha \frac{f_2 \tau}{f_1 \sigma_{eq}}\right)^v = 1 \tag{3}$$

Esta metodología permite considerar los defectos tipo que se representan en las figuras 2 y 3, es decir, defectos superficiales, relacionados con el acabado exterior, y defectos internos que dependen fundamentalmente del proceso de fabricación del material. Para cada uno de estos defectos se conocen los factores geométricos de los factores de intensidad de tensión,  $f_1$  y  $f_2$  [3], por lo que con ellos y eligiendo adecuadamente el criterio de fractura que más se ajuste al material (o sea, el valor de u, v y α) [4], será posible llegar, en cada caso, a una expresión de la tensión equivalente en función del estado tensional de cada punto.

Se admite que en los materiales cerámicos existe gran número de fisuras distribuidas al azar en un volumen, de manera que, dominios con el mismo volumen presentan la misma probabilidad de contener el mismo número de defectos con las mismas características (homogeneidad) y que el número de defectos contenidos en dos dominios, que no se solapan, son independientes (independencia), se puede adoptar una distribución de Poisson para describir la probabilidad de que en un volumen ΔV no haya ningún defecto con tensión crítica inferior a  $\sigma_{cr}$ :

$$\Delta P_s = \exp \{-\Delta V \cdot N_V(\sigma_{cr})\} \tag{4}$$

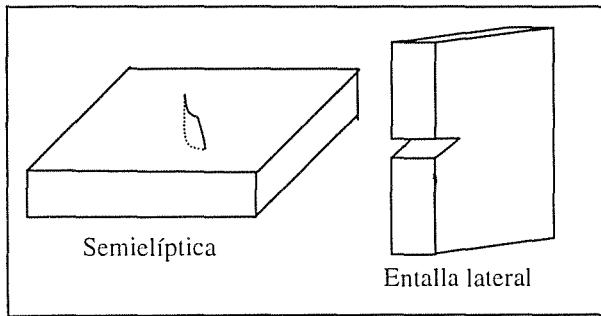


Fig. 2. Defectos superficiales.

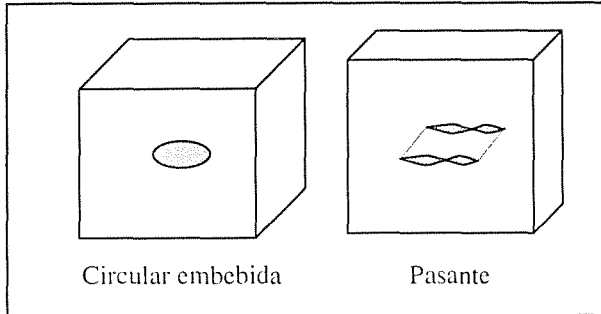


Fig. 3. Defectos internos o volumétricos.

En la expresión (4),  $N_V(\sigma_c)$ , es una función de densidad de grietas propuesta por Batdorf, que representa el número medio de defectos por unidad de volumen, caracterizados por romper bajo una tensión crítica menor o igual que  $\sigma_{cr}$ , y que viene dada por la expresión siguiente:

$$N_V(\sigma_{cr}) = K_{BV} \cdot \sigma_{cr}^{m_v} \quad (5)$$

donde  $K_{BV}$  es el llamado coeficiente de densidad de grietas de Batdorf para el material, que depende del criterio de fractura y del tipo de defecto considerado [5], y  $m_v$  es el módulo de Weibull.

En cuanto a la experimentación a realizar para caracterizar el material, este modelo propone la realización de ensayos de flexión a cuatro puntos que sustituyen a los tradicionales de tracción uniaxial, por ser éstos más difíciles y caros de realizar. La figura 4 representa el esquema de estos ensayos.

Cada ensayo proporciona la tensión máxima para la cual ocurrió el fallo y el origen del mismo, esto es, si fue debido a un defecto interno o a uno superficial. Para el caso de defectos de volumen, se supone que la tensión máxima de rotura sigue una ley de Weibull biparamétrica:

$$P_{fv} = 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{\sigma_f}{\sigma_{\theta V}} \right)^{m_v} \right\} \quad (6)$$

en la que los valores de  $m_v$  y  $\sigma_{\theta V}$  pueden ser estimados a partir de los resultados de los ensayos. La adaptación de estos resultados al caso de ensayo uniaxial, permite calcular el valor del coeficiente de densidad de fisuras de Batdorf,  $K_{BV}$ . Con ello queda

definida la función de densidad de grietas asociada al volumen,  $N_V(\sigma_{cr})$ , de acuerdo con (5).

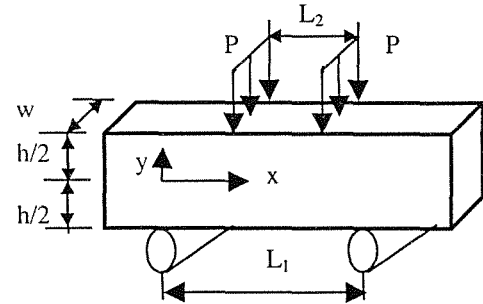


Fig. 4. Ensayos de vigas por flexión a cuatro puntos

En el supuesto de que el origen de la rotura fuese la superficie del material, el tratamiento sería análogo, estimándose para este caso los parámetros  $m_S$  y  $\sigma_{\theta S}$ , de los que resulta la expresión de  $K_{BS}$ , coeficiente de fisuras superficiales de Batdorf.

Puesto que la ocurrencia de condiciones críticas que provocan la rotura viene además condicionada por la orientación del defecto, será necesario modificar la función de densidad de grietas del material mediante un factor de orientación. Este representa el número de defectos por unidad de volumen que se caracterizan por una tensión menor o igual que  $\sigma_{cr}$ , y por una normal al plano de la fisura orientada de tal manera que en ella la tensión equivalente supere el valor de tensión crítica (esta normal estará en el rango  $\alpha \pm \alpha + \Delta\alpha$  y  $\beta \pm \beta + \Delta\beta$ ).

Para el caso de defectos de volumen, viene representado por el cociente entre el ángulo sólido de las orientaciones en las que se verifica la condición anterior, y el ángulo sólido total,  $4\pi$ , que corresponde a todas las orientaciones posibles, ya que se supone que la ley de orientaciones es uniforme. Para este caso, el ángulo sólido definido por las orientaciones mencionadas es igual a  $\cos\alpha \cdot \Delta\alpha \cdot \Delta\beta$  [6]. De acuerdo con lo anterior, la probabilidad de fallo asociada a un volumen  $\Delta V$  será:

$$\Delta P_f = 1 - \exp \left\{ - \Delta V \cdot N_V(\sigma_{cr}) \cdot \frac{\cos\alpha \cdot \Delta\alpha \cdot \Delta\beta}{4\pi} \right\} \quad (7)$$

Donde  $\alpha$  y  $\beta$  son los ángulos que definen la orientación del plano de la fisura respecto a la referencia principal, tal y como muestra la figura 5.

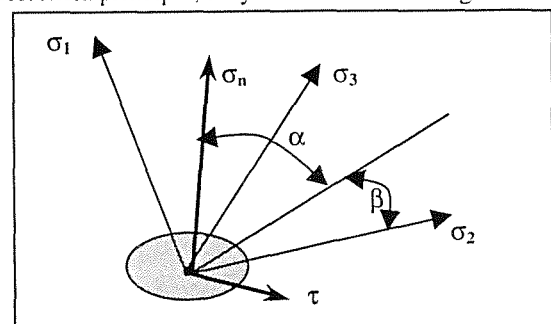


Fig. 5. Orientación de la fisura respecto a las direcciones principales.

La expresión (7) define la probabilidad de fractura de un volumen  $\Delta V$ , teniendo que extenderse su cálculo a todo el volumen de la pieza. Así, la expresión general de la probabilidad de fractura para un volumen determinado será:

$$P_{IV} = 1 - \exp \left\{ - \int_V \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} N_V(\sigma_{eq}) \cos \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta \cdot dV \right\} \quad (8)$$

Todo lo expuesto para el volumen es válido para cálculo de defectos superficiales, según un procedimiento paralelo. En consecuencia, la probabilidad de fallo de una superficie, vendrá dada por la expresión:

$$P_{IS} = 1 - \exp \left\{ \int_S \left[ \int_0^{2\pi} N_S(\sigma_{eq}) d\alpha \right] dS \right\} \quad (9)$$

En el caso de que interese calcular la probabilidad conjunta de una pieza, tanto de su volumen como de su superficie, se procederá multiplicando ambas probabilidades de supervivencia.

**3. MODELO DIRECTO.**

Se trata de una metodología para el cálculo de placas de acristalamiento [7, 8, 9]. El esquema de la figura 6 resume los bloques fundamentales que constituyen el modelo.

Los elementos de vidrio en edificación son placas rectangulares y de espesor constante, y han de calcularse para que soporten la carga de viento, que se supone uniformemente repartida en toda la superficie.

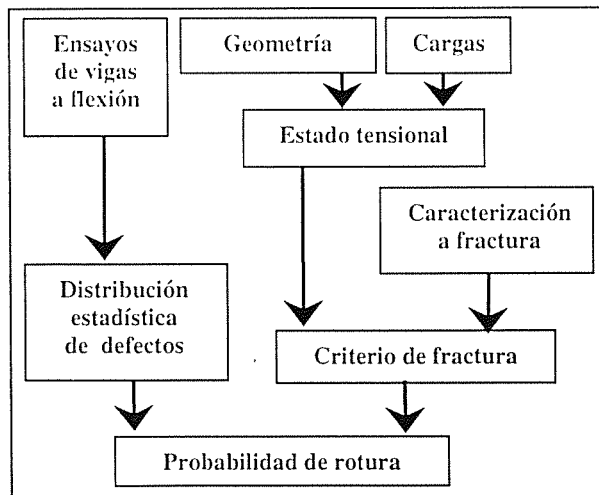


Fig. 6. Esquema del modelo probabilístico para el dimensionamiento de placas de vidrio.

A pesar de la sencillez geométrica de las placas de acristalamiento, el cálculo del estado tensional es complejo, debido al comportamiento marcadamente no-lineal de las placas de vidrio, especialmente para cargas cercanas a la de rotura. El modelo matemático está basado en la ecuación de von Kármán, aplicable a placas con grandes deformaciones. Para su resolución

se empleó el método de Galerkin y el de diferencias finitas, en razón de su sencillez geométrica. Evidentemente, el uso de programas comerciales de elementos finitos es también posible.

Para el cálculo de elementos de vidrio se ha adoptado como criterio de fractura la expresión (2) con los valores de  $u=v=2$ , que corresponde al criterio de la energía coplanar de deformación. Adicionalmente, se consideró  $K_{Ic}=1,25.K_{Iic}$ , es decir,  $\alpha$  con valor 1,25 [1, 10].

En lo referente al programa experimental, se realizaron, por un lado, ensayos de indentación para determinar la tenacidad a fractura del material, a partir de la medida de las huellas y de las fisuras originadas por un penetrador Vickers en el material. Por otro lado, se ensayaron vigas de vidrio por flexión a tres puntos, como muestra la figura 7, para deducir la función de distribución de los defectos en el material empleado.

Puesto que la f.d.d. está asociada a un determinado tamaño de la muestra (área de referencia,  $A_0$ ), ésta se consideró como situada a  $\pm 10$  mm del centro, dado que allí se producían la práctica totalidad de las roturas.

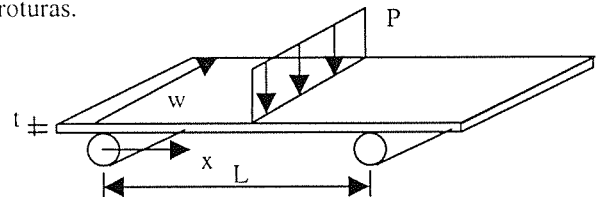


Fig. 7. Ensayo de vigas por flexión a tres puntos.

La tensión de rotura se calculó, tras la observación de la localización de la fractura, de acuerdo con las leyes clásicas de resistencia de materiales:

$$\sigma_{rot} = \frac{M}{W_{res}} = \frac{P_{rot} \cdot x}{w \cdot t^2 / 6} = \frac{3 \cdot P_{rot} \cdot x}{w \cdot t^2} \quad (10)$$

Para el tratamiento de los resultados de los ensayos se supuso que las roturas tenían lugar siempre bajo modo I, por lo que la función de distribución de defectos es en realidad de tamaños máximos de defecto proyectado:

$$K_{Ic} = f_1 \sigma_{rot} \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{rot}} \quad (11)$$

$$a_{rot} = \frac{(K_{Ic} \cdot w \cdot t^2)^2}{9 \cdot \pi \cdot P_{rot}^2 \cdot L^2 \cdot f_1^2} \quad (12)$$

Empleando el programa EXTREMES [11], basado en la teoría estadística de valores extremos, se pudo estimar la f.d.d. de defectos superficiales máximos en el vidrio a partir de los resultados de los ensayos de flexión realizados, comprobándose que el tamaño máximo de los defectos superficiales,  $a$ , en el material seguía una ley de Gumbel, dada por la expresión (16). Con el fin de tener en cuenta la influencia de la

orientación se cortaron las probetas, a partir del tráver, formando distintos ángulos respecto a la dirección de laminación, tal como muestra la figura 8.

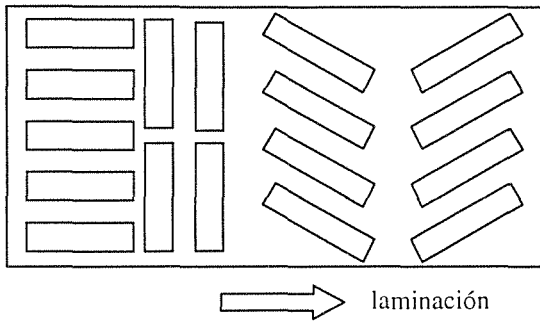


Fig. 8. Extracción de las vigas a partir del tráver.

$$G_{\theta_i}(a) = \exp\left\{-\exp\left(\frac{\lambda_i - a}{\delta_i}\right)\right\} \quad (13)$$

En la que  $0 < a < \infty$ ,  $\delta_i > 0$  es el parámetro de escala y  $\lambda_i$  es el parámetro de localización, asociados al área de referencia  $A_0$  y a para cada orientación  $\theta_i$ .

Los parámetros fueron determinados con el programa EXTREMES a partir de los resultados experimentales. La f.d.d. de defectos máximos en el área elemental  $\Delta x \cdot \Delta y$ , asociada al estado tensional,  $F_{\theta_i}(a)$ , se deduce a partir de la f.d.d. de defectos máximos,  $G_{\theta_i}(a)$ , correspondiente al área de referencia  $A_0$ , de acuerdo con la ley del eslabón más débil:

$$F_{\theta_i}(a) = [G_{\theta_i}(a)]^{\Delta x \cdot \Delta y / A_0} \quad (14)$$

En el caso del vidrio se ha supuesto, de acuerdo con la experiencia, que sólo las fisuras superficiales son responsables de la rotura. Estas tienden en su propio desarrollo a adoptar una forma semicircular, por lo que su modelización correspondió a defectos semicirculares.

De acuerdo con lo anterior, el tamaño de defecto necesario para que ocurra la rotura en un punto de la placa, con coordenadas  $(x, y)$ , bajo un estado tensional producido por una carga de viento ( $\sigma_n, \tau$ ) y para una determinada orientación,  $\theta_i$ , vendrá dado por la siguiente expresión:

$$a_{\theta_i}^* = \frac{K_{lc}^2}{\pi \left[ f_1^2 \cdot \sigma_n^2 + \frac{f_2^2 \cdot \tau^2}{0,64} \right]} \quad (15)$$

Para el cálculo de la probabilidad de que rotura de una placa dividida en 'm' celdas de igual superficie se puede emplear la siguiente expresión:

$$P_f(\text{placa}) = 1 - \prod_{i=1}^m P_S(\text{celda } i) \quad (16)$$

$$P_S(\text{celda } i) = \int_0^{\pi} \int_0^{a^*} p(a, \theta) \cdot da \cdot d\theta \quad (17)$$

en la que,  $p(a, \theta)$  representa la función de densidad bidimensional cuyas variables son el tamaño de la fisura,  $a$ , y la orientación de la misma,  $\theta$ . Para conocer esta función de densidad,  $p(a, \theta)$ , sería necesario estimar la marginal de las orientaciones,  $p(\theta)$ , además de la función de densidad de tamaños condicionada a las orientaciones, que es la que se obtiene de los ensayos,  $p_{\theta}(a)$ .

En principio no parece posible obtener esta función de distribución marginal, por lo que el problema se aborda suponiendo que las orientaciones siguen una distribución uniforme, lo que hace que el modelo no sea válido para aquellos casos, en los que no se verifique esta hipótesis.

#### 4. COMPARACIÓN ENTRE AMBOS MODELOS.

Con el fin de analizar las respectivas ventajas se trata en este punto de comparar los dos modelos, y en su caso, estableciendo en cada caso las mejoras necesarias.

El cálculo de componentes cerámicos, en general, se complica notablemente, debido a la complejidad de la geometría y de la definición de las cargas. Por ello, el método apropiado para realizar el cálculo tensional es el de los elementos finitos, aplicable a ambas metodologías, directa e indirecta, puesto que permite analizar cualquier geometría y tipo de cargas y definir los elementos lo suficientemente pequeños como para que se pueda considerar en ellos razonablemente un estado tensional constante.

Tal como se presentó en el punto anterior, el modelo directo en su aplicación original dirigida al cálculo de placas de vidrio no consideraba más que un solo tipo de defecto, que asimilaba a microfisuras semielípticas superficiales, por ser el que se acepta generalmente como único responsable de la fragilidad del vidrio. Si se pretende ampliar la validez del método al estudio de materiales cerámicos, deberán considerarse también los defectos de volumen, tal como propone el modelo indirecto, (figuras 2 y 3).

El modelo directo, al estar desarrollado para un único material se limita a considerar solamente el criterio de fractura de la energía coplanar de deformación para el caso particular de  $\alpha = 1.25$ , que es el que mejor se ajusta al vidrio según se comprobó experimentalmente [8]. Por contra, la metodología indirecta parece abierta a un número mayor de criterios a seguir, de la forma (1), en los que  $u$  y  $v$  son parámetros dependientes del material. La posibilidad de elección de criterio permitirá modelizar mejor el comportamiento de diferentes materiales, y por tanto, afinar más en los resultados, con el consiguiente ahorro de material.

Ambos modelos tienen en cuenta la distribución probabilista de grietas en cada punto del material. El

método directo lo hace de una forma explícita, a través del cálculo de la función de distribución de los defectos máximos para las diferentes orientaciones. Conceptualmente el método directo contempla la consideración de funciones de distribución diferentes para distintas orientaciones, pero en la práctica se tropieza con un problema teórico todavía no resuelto: la estimación de los pesos que deben asignarse a cada una de esas f.d.d. correspondientes a las distintas orientaciones (precisamente, las f.d.d. marginales para cada orientación).

El modelo indirecto considera una función de densidad de grietas,  $N(\sigma)$ , homogénea en todas las direcciones. Para la estimación de esta función se igualan probabilidades de fallo correspondientes a los ensayos realizados y las que postula el modelo de Weibull para el caso de ensayos uniaxiales.

Ambos modelos caracterizan el material, pero lo hacen a través de conceptos diferentes: el modelo directo mide su resistencia a través de la longitud crítica de sus defectos, empleando el valor de la tenacidad a fractura propia del material; mientras que el modelo indirecto utiliza para esta caracterización el valor de la tensión crítica, que obtiene por medio del concepto de factores de intensidad de tensiones equivalentes, obviando así la medida de la tenacidad a fractura de la cerámica.

En cuanto al programa experimental, resulta evidente la mayor fiabilidad de los resultados obtenido de los ensayos por flexión a cuatro puntos frente a los de tres puntos, debido a que el área, o volumen, de referencia para los cuales está deducida la función de distribución del tamaño de los defectos es considerablemente mayor en el caso de flexión a cuatro puntos, al serlo también la zona de la viga sobre la que actúa el momento máximo.

## 5. CONCLUSIONES.

El tratamiento que los dos modelos hacen del diseño y cálculo de componentes frágiles es equivalente, si bien el directo se basa en el conocimiento de la distribución de los tamaños de defecto, que es lo que confiere a estos materiales la fragilidad, mientras el modelo indirecto concentra toda la información en tensiones críticas, por lo que resulta menos intuitivo.

Puesto que el modelo directo fue desarrollado para vidrio, material en el que la rotura sólo tiene origen superficial, sería necesario ampliar su validez al estudio de defectos en el volumen, lo que no parece representar dificultad alguna, ya que todo el tratamiento es paralelo, como se comprueba para el caso del modelo indirecto.

Para comprobar la equivalencia práctica de los dos modelos se juzga interesante la realización futura de un programa experimental común, cuyos resultados sean tratados desde los dos puntos de vista.

## AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean expresar su agradecimiento, tanto a la DGICYT por la financiación recibida a través del proyecto PB94-1350, como al Centro de Investigación y Desarrollo de Cristalería Española, S.A. y a la Universidad Técnica de Clausthal (Alemania) por la ayuda prestada en el desarrollo de los modelos aquí presentados.

## BIBLIOGRAFÍA.

- [1] Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H., "Fracture Mechanics", Chapman and Hall, 1984.
- [2] Batdorf, S.B., Crose, J.G., "A statistical Theory for the Fracture of Brittle Structures Subjected to Nonuniform Polyaxial Stresses", J. Appl. Mech., vol.41, no. 2, Junio 1974, pag. 459-464
- [3] Sih, G.C., "Handbook of stress intensity factors", Lehigh University, 1973
- [4] Nemeth, N.N., Manderscheid, J.M., Gyekenyesi, J.P., "Ceramics Analysis and Reliability Evaluation of Estructures (CARES), Users and Programmers Manual"; NASA Technical Paper 2916, 1990.
- [5] Weibull, W., "A Statistical Theory of the Strength of Materials", Proceedings of the Royal Swedish Institute of Engineering Research Nr. 151 1939.
- [6] Furguele, F.M., Luchi, M.L., "A Unified Approach to Physically Based Weakest-Link Theories for Multiaxial Fracture of Ceramics", Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 118, pag. 509-514, Octubre 1996.
- [7] Viña Olay, I. "Análisis no-lineal de rotura de placas planas de vidrio con consideración de criterios probabilísticos", Universidad de Oviedo. Tesis Doctoral, 1987.
- [8] Bernardo Sánchez, A., "Cálculo probabilístico en rotura de acristalamientos mediante utilización de parámetros de fractura", Universidad de Oviedo. Tesis Doctoral, 1994.
- [9] Fernández Canteli, A., Viña Olay, I., Bernardo Sánchez, A., "Dimensionamiento de placas de acristalamiento para edificios mediante un modelo probabilístico de rotura", Materiales de construcción, vol. 46, nº242-243, 1996.
- [10] Broek, D., "The practical use of Fracture Mechanics", Kluwer Academic Publishers, 1988.
- [11] Castillo, E., Alvarez, E., Cobo, A., Herrero, T., "An expert system for the analysis of extreme value problems", Universidad de Cantabria, 1993.

## FRACTURA DINAMICA DE PMMA BAJO CARGAS DE IMPACTO POR GRAVEDAD

J. I. Sanabria, F. G. Benítez

Escuela Superior de Ingenieros  
Av. Camino de los Descubrimientos, Sevilla-41092

**Resumen.** Mediante una Torre de Caída Vertical se han realizado ensayos de impacto por gravedad sobre probetas de PMMA (polimetil-metacrilato). Con un sistema electrónico de adquisición de datos se registra la velocidad de impacto y la carga transmitida por el impactor. Usando un equipo óptico de alta velocidad se obtiene la secuencia de imágenes del impacto. Se comprueba que la tenacidad de la fractura dinámica en la propagación de una grieta es función de la velocidad de propagación.

**Abstract.** PMMA plate specimens were tested by using a Drop Weight Tower. The electronic ancillary permits the recording of impact speed and top loading. The impact sequence was recorded by a high speed optical system. The dynamic fracture toughness versus crack tip speed is evaluated during crack propagation.

## 1. INTRODUCCION

En multitud de estructuras, instalaciones y equipos pueden existir procesos de carga por impacto y cargas dinámicas con elevadas velocidades de deformación. Algunos ejemplos son paradas y arranques bruscos de equipos, fuertes fluctuaciones de los parámetros de operación o simples accidentes.

Es necesario determinar o estimar propiedades como la tenacidad ante impacto o la tenacidad de parada de una fractura o la tenacidad de la fractura dinámica. Este último es fundamental a la hora de la evaluación de la integridad estructural y la seguridad operativa de cualquier elemento.

Actualmente no existe un procedimiento de ensayo normalizado. Existe una gran diferencia entre los ensayos de tenacidad a la fractura estáticos, cuasi-estáticos y dinámicos. Es muy difícil determinar con exactitud el instante del comienzo de la propagación de la grieta en condiciones de carga dinámica, como en los impactos por gravedad. La determinación precisa del punto de inicio del comienzo de propagación de la grieta tiene una influencia crucial en la estimación de la tenacidad a la fractura dinámica.

En este trabajo se muestran el procedimiento y los resultados obtenidos de algunas de las experiencias realizadas en el Laboratorio de Impacto de Transportes del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Escuela Superior de Ingenieros de Sevilla.

Aunque está establecida una separación entre dos tipos de problemas dentro del campo de la Fractura Dinámica: el inicio del crecimiento de una grieta bajo la aplicación de una carga repentina y por otro lado la rápida propagación de una grieta bajo carga controlada; en este trabajo no se hace dicha distinción, se trata el proceso de la fractura globalmente: antes del inicio, en el inicio y en el posterior crecimiento de la grieta a distintas velocidades.

## 2. CRITERIO DE FRACTURA DINAMICA

Bajo condiciones elásticas y dinámicas la ecuación que gobierna la propagación de una grieta en Modo I es la generalización del criterio de fractura expresado de forma análoga al caso estático [1, 2];

$$K_I(t) = K_{ID}(V)$$

donde  $K_I(t)$  es la amplitud instantánea del campo de tensiones alrededor de la punta de la grieta y  $K_{ID}(V)$  es una propiedad del material que representa la resistencia a la propagación de una grieta y depende de la velocidad de propagación de la grieta, entre otros factores.

$K_I(t)$  se relaciona con el factor de intensidad de tensiones estático,  $K_I(0)$ , a través de una función universal de la velocidad de propagación de la grieta,  $\kappa(V)$ .

$$K_I(t) = \kappa(V) K_I(0)$$

Esta función universal toma el valor unidad cuando es nula la velocidad de crecimiento de la grieta y toma el valor cero cuando la velocidad de la grieta se aproxima a la velocidad de propagación de ondas superficiales de Rayleigh ( $c_r$ ). Una expresión aproximada para  $\kappa(V)$  es la siguiente:

$$\kappa(V) = (1 - V/c_r)(1 - hV)^{1/2}$$

donde la función  $h$  se aproxima en función de las velocidades de ondas elásticas.

### 3. MATERIAL ENSAYADO

El material objeto de estudio es un Polimetilmetacrilato (PMMA), polímero amorfo transparente prácticamente isotrópico y homogéneo que fractura de un modo frágil a temperatura ambiente. Por tanto, se presta a ser analizado como material de comportamiento elástico y lineal.

Sus propiedades elásticas dependen de la velocidad de deformación en un término medio, siendo las siguientes: densidad  $\rho = 1.2 \text{ gr/cm}^3$ , módulo de Poisson  $\nu = 0.4$ , módulo de elasticidad  $E = 3000 \text{ MPa}$ , velocidad de propagación de ondas longitudinales  $c_L = 2000 \text{ m/s}$ .

Una característica fundamental del PMMA para el desarrollo de esta experiencia es su transparencia. Gracias a ella se obtienen imágenes del extremo de la grieta en movimiento muy nítidas que permiten una medición precisa. En la Fig.1 se aprecia la diferencia de nitidez que se consigue gracias a la colocación del foco oblicuo al plano de la imagen, proyectándose la sombra de la grieta sobre la cara posterior de la probeta que se encuentra pintada con una fina capa blanca.

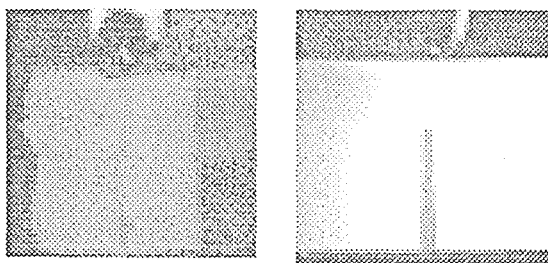


Fig.1. Diferencia de nitidez en la localización del extremo de la grieta colocando el foco oblicuo al plano de la imagen.

Las probetas ensayadas son de geometría de flexión en tres puntos y entalladas. Son del tipo T-L, según denominación ASTM [3], obtenidas por corte de una placa de mayores dimensiones. La entalla pasante se realiza en medio de uno de los lados de mayor longitud, siguiendo un procedimiento con tres etapas [4]: en

primer lugar se realiza un corte con una hoja de sierra mecánica, en segundo lugar se profundiza unos milímetros manualmente con una hoja muy fina y por último se introduce una grieta en el extremo de la entalla presionando con una cuchilla muy afilada. Mientras que para ensayos estáticos las características del extremo de la grieta pueden influir severamente en la tenacidad obtenida, en ensayos dinámicos por impacto esta influencia se vuelve inapreciable.

### 4. EQUIPO EXPERIMENTAL

#### 4.1. Torre de caída vertical

Para la realización de los ensayos se emplea una Torre de caída vertical de fabricación propia [5]. Consta de sendos pilares que guían en su caída a un cabezal (de masa variable entre 25 y 40 Kg) provisto de un impactor intercambiable. Se iza gracias a un gancho provisto de sendos cables de acero. Uno de los cables permite el izado del cabezal mediante un sistema de poleas y una manivela de accionamiento manual, mientras el otro cable permanece destensionado y libre. Al fijar el segundo cable, basta con soltar el seguro de la manivela para que el propio peso del cabezal tense este segundo cable y accione mediante un mecanismo la apertura del gancho, soltándose el cabezal. El impactor golpea a la probeta situada entre apoyos colocados en una mesa de coordenadas. De inmediato el cabezal cae sobre sendos resortes-amortiguadores a la vez que se acciona un sistema anti-rebote, quedando el cabezal fijo.

#### 4.2. Sistema electrónico de adquisición de datos

Sendos sensores ópticos de reflexión (LED y fototransistor adosados) se utilizan para accionar el sistema de toma de datos y para medir la velocidad de impacto respectivamente.

Un montaje de galgas extensométricas en medio puente, colocado en las proximidades del extremo del impactor, permite obtener la deformación sufrida por éste durante el impacto. La señal se amplifica y se envía junto con las señales de los sensores a una tarjeta de toma de datos NB-MIO 16, con una capacidad para recibir  $10^5$  datos por segundo. Mediante un software apropiado (Labview) se procesan dichas señales, obteniendo gráficas frente al tiempo.

El esfuerzo producido en el impactor se obtiene a partir de la señal de las galgas mediante un triple sistema de calibración:

- Calibración estática en una máquina de compresión. El impactor desmontado se somete a distintas cargas de compresión conocidas en una INSTRON, midiendo la diferencia de voltaje producida a la salida del puente. Se establece una recta de regresión que relaciona la diferencia de voltaje con el esfuerzo.
- Calibración dinámica por diferencia de energía cinética antes y después del impacto. Se someten a ensayo en la Torre de caída vertical distintas probetas

metálicas que no fracturan, volviendo el cabezal a subir sin tocar los resortes-amortiguadores. Con el segundo sensor se miden tanto la velocidad de bajada antes del impacto, como la velocidad de subida tras el mismo. Una simple integración del esfuerzo sufrido por el impactor, nos conduce a la velocidad postimpacto que tendrá que coincidir con la medida por el sensor óptico.

c) Calibración dinámica por medida óptica del desplazamiento del impactor. El desplazamiento del impactor es medido frente al tiempo gracias al sistema óptico que se describe posteriormente. Una doble integración del esfuerzo debe conducirnos a dicho desplazamiento.

#### 4.3. Equipo óptico

Gracias a un equipo óptico de alta velocidad se obtiene la secuencia de imágenes del impacto. El equipo consta de los siguientes elementos:

- Cámara de vídeo digital de alta velocidad.
- Grabador-reproductor de vídeo.
- Monitor de alta definición.
- Tarjeta GPIB.
- Computador.
- Sistema de lentes.
- Foco de luz incandescente de 1600 W.

La cámara es capaz de tomar hasta 16000 imágenes a una velocidad de 40500 imágenes por segundo. El inicio de la toma de imágenes se realiza en el mismo instante de tiempo que el de la toma de datos electrónicos, para tener en ambos registros de datos la misma referencia temporal. Gracias a un pulso que envía el sistema de toma de datos electrónicos a la cámara en el momento que comienza la adquisición de datos, la diferencia entre ambos inicios se mide en nanosegundos, es decir, es despreciable.

La toma de imágenes requiere una fuente de luz intensa y no fluctuante con el tiempo. Por ello se utiliza un foco incandescente de 1600 W. Si son necesarias se utilizan lentes de aproximación además de un objetivo para la cámara.

El almacenamiento de las imágenes se realiza tanto en cinta de vídeo como en archivos tipo .tif en un computador. Posteriormente con un programa de tratamiento de imágenes (Optimas), se modifican las imágenes para una mejor visualización y se realizan las medidas del crecimiento de grieta o del desplazamiento del impactor. Este software es capaz de medir la posición de un objeto a lo largo de una secuencia de imágenes de manera semiautomática. Se realiza un escalado de la imagen conociendo la medida real de una referencia. Gracias a esto se obtienen medidas precisas de la posición de la punta de la grieta frente al tiempo.

## 5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En la Fig.2 se muestra una secuencia de fotos de la fractura del ensayo p0608 que tiene los siguientes parámetros:

- masa del cabezal: 25.85 Kg
- velocidad de impacto: 3.427 m/s
- distancia entre apoyos: 200 mm
- dimensiones de la probeta:  
altura 120 mm, longitud 220 mm, espesor 12mm
- longitud inicial de la grieta: 25 mm

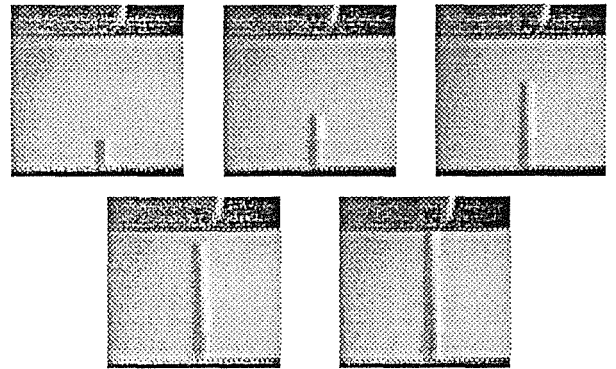


Fig. 2. Secuencia de fotos del ensayo p0608 con una separación temporal de 123  $\mu$ s.

En la Fig.3 se representan frente al tiempo el registro del esfuerzo del impactor y la longitud de la grieta para el mismo ensayo.

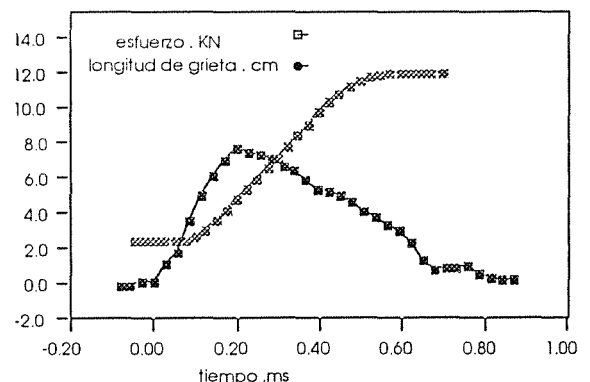


Fig. 3. Registros frente al tiempo del esfuerzo en el impactor (KN) y de la longitud de grieta (cm) del ensayo p0608.

Se observa como a pesar del inicio del crecimiento de la grieta el esfuerzo sigue aumentando en el impactor [6]. Se obtiene la velocidad de propagación de la grieta frente al tiempo mediante una aproximación polinomial de la longitud de la grieta que se deriva con respecto al tiempo.



En la Fig.4 se muestra la velocidad de la punta de la grieta frente al tiempo y frente a la longitud de grieta dividida por la altura de la probeta.

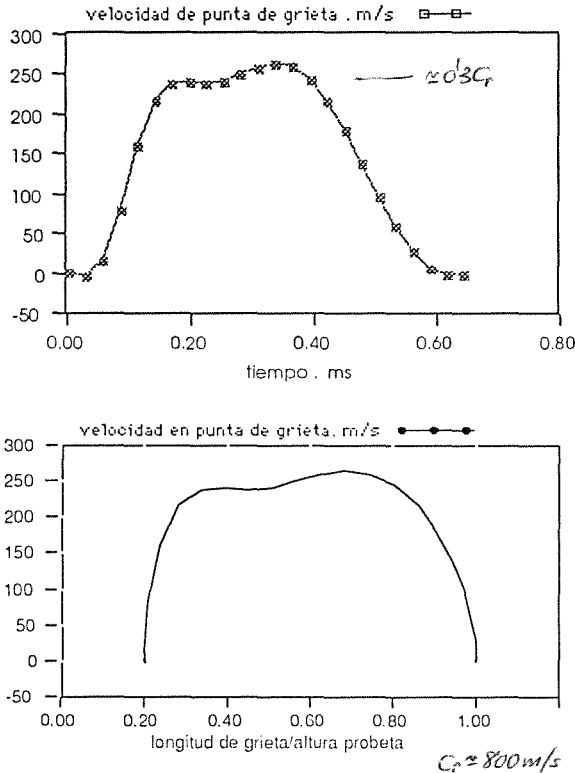


Fig. 4. Velocidad de propagación de la grieta frente al tiempo (gráfica superior) y frente a la longitud de grieta dividida por la altura de la probeta (gráfica inferior).

El factor de intensidad de tensiones estático equivalente se calcula con el esfuerzo medido en el impactor y con la longitud de grieta instantánea para cada instante de tiempo. Se emplea la formulación dada en los prontuarios para la configuración de probeta con entalla simple en flexión por tres puntos. En la Fig. 5 se muestra las gráfica del factor de intensidad de tensiones así obtenido frente a la longitud de grieta dividida por la altura de la probeta.

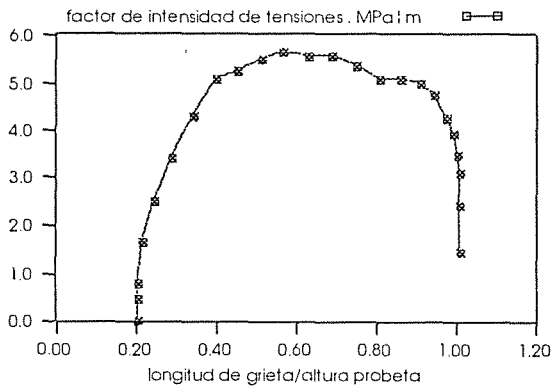


Fig. 5. Factor de intensidad de tensiones estático equivalente frente a la longitud de grieta dividida por la altura de la probeta

También se representa en la Fig. 6 el factor de intensidad de tensiones frente a la velocidad de propagación de la grieta.

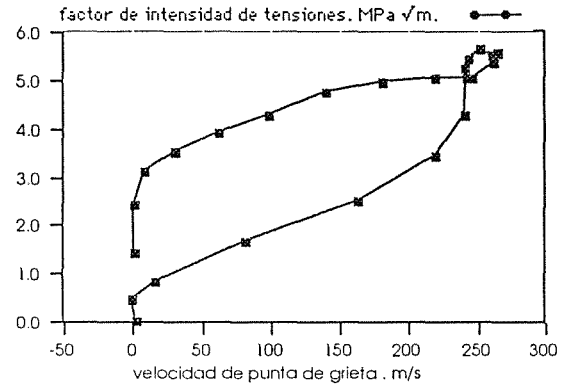


Fig. 6. Factor de intensidad de tensiones (MPa m<sup>1/2</sup>) frente a la velocidad de propagación de la grieta (m/s).

Cuando la longitud de la grieta sobrepasa el 80% de la altura de la probeta, la influencia de la cercanía del impactor es significativa y por tanto no son válidos los resultados, de hecho, la formulación del FIT es válida solo para una longitud de grieta entre el 20% y el 80% de la altura de la probeta.

Multiplicando el FIT por la función universal κ(V) obtendremos la tenacidad de la fractura dinámica, como se representa frente a la velocidad de propagación de la grieta en la Fig. 7.

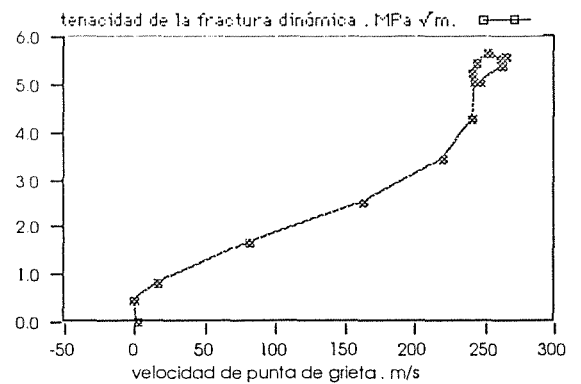


Fig. 7. Tenacidad de la fractura dinámica (MPa m<sup>1/2</sup>) frente a la velocidad de propagación de la grieta (m/s).

6. REVISION CRITICA Y CONCLUSIONES.

Las propiedades alrededor del vértice de una grieta en una probeta de flexión por tres puntos y entallada, cargada dinámicamente, se pueden caracterizar por tres tipos de respuesta en función del tiempo transcurrido desde el inicio del impacto hasta el comienzo del crecimiento de la grieta. En tiempos muy cortos la respuesta está dominada por ondas discretas; en tiempos intermedios, los efectos de inercia globales son

significativos pero las oscilaciones locales en la punta de la grieta son pequeñas al amortiguarse las ondas; y en tiempos largos la respuesta es esencialmente cuasiestática.

Bajo condiciones de carga estática el factor de intensidad de tensiones es proporcional al esfuerzo aplicado sobre la probeta, mientras que bajo condiciones de carga dinámica dicha proporcionalidad no se mantiene debido a los efectos de inercia [7]. No obstante, si el tiempo hasta el inicio de la fractura es bastante largo, se pueden asumir condiciones cuasiestáticas y utilizar la formulación estática para el cálculo del factor de intensidad de tensiones dinámico como un FIT equivalente al estático.

En tiempos muy cortos, del orden del cociente entre la altura de la probeta y la velocidad de propagación de ondas longitudinales en el material (tiempo que tarda una onda sonora en recorrer dicha distancia), los efectos globales de inercia no son significativos. Este es el caso que nos ocupa en ensayos de impacto de alta energía. De hecho, la grieta comienza a crecer cuando todavía no han llegado las ondas de tensión a los apoyos y las ondas reflejadas de los contornos no han alcanzado la punta de la grieta. El cálculo del FIT basado en el esfuerzo sobre el impactor parece ser adecuado en tiempos muy cortos pero con una modificación que consistiría en retrasarlo el tiempo que tarda en llegar la información a la punta de la grieta.

Para las diversas pruebas realizadas la relación entre la tenacidad de la fractura dinámica y la velocidad de propagación de la grieta se mantiene razonablemente invariable. Es decir, la tenacidad de la fractura dinámica es una propiedad del material y de la velocidad de propagación de la grieta, al menos para el PMMA.

A bajas velocidades de propagación de la grieta  $K_{II}$  es poco sensible a la velocidad, pero se incrementa asintóticamente cuando se aproxima a un valor límite.

#### Agradecimientos.

Los autores agradecen la ayuda prestada por la Fundación Ramón Areces y la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología a los proyectos de investigación de los que este trabajo forma parte.

#### Referencias:

- [1]. Kaninen M. F. & Popelar C. H. "Advanced Fracture Mechanics". Oxford U. Press. 1985.
- [2]. L. B. Freund. "Dynamic Fracture Mechanics". Cambridge U. Press. (1990).
- [3]. T. L. Anderson. "Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications". (Second Edition). 1995.
- [4]. C. Bacon et al. "Dynamic Fracture Toughness Determined from Load-point Displacement" EXPERIMENTAL MECHANICS. 217-223 (1984).
- [5]. Rafael Rodríguez del Castillo. "Diseño y construcción de una Torre de Caída Vertical". E.S.J. Sevilla. (1997).
- [6]. Rosakis and Zehnder. "On the dynamic fracture of structural metals". INTERNATIONAL JOURNAL OF FRACTURE. 27. 169-186. (1985).
- [7]. Prabhakar R. Marur. "Numerical simulation of anvil interactions in the impact testing of notch bend specimens". INTERNATIONAL JOURNAL OF FRACTURE. 81. 27-37 (1996).

**COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CEMENTOS ÓSEOS ACRÍLICOS MODIFICADOS CON NUEVOS ACTIVADORES (N,N-DIMETIL-4-AMINO BENCILO) Y AGENTES RADIOPACOS BASADOS EN COMPUESTOS DE IODO.**

F.J.Gil, J. Clément, M.P. Ginebra, J.M. Manero, M. Marsal, J. San Román<sup>1</sup>, B. Vázquez<sup>1</sup> y J.A.Planel

Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

E.T.S.Ingenieros Industriales de Barcelona. Universitat Politècnica de Catalunya.

Av.Diagonal 647. 08028-Barcelona.

<sup>1</sup>Instituto de Ciencia y Tecnología de Polímeros, CSIC, Madrid.

**Resumen.** La respuesta biológica adversa provocada por los cementos óseos acrílicos está fundamentalmente relacionada con su contenido en residuos de bajo peso molecular, que pueden pasar a través de los fluidos fisiológicos a los tejidos adyacentes y al aparato circulatorio. Entre los residuos que presentan evidencia de toxicidad cabe destacar los radicales amina de la dimetil toluidina (DMT), que actúa como activador de la reacción de polimerización. En este trabajo se estudia el efecto de la sustitución de la DMT por otra amina más biocompatible, el metacrilato de N,N-dimetil-4-amino bencilo (DMMO), sobre algunas propiedades mecánicas del cemento. Se observa que la sustitución de la DMT por DMMO produce una disminución de la tenacidad a la fractura y un aumento de la velocidad de propagación de grietas por fatiga. Este comportamiento se puede atribuir a la estructura molecular del DMMO, que al ser bifuncional da lugar a la formación de enlaces de entrecruzamiento, con la consiguiente fragilización. Se ha estudiado también el efecto sobre el comportamiento mecánico del cemento de la sustitución del agente radiopaco convencional ( $\text{BaSO}_4$ ) por compuestos de iodo, que junto a su carácter radiopaco presentan propiedades antisépticas, observándose un aumento de la resistencia a la tracción del cemento y una disminución del módulo elástico.

**Abstract.** Any adverse biologic response to acrylic bone cements is primarily related to the low molecular weight residuals, which can leach from the material into adjacent tissues and the systemic circulation. Among these residuals, the N,N-dimetil-4-toluidine, usually contained in commercial bone cements as an activator for the polymerization reaction, is considered highly toxic. The aim of this work is to study the suitability of another tertiary amine, 4-dimethylaminobenzyl methacrylate (DMMO) in relation to the mechanical behaviour of the cement. The substitution of DMT by DMMO decreases the fracture toughness and increases the fatigue crack growth rate propagation in the bone cement. This effect can be attributed to the molecular structure of DMMO, which is bifunctional and gives rise to the cross-linking in the cement matrix, with a subsequent embrittlement of the material. Also the effect of the substitution of the conventional radiopaque agent  $\text{Ba SO}_4$  by a iodine containing compound with antiseptic properties on the mechanical behaviour of the cement is examined. An increase in the tensile strength and a decrease in the elastic modulus of the material are observed.

## 1. INTRODUCCION

Los cementos óseos acrílicos están siendo utilizados en cirugía ortopédica para la fijación de prótesis articulares desde inicios de los años 60. Su función primordial es la de mejorar la distribución de cargas entre el implante y el hueso, aumentando la superficie de contacto a través del llenado de la cavidad existente entre ambos. El proceso de curado del cemento es el resultado de una polimerización por radicales libres de una mezcla de partículas sólidas de polimetil metacrilato (PMMA) y su monómero metil metacrilato (MMA), iniciada por

peróxido de benzoilo (BPO) y activada por la presencia de una amina terciaria, siendo la más comúnmente empleada la N,N-dimetil-4-toluidina (DMT). Además, con el fin de facilitar la observación del cemento con técnicas radiológicas se añade al polvo del cemento un agente radiopaco, habitualmente sulfato de bario.

Si bien los resultados clínicos obtenidos con los cementos óseos acrílicos son en general satisfactorios, estos materiales provocan cierta reacción biológica adversa. Las causas de esta toxicidad no están relacionadas con el PMMA, que es un polímero

biocompatible una vez curado, sino fundamentalmente con el contenido en el cemento de residuos de bajo peso molecular, que pueden pasar a través de los fluidos fisiológicos a los tejidos adyacentes y al aparato circulatorio. Entre los residuos que presentan evidencia de toxicidad cabe destacar los radicales amina de la dimetil toluidina (DMT) [1], que se incluye en la formulación del cemento convencional con concentraciones que varían entre 1,5 y un 2,5% en peso. En este trabajo se ha estudiado la posibilidad de substituir la DMT por otras aminas más biocompatibles, conservando las mismas características de curado del cemento, escogiéndose el metacrilato de N,N-dimetil-4-amino bencilo (DMMO) debido a que presenta un grupo polimerizable que se puede incorporar fácilmente en la cadena de PMMA y disminuir así considerablemente su movilidad [2]. En la Figura 1 se representan las fórmulas químicas del DMT y del DMMO.

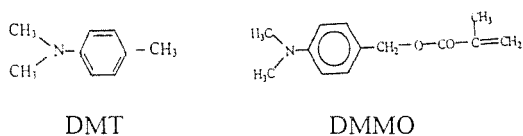


Fig.1. Fórmulas químicas del DMT y DMMO.

En un trabajo previo se verificó que el efecto activador de esta amina, menos tóxica que la DMT, es suficiente para alcanzar un grado de polimerización del cemento similar al alcanzado con la DMT. Además, la substitución de la DMT por DMMO da lugar a una disminución de la exotermia de la reacción, y a un aumento del peso molecular del cemento curado, lo que es positivo desde el punto de vista de su comportamiento mecánico. [3]. En el presente trabajo se estudia el efecto de la substitución de la DMT por DMMO en la tenacidad a fractura y en la propagación de grietas por fatiga del cemento.

Por otra parte, es conocido que la adición de sulfato de bario en el cemento óseo como agente radiopaco va en detrimento de algunas de sus propiedades mecánicas, como la resistencia a tracción [4] y la tenacidad a la fractura [5]. Este fenómeno se atribuye a la falta de adhesión entre las partículas inorgánicas y la matriz polimérica, que hace que de hecho las partículas se comporten como poros cuando el material está sometido a tensiones de tracción. De hecho, se ha verificado que la adición de un agente de acoplamiento que favorezca la adhesión entre el agente radiopaco y la matriz mejora notablemente las propiedades mecánicas del cemento [6].

Una vía alternativa, que se está investigando actualmente, consiste en substituir el sulfato de bario por un monómero radiopaco, que se añade a la fase líquida

del cemento, y que por tanto no plantea los problemas que se han mencionado. El monómero seleccionado es el metacrilato de la 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina. Además de asegurar el carácter radiopaco del cemento, este compuesto al contener yodo le podría proporcionar un efecto antiséptico. Al eliminarse la porosidad producida por las partículas de sulfato de bario, cabe esperar una mejora de algunas propiedades mecánicas del cemento. En este trabajo se incluyen los resultados preliminares de este estudio.

## 2. MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

### 2.1. Substitución de la DMT por DMMO. Tenacidad a la fractura y propagación de grietas por fatiga.

La fase líquida de los cementos estudiados consistió en una mezcla de MMA con un 1,6% de DMMO, sintetizado por la reacción entre el alcohol N,N-dimetil-4-aminobencilo (DMOH) con cloruro de metacrilato a temperatura ambiente catalizada con trietilamina [7], y estabilizada con 100 ppm de monometiléter de hidroquinona. Se utilizó como fase sólida polvo de PMMA de tamaño medio 33,1  $\mu\text{m}$ , con un 1,25% de BPO como iniciador.

Para determinar la tenacidad a fractura y la velocidad de propagación de grietas por fatiga en el cemento acrílico se prepararon probetas C.T. y se ensayaron después de conservarlas en seco a temperatura ambiente o en solución de Ringer (0,9% NaCl) a 37°C durante distintos periodos de tiempo (1 mes o 3 meses). Todos los ensayos mecánicos se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica MTS Bionix 858 con una célula de carga de 2,5 kN. Los ensayos de fractura se realizaron según la norma EGF [8], y con una velocidad de deformación de 1 mm/min. La velocidad de propagación de grietas por fatiga se calculó mediante la determinación de las constantes A y m de ley de Paris-Erdogan:  $da/dN=A(\Delta K_I)^m$ , siendo  $da/dN$  la velocidad de propagación de la grieta y  $\Delta K_I$  la amplitud del factor de intensidad de tensiones. Los ensayos se realizaron a una frecuencia de 2 Hz, aplicando ciclos tracción/tracción con  $R=1/3$ , de carga media y amplitud 50 N. El avance de la grieta se midió con una cámara vídeo CCD 4005R y un sistema de vídeo medición Vms.

### 2.2. Substitución del agente radiopaco.

Para el estudio del nuevo agente radiopaco se partió de una formulación base, que consistía en una fase sólida de polvo de PMMA y un 2% de BPO, y una fase líquida de MMA con un 1% de DMOH (menos tóxico que la DMT [3]) como activador de la reacción. Se prepararon muestras con distintas modificaciones, incorporando el agente radiopaco tanto en la fase líquida (en forma del

monómero metacrilato de 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina) como en la fase en polvo, agregando BaSO<sub>4</sub> o bien 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina en fase sólida. Las formulaciones estudiadas se codificaron como se indica a continuación:

- CEM-0: formulación base, sin agente radiopaco
- BSO10: formulación base con un 10% de BaSO<sub>4</sub> en la fase en polvo.
- MR5: formulación base con un 5% de monómero radiopaco en la fase líquida.
- MR10: formulación base con un 10% de monómero radiopaco en la fase líquida
- SR5: formulación base con un 5% de 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina en la fase en polvo.

Se moldearon probetas de tracción según la norma ISO 527. Atendiendo al hecho de que las condiciones ambientales afectan sensiblemente a las propiedades del cemento acrílico se prepararon tres series de cinco probetas, que se ensayaron después de haber permanecido en distintas condiciones de conservación: 3 meses en seco a temperatura ambiente, y 3 y 5 meses sumergidas en solución de Ringer a 37°C respectivamente.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

#### 3.1. Substitución de la DMT por DMMO. Tenacidad a la fractura y propagación de grietas por fatiga.

En la Tabla 1 se presentan los resultados de la tenacidad a fractura y de la velocidad de propagación de grietas por fatiga en los cementos elaborados con DMMO. Para caracterizar la velocidad de propagación de grietas, se presentan las constantes A y m de la ley de Paris. Se muestran también los datos encontrados en un estudio previo para el cemento elaborado con DMT [9]. Ambas formulaciones utilizan como iniciador de la reacción el BPO. En esta Tabla se puede apreciar como en ambos cementos el almacenamiento en la solución de Ringer produce un aumento en la tenacidad de fractura, así como una disminución en la velocidad de propagación de grietas por fatiga debido al efecto plastificante del agua. Asimismo, se puede apreciar como la tenacidad a fractura disminuye entre un 16% y un 18% para el cemento elaborado con el DMMO respecto al convencional, elaborado con DMT.

Tabla 1. Tenacidad a la fractura y velocidad de propagación de grietas por fatiga en los cementos elaborados con DMMO (cemento A) y DMT (cemento B) ensayados a distintos tiempos y medios de conservación. Ambos cementos contienen BPO como

iniciador de la reacción. Entre paréntesis se da la desviación estándar de la muestra.

| Cem. | Conservación   | K <sub>IC</sub><br>(MPa.m <sup>1/2</sup> ) | A<br>(mm/ciclo)        | m            |
|------|----------------|--|------------------------|--------------|
|      | 1 mes seco     | 1,14 (0,1)                                 | 5,17.10 <sup>-1</sup>  | 11,29 (0,95) |
| A    | 1 mes Ringer   | 1,23 (0,08)                                | 1,5.10 <sup>-1</sup>   | 12,60 (0,8)  |
|      | 3 meses Ringer | 1,36 (0,1)                                 | 8,8.10 <sup>-3</sup>   | 7,27 (0,8)   |
|      | 1 mes seco     | 1,4 (0,1)                                  | 6,26.10 <sup>-3</sup>  | 5,68 (0,35)  |
| B    | 1 mes Ringer   | 1,4 (0,1)                                  | 1,908.10 <sup>-4</sup> | 3,91 (0,41)  |
|      | 3 meses Ringer | 1,62 (0,1)                                 | 3,16.10 <sup>-4</sup>  | 5,14 (0,2)   |

En la Figura 2 se representan las curvas de Paris-Erdogan de la velocidad de propagación de grietas por fatiga para ambos cementos ensayados después de una conservación durante 1 mes en seco y 3 meses en solución de Ringer.

Tanto en seco como en solución salina la velocidad de propagación de grietas, da/dN, en el cemento convencional, que utiliza como activador de la reacción DMT es inferior al del cemento elaborado DMMO.

Por tanto, la adición del acelerante de reacción DMMO tiene como efecto, desde el punto de vista mecánico, disminuir sensiblemente la tenacidad a fractura y aumentar la velocidad de propagación de grietas por fatiga. Esta fragilización se puede explicar por la estructura de dicho compuesto. La molécula de DMMO presenta un doble enlace que puede participar en la reacción de polimerización como lo demuestra la obtención de copolímeros de DMMO-MMA trabajos anteriores [2]. Esta bifuncionalidad de la molécula de DMMO hace que se obtenga una estructura entrecruzada. Este efecto reticulante es el responsable del aumento de rigidez de la estructura y por tanto de la fragilidad obtenida.

Por otra parte, en ambos casos se corrobora el efecto plastificante del agua que reduce la velocidad de propagación de grietas por fatiga. En el cemento elaborado con DMMO esta disminución es menos notable, probablemente debido a que la cantidad de agua que incorpora en la estructura este cemento es ligeramente menor que la que incorpora el cemento que contiene DMT [3].

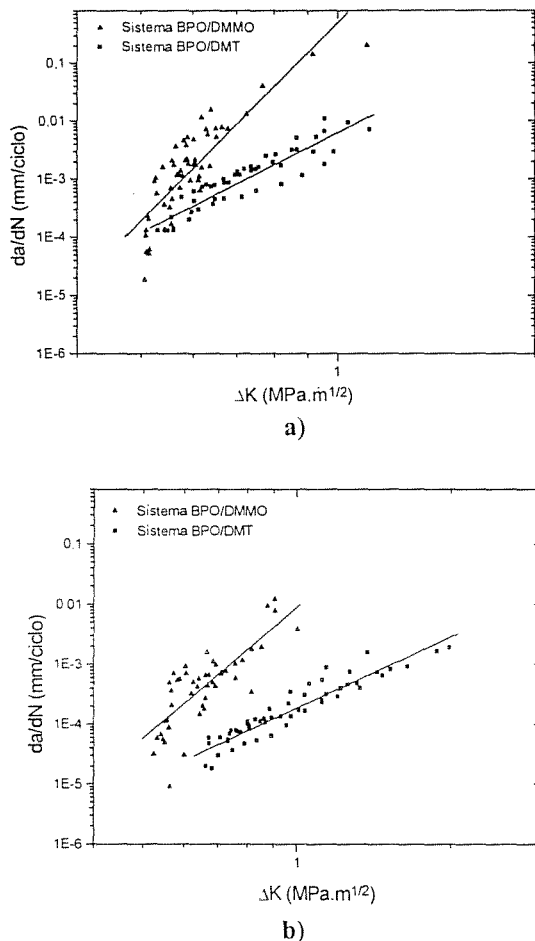


Fig. 2. Velocidad de propagación de grietas vs amplitud del factor intensidad de tensiones para los cementos elaborados utilizando como activador de la reacción de polimerización DMMO y DMT, ensayados después de a) 1 mes en seco y b) 3 meses en solución de Ringer.

Hay que concluir, por tanto que, aunque desde el punto de vista de toxicidad la adición de este nuevo acelerante es interesante, ya que la amina queda fijada en las cadenas de PMMA y disminuye su movilidad en el cemento y por tanto los efectos nocivos del cemento óseo acrílico sobre los tejidos circundantes, desde el punto de vista mecánico su efecto es perjudicial.

### 3.2. Substitución del agente radiopaco. Resultados preliminares.

Respecto a la incorporación de un nuevo agente radiopaco basado en el compuesto de iodo 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina, los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 2 y en la Figura 3.

Tabla 2. Resistencia a la tracción ( $\sigma_t$ ) y módulo elástico a tracción (E) de las formulaciones de cemento con distintos agentes radiopacos. (Entre paréntesis la desviación estándar de la muestra)

| Cem.  | Conservación   | $\sigma_t$ (MPa) | E (GPa)     |
|-------|----------------|------------------|-------------|
| CEM-0 | 1 mes seco     | 43,8 (2,2)       | 1,94 (0,09) |
|       | 1 mes Ringer   | 42,3 (2,6)       | 1,90 (0,10) |
|       | 5 meses Ringer | 40,1 (3,2)       | 1,85 (0,06) |
| BSO10 | 1 mes seco     | 28,9 (2,3)       | 2,20 (0,09) |
|       | 1 mes Ringer   | 29,2 (1,9)       | 2,32 (0,12) |
| MR5   | 1 mes seco     | 50,2 (2,1)       | 1,39 (0,08) |
|       | 1 mes Ringer   | 38,8 (5,3)       | 1,01 (0,06) |
| MR10  | 1 mes seco     | 39,5 (3,4)       | 1,17 (0,13) |
|       | 1 mes Ringer   | 35,0 (2,9)       | 0,09 (0,17) |
| SR5   | 1 mes seco     | 41,4 (6,2)       | 0,85 (0,21) |
|       | 1 mes Ringer   | 36,8 (4,5)       | 1,05 (0,12) |
|       | 5 meses Ringer | 29,6 (5,5)       | 1,08 (0,06) |

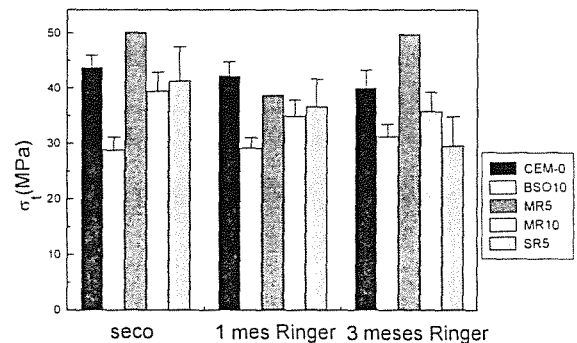


Fig. 3. Resistencia a la tracción para los cementos con distintos agentes radiopacos.

Se constata la tendencia del sulfato de bario a reducir la resistencia a la tracción del cemento. En cuanto al nuevo agente radiopaco, la adición del compuesto de iodo en forma de monómero produce un aumento significativo de la resistencia a la tracción cuando la cantidad añadida es de un 5% respecto a la fase líquida. Si esta adición aumenta a un 10% la resistencia disminuye, y la misma tendencia se aprecia al añadir el compuesto de iodo en forma sólida, especialmente en las muestras sumergidas en solución de Ringer.

La observación de las superficies de fractura de las muestras mediante microscopía electrónica de barrido permitió relacionar el comportamiento mecánico del material con su microestructura. En la Figura 4 puede verse una superficie de fractura del cemento convencional, con un 10% de BaSO<sub>4</sub>. En los dos extremos laterales se observan dos perlas de PMMA que

forman parte de la fase sólida del cemento, y entre ambas puede verse la matriz del cemento, formada por el monómero (MMA) polimerizado durante el fraguado del cemento, que contiene las partículas de sulfato de bario.

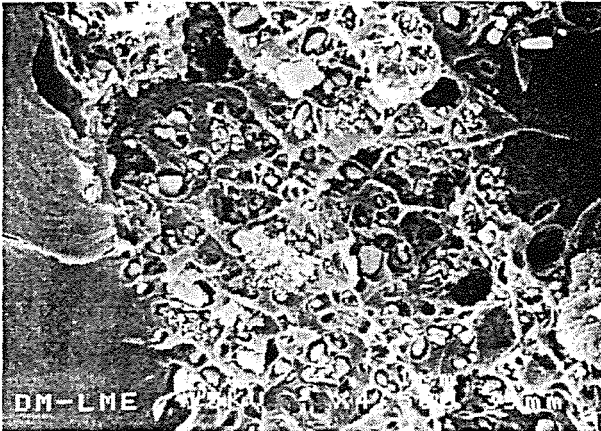


Fig. 4. Superficie de fractura del cemento con un 10% en peso de BaSO<sub>4</sub> (muestra BSO10).

Se adviere que hay una perfecta continuidad entre las partículas de PMMA y la matriz, y simultáneamente se aprecia la falta de adhesión entre las partículas inorgánicas y la matriz polimérica, de forma que después de la fractura las partículas aparecen dentro de una cavidad que desde el punto de vista del comportamiento mecánico a tracción ejerce la misma función que un poro.

En la Figura 5 se observa una superficie de fractura de una probeta del cemento MR5. En esta formulación la matriz es monofásica, y no se aprecian poros. El aspecto de la rotura es frágil, con la típica morfología producida cuando el crazing es el principal mecanismo de deformación plástica que actúa.

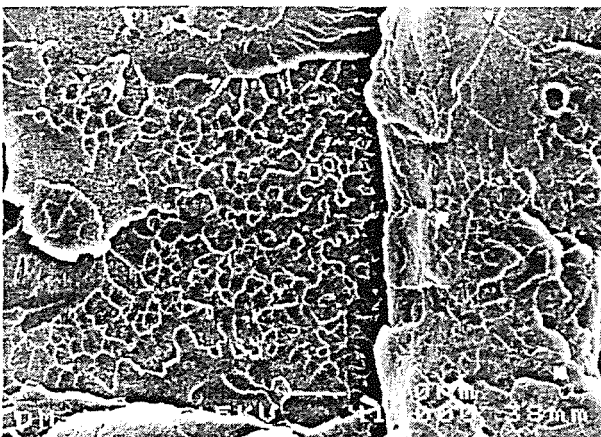


Fig. 5. Superficie de fractura del cemento con un 5% del monómero metacrilato de 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina en la fase líquida (muestra MR5).

Hay que mencionar que el módulo elástico experimenta una reducción significativa en los cementos que incorporan como agente radiopaco la 2,5 diiodo-8-hidroxiquinolina. Este efecto podría ser beneficioso para el cemento, ya que puede implicar una mayor ductilidad, y por consiguiente una mayor tenacidad a la fractura y una mayor resistencia a la propagación de grietas por fatiga. Sin embargo, hay que señalar que simultáneamente puede causar problemas de creep, que podría llevar al aflojamiento de las prótesis. De ahí la necesidad de caracterizar mejor las propiedades mecánicas del material, y especialmente el comportamiento a fractura y fatiga y el creep. Estos aspectos forman parte de un estudio más amplio que se está llevando a cabo actualmente.

#### AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean agradecer a la CICYT la concesión del proyecto MAT96-0981 que ha permitido sufragar este trabajo.

#### BIBLIOGRAFIA

- [1] Stea, S., Granchi D., Zolezzi C., Ciapetti G., Visentin M., Cavedagna D. y Pizzoferrato A., "High performance liquid chromatography assay of N,N-dimethyl-p-toluidine released from bone cements: evidence for toxicity", *Biomaterials* 18, 243-246 (1997).
- [2] Vázquez B., Elvira C., San Román J. y Levenfeld B. "Reactivity of a polymerizable amine activator in the free radical copolymerization with methyl methacrylate and surface properties of copolymers", *Polymer* 32, 468 (1997).
- [3] Vázquez B., Elvira C., Levenfeld B., Pascual B., Goñi I., Gurruchaga M., Ginebra M.P., Gil F.J., Planell J.A., Liso P.A., Rebuella M., y San Román J., "Application of tertiary amines with reduced toxicity to the curing process of acrylic bone cements", *J. Biomed. Mater. Res.* 34,129-136 (1997)
- [4] Haas S.S., Brauer G.M., Dickson M.A., "A characterization of polymethylmethacrylate bone cement", *J. Bone Jt. Surg.*, 57, 380-391 (1975)
- [5] Sih G.C., Berman A.T., "Fracture toughness concepts applied to methylmethacrylate", *J. Biomed. Mater. Res.*, 14, 311- 324 (1980)
- [6] Cooke F.W., Tsai Y.H., Marrero T.R., Yasuda H.K., "Improved bone cement strength by chemically coupling radiopacifier additions to the PMMA", *Proceedings of the 17<sup>th</sup> Annual Meeting of the Society of Biomaterials*, 46 (1991).

[7] Elvira C., Levenfeld B., Vazquez B., San.Roman J.  
"Amine activators for the cool peroxide initiated  
polimerization of acrylic bone cements" J.of  
Polym.Sci.Chem.Ed., Pendiente de publicación (1998)

[8] A Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM)  
Standard for Determining Kc and Gc for Plastics. *EGF  
Newsletter nr.8.Winter 1988/89, p 14-18*

[9] Ginebra M.P., Gil F.J., Khairoun I., Ginebra J., Goñi  
I., Gurruchaga M., Pascual B., San Roman J., Planell  
J.A., "Efecto de la incorporación del hidrogel  
hidroxipropil-metacrilato en el comportamiento a  
fractura de cementos óseos acrílicos", *Anales de  
mecánica de la fractura* 13, 221-225 (1996).



## COMPORTAMIENTO A IMPACTO DE BAJA ENERGÍA DEL PMMA Y PMMA MODIFICADO

J. A. Sullcahuamán<sup>(1,4)</sup>, C. F. Miranda<sup>(2)</sup>, O.O. Santana<sup>(3)</sup>, A. B. Martínez<sup>(4)</sup> y J.J. Bou<sup>(5)</sup>

(1) Pontificia Universidad Católica del Perú

(2) Universidad do Minho (Guimaraes, Portugal)

(3) Centre Català del Plàstic. C/ Colom 114. 08222 Terrassa (Barcelona)

(4) Dept. Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica. Universitat Politècnica de Catalunya.

(5) Dept. Enginyeria Química. Universitat Politècnica de Catalunya.

**RESUMEN:** Aplicando el modelo cuasiestático, se ha estudiado mediante ensayos de impacto instrumentado de baja energía de caída de dardo el comportamiento mecánico del PMMA y PMMA modificado con Butilacrilato. En líneas generales, para el rango de velocidades (alturas de caída) donde no se aprecia daños superficiales, se cumplen los postulados en cuanto a la variación del tiempo de contacto y fuerza máxima que se derivan del modelo siempre y cuando las curvas F-t conserven la simetría sinusoidal. Aplicando las ecuaciones de deflexión para un disco simplemente apoyado y apoyados en observaciones visuales de las probetas ensayadas, se ha logrado determinar la tensión de inicio de Craze los cuales mostraron una excelente correlación con los reportados en la bibliografía para estas velocidades de sollicitación.

**ABSTRACT:** We have studied the mechanical behaviour of PMMA and PMMA modified with Butylacrylate using low energy impact techniques with an instrumented falling weight tester. For the velocity (drop heights) range employed and where no damage was seen, the quasi-static model predictions about the contact time and maximal force registered are fulfilled, almost for the symmetric sinusoidal F-t curves obtained. Applying the deflection equation for a simply supported disc we have determined the Craze's initiation stress and compared with those reported in the bibliography, showing a good correlation.

### 1. INTRODUCCIÓN

En las técnicas de impacto de baja energía (o de rebote), la energía disponible en el impactor es menor que la absorbida en el proceso de fractura, posibilitando el análisis de los procesos de iniciación y propagación de grietas, mediante ensayos sucesivos hasta llegar a niveles en los que sea evidente el daño.

En este estudio se ha aplicado la técnica empleando un equipo de caída de dardo instrumentado, el cual se basa en el principio físico de la caída libre, desde una altura  $h$ , de un cuerpo de masa  $m_i$ , que impacta sobre una probeta ubicada en su trayectoria a una velocidad ( $v_0 = (2gh)^{1/2}$ ), y una energía ( $E_0 = (1/2)m_i v_0^2$ ) bien definidas en el momento del impacto.

Los equipos de caída de dardo instrumentados llevan un "captador de fuerza" instalado en el dardo, que hacen posible el registro y almacenamiento en un ordenador de la fuerza (F) soportada por dicho dardo durante el tiempo (t) del impacto. En estos equipos, el principal problema es determinar si las fuerzas medidas en el impactor son las mismas que actúan sobre la probeta.

Las posibles diferencias entre los valores medidos y los que actúan sobre la probeta son despreciables para bajas  $v_0$ , pero a medida que esta aumenta, las diferencias pueden ser considerables. Esta situación se origina como consecuencia de los efectos dinámicos asociados al método de ensayo y que han sido analizados por Williams y Adams [1], entre otros.

#### Modelo cuasiestático.

La condición cuasiestática, siempre que los efectos dinámicos sean despreciables, establece que la colisión de baja energía entre un impactor rígido y un material isotrópico y elástico lineal se puede modelizar reemplazando el sistema por una masa equivalente,  $m_c$ , (impactor + probeta) y un resorte de constante elástica K [2]. Dicha constante sería una función tanto de la geometría del ensayo como del módulo elástico del material (E), e igual a la fuerza estática ( $F_{m\acute{a}x}$ ) requerida para producir una deflexión máxima ( $\delta_{m\acute{a}x}$ ) en la probeta:

$$K = \frac{F_{m\acute{a}x}}{\delta_{m\acute{a}x}} \quad (\text{Ec. 1})$$

Si la masa de la probeta es despreciable respecto a la del impactor, el resorte se puede considerar que no tiene masa y el modelo se reduce a un solo grado de libertad por lo que la masa equivalente ( $m_e$ ) del sistema sería aproximadamente igual a la masa del impactor ( $m_i$ ).

Según la segunda ley de Newton aplicada al movimiento de la masa equivalente, se tiene:

$$F = -Kx = m \ddot{x} \quad (\text{Ec. 2})$$

entonces:

$$m \ddot{x} + Kx = 0 \quad (\text{Ec. 3})$$

siendo  $x$  es la deflexión de la probeta.

La solución de la Ec. 3, tras su desarrollo matemático, sería:

$$F = -\sqrt{2E_0 K} \sin \sqrt{\frac{K}{m}} t = -F_{\text{máx}} \sin \left( \frac{\pi t}{t_c} \right) \quad (\text{Ec. 4})$$

siendo la Fuerza máxima ( $F_{\text{máx}}$ ):

$$F_{\text{máx}} = \sqrt{2E_0 K} \quad (\text{Ec. 5})$$

y el tiempo de contacto ( $t_c$ ):

$$t_c = \pi \sqrt{\frac{m}{K}} \quad (\text{Ec. 6})$$

Partiendo de la Ec. 4, el modelo establece que [2]:

- El comportamiento elástico y lineal del material puede ser descrito por el modelo, siempre que el registro experimental de la fuerza ( $F$ ) en función del tiempo ( $t$ ) tenga una forma *semisinusoidal*, tal como la mostrada en la Fig. 1. Cuando el comportamiento el material deje de ser elástico y lineal, estas curvas dejarán de ser simétricas y el modelo será inaplicable.

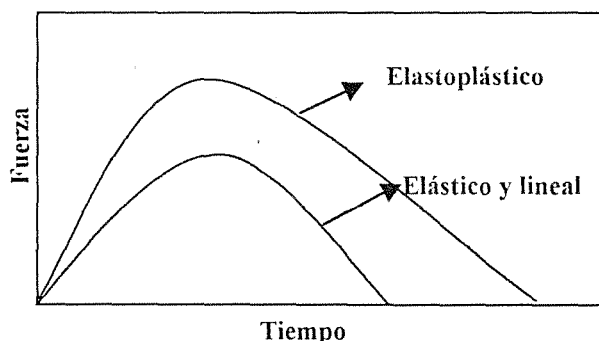


Fig. 1. Esquema de las curvas F-t registradas.

- La  $F_{\text{máx}}$  dependerá fundamentalmente de la energía total del impactor. El  $t_c$  dependerá de la masa del impactor. Ambos términos dependerán también de la constante elástica de la probeta.

- Al aumentar la masa del impactor, la  $F_{\text{máx}}$  ejercida en la probeta (Ec. 5) y  $t_c$  entre la probeta y el impactor (Ec. 6) aumentarán.

- Si se aumenta la altura de caída del dardo ( $h$ ), aumenta la velocidad ( $v_0$ ) del impactor y la energía disponible en el instante previo al impacto ( $E_0$ ), por tanto  $F_{\text{máx}}$  se incrementará, mientras que  $t_c$  no variará.

## 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales

Se han analizado 2 series de probetas (discos de 80 mm de diámetro), de PMMA con diferentes masas moleculares medias (Tabla 1), una de ellas obtenidas a partir de planchas elaboradas por colada (A-C) y la segunda por inyección (A-I) (OROGLOSS VM de ATO-HAAS) ( $T_{\text{inyección}} = 220^\circ\text{C}$ ). Una tercera serie de probetas de igual geometría se obtuvo a partir de un PMMA modificado con butilacrilato con el nombre comercial DRT de la ATO-HAAS, mediante molde por inyección ( $T_{\text{inyección}} = 245^\circ\text{C}$ ).

Tabla 1: Masa molecular media en peso ( $M_w$ ), Polidispersidad (P.D.) y espesor nominal ( $e$ ) de los sistemas estudiados.

| MATERIAL | e (mm) | $M_w$     | P.D. |
|----------|--------|-----------|------|
| A-C6     | 6,00   | 3.933.500 | 4,57 |
| A-I      | 4,00   | 89.200    | 2,01 |
| DRT      | 4,00   | ----      | ---- |

### 2.2. Procedimiento

Se realizaron ensayos de impacto por caída de dardo, con una masa equivalente de impactor de 0,720 kg variando ascendentemente la altura de caída por cada probeta en un rango de  $13 \text{ cm} < h < 63 \text{ cm}$ . Dichos ensayos se ejecutaron en un equipo instrumentado de impacto por caída de dardo DARTVIS CEAST dotado de una interfase de adquisición y tratamiento de datos DAS4000. El soporte empleado era de 60 mm de diámetro interno y 80 mm externo.

De cada ensayo se obtuvieron las respectivas curvas F-t tomando de cada una los respectivos valores de la fuerza máxima ( $F_{\text{máx}}$ ) y tiempo de contacto dardo-probeta ( $t_c$ ).

Finalmente las probetas fueron inspeccionadas visualmente para determinar la iniciación del daño: aparición de las crazes (PMMA) y/o enblanquecimiento (DRT); así como la fractura.

Con los valores de  $F_{m\acute{a}x}$  y  $t_c$ , obtenidos de las curvas F-t correspondientes a cada ensayo y segun las ecuaciones empleadas en el analisis de flexi3n de discos de material isotr3pico y el3stico lineal de radio "a" y espesor nominal "e" simplemente apoyadas en sus bordes [3], se ha determinado, los valores de m3dulo el3stico (E):

$$E = \frac{3(1-\nu)(3+\nu)a^2}{4\pi E e^3} K \quad (\text{Ec. 7})$$

tomando K o bien a partir de la Ec. 5 en el caso de que el dato sea  $F_{m\acute{a}x}$  y o considerando la Ec. 6 tomando  $t_c$  como dato, y la tensi3n m3xima alcanzada en la cara sometida a tracci3n ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ):

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{F_{m\acute{a}x}}{e^2} [(1+\nu)(0,485 \log \frac{a}{e} + 0,52) + 0,48] \quad (\text{Ec. 8})$$

3. RESULTADOS Y DISCUSI3N

3.1.- An3lisis del modelo

Comportamiento de  $t_c$  con  $v_o$ .

En la Fig. 2 se presenta la variaci3n tanto de  $t_c$ , como del tiempo para alcanzar  $F_{m\acute{a}x}$  ( $t_{m\acute{a}x}$ ) en funci3n de  $v_o$  para cada uno de los materiales analizados. Se aprecia que puede definirse claramente dos regiones, un "plateau inicial" (a bajas  $v_o$ ) y uno final, que coincide con aquellas  $v_o$  donde se present3 fractura de la probeta con un tiempo promedio mucho menor al inicial.

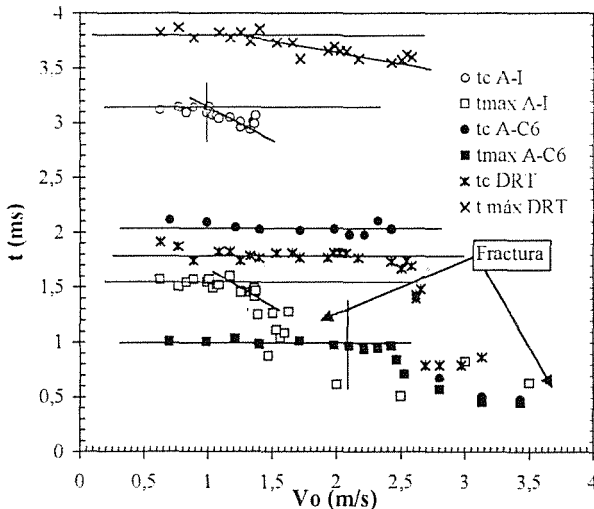


Fig. 2.- Variaci3n de  $t_c$  y  $t_{m\acute{a}x}$  con la velocidad de caida de dardo para los diferentes sistemas analizados.

El  $t_c$  promedio en la primera regi3n se localiza al doble del tiempo que se registra al alcanzar  $F_{m\acute{a}x}$ , tal y como es de esperar con curvas F-t semisinusoidales sim3tricas.

La obtenci3n del "plateau" inicial, por lo menos para el rango de  $v_o$  donde no se present3 indicios de dao visible, corrobora el planteamiento de que para la regi3n el3stica el tiempo de contacto s3lo depende de la masa equivalente del impactor y de la rigidez del material.

A diferencia de la serie A-C, las inyectadas (A-I y DRT) presentaron una disminuci3n en el  $t_c$ , relativamente lineal, con  $v_o$  coincidiendo con la aparici3n de crazes en la cara de la probeta sometida a tracci3n. Igualmente, para esta regi3n la relaci3n entre  $t_c$  y  $t_{m\acute{a}x}$  se pierde, lo que indicaría la p3rdida de simetría de las curvas F-t no discernible a simple vista.

Comportamiento de  $F_{m\acute{a}x}$  con  $v_o$

Debido a la variaci3n de espesores que se presentaba entre las probetas de las series A-C de una misma plancha -como consecuencia del proceso de conformaci3n de las mismas (colada)- se realiz3 una normalizaci3n de la  $F_{m\acute{a}x}$  entre el espesor de la misma ( $e^{3/2}$ ), lográndose de esta forma un mejor ajuste en las curvas que relacionan la  $F_{m\acute{a}x}$  con  $v_o$  (ver Fig. 3a).

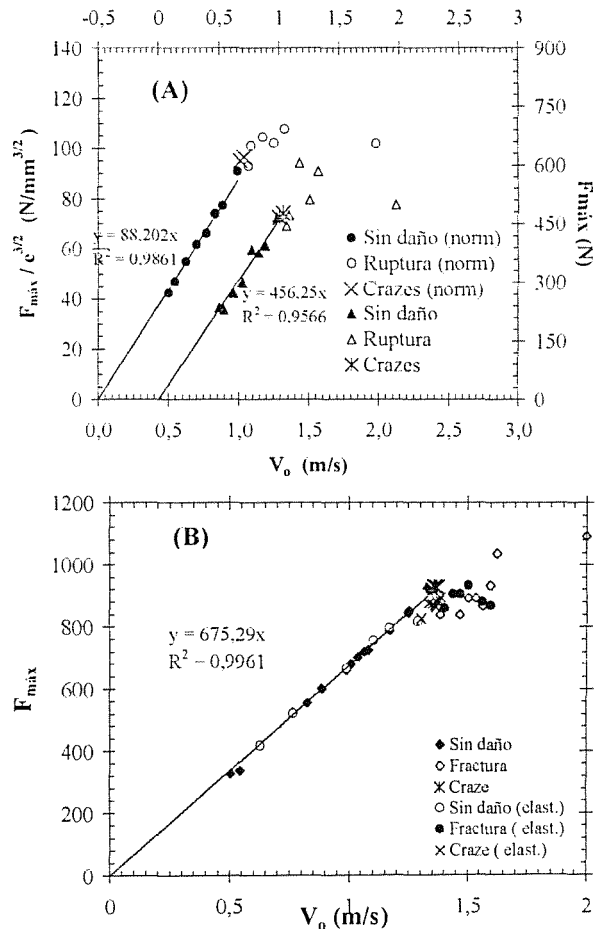


Fig. 3. Variaci3n de  $F_{m\acute{a}x}$  con  $v_o$ . (A) A-C6 y (B) A-I

Según se aprecia en la Fig. 3, la linealidad que predice el modelo entre la  $F_{m\acute{a}x}$  y la  $v_0$  se cumple en el rango de velocidades donde el material registraba curvas F-t aparentemente simétricas. Inclusive pareciera ser que dentro de la misma línea se encontraría aquellas probetas que presentaron Crazes en la cara sometida a tracción.

Al momento que se presenta la fractura, la tendencia pareciera presentar una caída en el valor, por lo menos para la serie A-C. En el caso de la serie A-I la tendencia no puede ser discernida "a priori" ya que aparece una nube de puntos. Al analizar los registros de F vs. t para estas últimas, se pudo observar un gran número de señales posiblemente ficticias que pudiera ser consecuencia de los efectos dinámicos involucrados en el ensayo.

Es por ello que se procedió a interponer entre la probeta y el dardo una capa delgada de elastómero con la finalidad de disminuir la rigidez del sistema impactor-probeta (1) y de esta forma obtener una lectura "limpia" de la Carga en función del tiempo. Como se puede observar (Fig. 3b), tal y como era de esperarse, la carga registrada no se ve modificada y define mejor la región de fractura.

Considerando la Fig.3b pareciera ser que en la zona de fractura la  $F_{m\acute{a}x}$  tiende a permanecer constante, tendencia lógica ya que para el rango y magnitud de velocidades empleado en el estudio los efectos viscoelásticos que puedan conducir a variaciones en la resistencia del material son despreciables. Sin embargo, al alcanzar cierto valor de velocidad se observa un aumento de la tensión, tendencia que pareciera no ser lógica.

Al analizar detenidamente esta región se pudo observar que este aumento súbito se presentaba cuando la grieta alcanzaba los soportes de la probeta donde se apoyaba la probeta, punto donde se presenta la singularidad del modelo.

**4.2.- Comportamiento mecánico de los materiales analizados**

*Módulo Elástico ( $E_{Fm\acute{a}x}$  y  $E_{tc}$ )*

La Fig. 4 muestra la variación tanto de  $E_{tc}$  como de  $E_{Fm\acute{a}x}$  con  $v_0$ . Para el rango de velocidades de sollicitación en cuestión no es de esperarse variaciones apreciables en este parámetro, situación que se presenta en todos los sistemas estudiados.

Tal y como se puede observar en la Tabla 2, el módulo Elástico ( $E_{tc}$  y  $E_{Fm\acute{a}x}$ ) en los homopolímeros estudiados no muestra dependencia con la masa molecular media del material. Como se sabe este parámetro molecular no

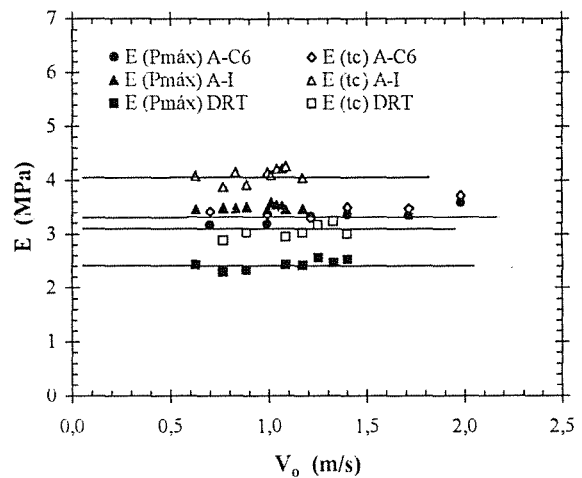


Fig. 4. Módulo Elástico (E) en función de la velocidad de caída del dardo para los materiales estudiados.

Tabla2.- Valores de Módulo Elástico según  $F_{m\acute{a}x}$  ( $E_{Fm\acute{a}x}$ ) y  $t_c$  ( $E_{tc}$ ) para cada uno de los sistemas analizados. Err: Error relativo.

| Material | $E_{Fm\acute{a}x}$ | Err (%) | $E_{tc}$     | Err (%) |
|----------|--------------------|---------|--------------|---------|
| A-C6     | 3,3<br>± 0,1       | 3,0     | 3,5<br>± 0,2 | 5,7     |
| A-I      | 3,49<br>± 0,08     | 2,3     | 4,1<br>± 0,4 | 9,8     |
| DRT      | 2,43<br>± 0,09     | 3,7     | 3,0<br>± 0,1 | 3,3     |

tiene influencia alguna sobre el módulo elástico del material más allá de un valor mínimo.

En relación con el DRT se aprecia, tal y como era de esperar, un menor módulo (2,43 GPa) que para el PMMA, como consecuencia de la modificación de carácter elastomérico empleada.

En todos los casos se puede observar que el  $E_{tc}$  es superior al  $E_{Fm\acute{a}x}$ , presentando además una mayor dispersión en el valor dado el mayor error relativo calculado. Esto puede ser consecuencia a la mayor incertidumbre que se presenta al momento de evaluar el tiempo de inicio y final de contacto del impactor con la probeta, el cual puede venir "falseado" por efectos dinámicos. En este caso, para su correcta evaluación se requeriría de una galga de contacto. Es por ello que como valor más "realista" se haya considerado el obtenido al considerar como dato inicial la  $F_{m\acute{a}x}$ .

*Tensiones en la cara sometida a tracción ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ )*

La Fig. 5 presenta la variación de tensión registrada en la cara sometida a tracción (determinada según la Ec. 8) en función de la velocidad de ensayo. En general se puede observar dos regiones, una inicial, linealmente

dependiente con la velocidad de ensayo y una segunda donde aparentemente no se presenta variación con la velocidad del ensayo y que coincide con la fractura del material.

Es apreciable que para los sistemas PMMA homopolímero estudiados, la linealidad de la zona inicial se pierde a partir de la aparición de las Crazes. Este hecho nos ha permitido definir una tensión de inicio de Craze para cada sistema y que se reporta en la Tabla 3.

**Tabla 3.-** Tensiones máximas características de cada proceso en la cara de la probeta sometida a tracción .

| Material | $\sigma_c$ (MPa) | $\sigma_f$ (MPa) | $v_{0-c}$ (m/s) | $\sigma_{c-c}$ (MPa) |
|----------|------------------|------------------|-----------------|----------------------|
| A-C6     | 106,4            | 117,5            | ---             | ---                  |
| A-I      | 120,2            | 125,0            | 1,20            | 110,0                |
| DRT      | 114,5            | 202,6            | 1,15            | 97,2                 |

Es importante señalar que para el DRT la región inicial presenta un excelente ajuste inclusive para aquellas probetas donde se apreció Crazes. Lo que pareciera indicar que el carácter elástico de este material no se ve afectado por la existencia de estas estructuras, por lo menos en rangos de velocidades relativamente bajos.

Al analizar las tensiones características para cada proceso se observa que, aparentemente, la tensión necesaria para iniciar los Crazes es menor en probetas obtenidas por colada que para aquellas obtenidas por inyección.

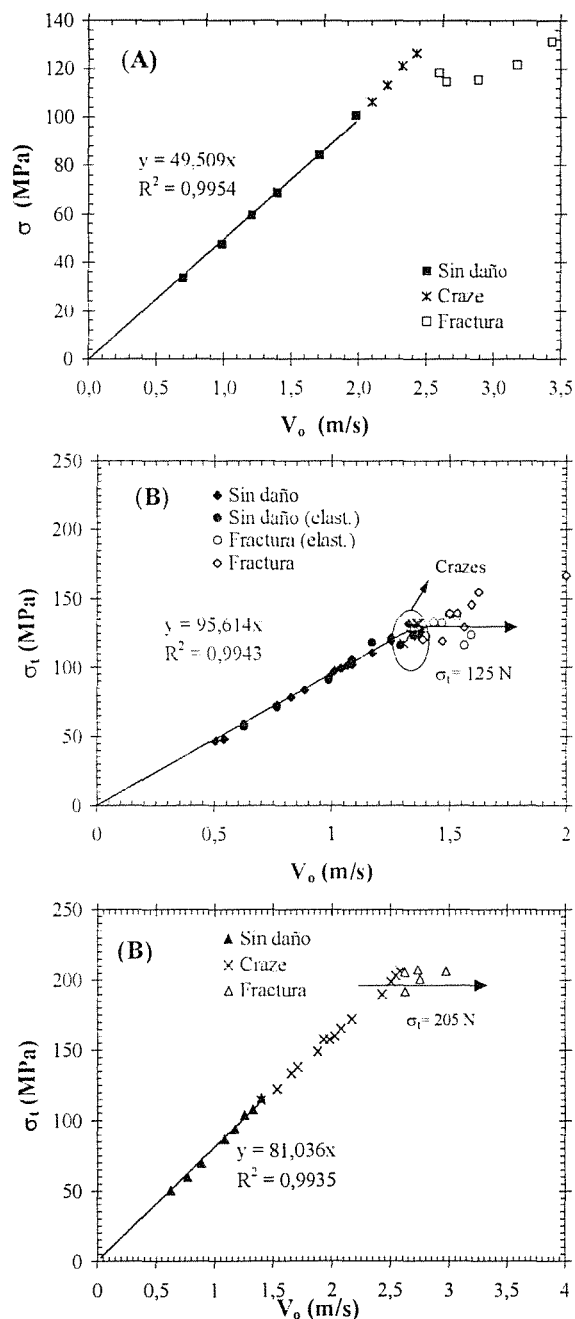
Al considerar, para el sistema A-I, la velocidad de ensayo donde se presenta el inicio de la reducción lineal de  $t_c$  ( $v_{0-c}$ ) (Fig. 2) y extrapolar el valor de tensión que le corresponde, empleando el ajuste lineal efectuado (Fig. 5b), se obtuvo un  $\sigma_c$  de 110,7, próximo al obtenido para los sistemas A-C.

Con el objeto de comparar los valores determinados de tensión para el inicio de Craze, se determinó, aplicando la relación propuesta por Griffith (Ec. 9) y considerando un tamaño de defecto intrínseco de 0,07 mm [4] para el PMMA, la tensión necesaria para el inicio de la propagación catastrófica del defecto, que en su caso puede ser tomada como de inicio de Craze.

$$\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}} \quad (\text{Ec. 9})$$

En este caso, previamente y por técnicas de impacto instrumentado aplicado a la geometría SENB, se ha determinado el valor de  $K_{IC}$  (1,6 MPa/m<sup>1/2</sup>) para el sistema A-I. se obtuvo un valor de 107,9 MPa, similar al que se reporta para nuestros sistemas.

La diferencia observada en cuanto a la determinación por técnicas visuales de la velocidad a la cual se presentan crazes entre la serie de colada y la de inyección puede ser consecuencia del mayor grado de orientación que se presenta en el segundo caso.



**Fig. 5.-**  $\sigma_{m\acute{a}x}$  vs.  $v_0$  para (A) A-C6 y (B) A-I, (C) DRT.

La tensión para inicio de Crazes parece aumentar cuando la aplicada es paralela a la orientación de las moléculas, sin embargo una vez que se alcanza el valor crítico de tensión, puede aparecer un gran número de estas estructuras relativamente pequeñas y finas [5].

La formación y propagación de una Craze implica la pérdida en el número enmarañamientos en una capa que presenta ablandamiento por deformación (de ahí que se hable de una deformación plástica muy localizada en este micromecanismo), de manera que dos cadenas puedan moverse en una y otra fibrilla. Al estar parcialmente orientadas, esta cedencia local de cadenas se presenta a niveles de tensiones superiores a los reportados en sistemas sin orientación [5].

El efecto de la orientación queda evidenciado al analizar la "morfología" de las crazes generadas. Para el caso de A-C, éstas eran perfectamente discernibles como pequeñas líneas ubicadas de tal forma que sugerían una distribución radial justo colineal con el punto de aplicación de carga. Esto es lógico ya que al aplicar una tensión biaxial de tracción en la cara opuesta al impacto y no tener una orientación preferencial habrá igual probabilidad de generar crazes en uno u otro sentido.

En el caso de la serie A-I, la observación ofrecía mayor dificultad, ya que se generaban un manojo de crazes, bastante pequeñas que antes de poder discernir las líneas lo que hacía era difractar la luz. Dichos manojos presentaban una orientación preferencial transversal a la dirección con entra el flujo en la cavidad del molde.

El menor valor de  $\sigma_{cc}$  obtenido para los sistemas DRT era de esperarse. Precisamente, al realizar una modificación con una segunda fase elastomérica, lo que se persigue es disminuir el valor de tensión necesaria para el inicio de crazes y su aparición en mayor número, con lo que el volumen de la zona de deformación plástica altamente localizada sea mayor aumentando la tenacidad del sistema.

Junto a este efecto nucleante también hay que considerar un micromecanismo adicional que sería la cavitación de partículas que contribuye a la disminución de la tensión de cedencia. La acción de este micromecanismo se evidencia a través del emblanquecimiento observado en el sistema, que en nuestro caso aparece a valores inferiores al reportado para el inicio de Craze.

En cuanto a los valores de tensión de fractura para el PMMA (Tabla 3) se observa que es independiente del espesor de probeta empleada y se sitúa alrededor de 120 N, tomando en cuenta la variabilidad que se genera por el carácter dinámico del ensayo. Dicho valor es superior en el caso del DRT como cabe esperar debido a la mayor tenacidad que para este ser reporta en el catálogo de especificaciones.

#### 4.- CONCLUSIONES

- La aplicación del modelo cuasiestático en el estudio

del comportamiento mecánico empleando impacto de baja energía es satisfactoria para los sistemas estudiados. Tal y como lo establece el modelo, para las velocidades de ensayo donde el material no muestra indicios de daño, el  $t_c$  permanece constante, mientras que la  $F_{max}$  depende linealmente de la velocidad (altura de caída del dardo) del ensayo.

- La aplicación las ecuaciones para la deflexión de discos simplemente de materiales elásticos y lineales propuesta por Timoshenko, junto con un análisis visual del daño que se presenta en la probeta, permite determinar, en los materiales estudiados, la tensión de inicio de crazes con bastante aproximación.

- Al momento de la fractura, la  $F_{max}$  (y por tanto la tensión correspondiente en la cara sometida a tracción) permanece constante en un rango de velocidades donde la grieta generada no alcanza los bordes del soporte empleado.

- Al parecer la existencia de Crazes incipientes en el PMMA modificado con butilacrilato no modifica su carácter elástico y lineal, pudiéndose aplicar el modelo cuasiestático incluso para este rango de velocidades de ensayo.

- Como era de esperarse, el valor de tensión para la iniciación de Crazes es inferior en el DRT, lo que estaría indicando un mecanismo de deformación liderado por multiple crazing.

#### AGRADECIMIENTOS

J. A. Sullchamán agradece al ICI por la concesión de una beca predoctoral.

#### 6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Williams J.G., Adams G.C. "The analysis of instrumented impact test using a mass-spring model". Int. J. Fract. 33, 209-22 (1987).
- [2] Martínez, A. B., Arnau, J., Santana O., Gordillo A. "Impacto de plásticos: Parte 2. Impacto de baja energía. Información Tecnológica, 5(6), 19 (1994).
- [3] Timoshenko S. P., Goodier J. N. "Theory of elasticity". 3ª Ed. Mc Graw-Hill, Singapore (1982).
- [4] Kinloch A. J., Young R. J. "Fracture behavior of polymers". Appl. Sci. Publ. Ltd., Londodn (1983).
- [5] Donald A. M. "Failure mechanisms in polymeric materials" en "Rubber toughened Engineering Plastics" (Ed. A. A. Colleger), Chapman - Hall, London (1994).

## DISTRIBUCIÓN DE LA RESISTENCIA MECÁNICA DE ESPAGUETIS

A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola, I. Ocaña y C. García Leiva

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa  
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 - San Sebastiány  
Escuela Superior de Ingenieros de San Sebastián. Universidad de Navarra.  
Apdo. 1674, 20080 - San Sebastián

**Resumen.** Los espaguetis son fibras sumamente asequibles para la investigación de la fractura frágil de fibras. Este trabajo presenta los resultados obtenidos en ensayos a flexión de espaguetis a temperatura ambiente. Se discute el tipo de distribución a la que mejor se ajustan los resultados experimentales. En función de la distribución de los tamaños de los defectos que inducen la fractura de los espaguetis, se discute el efecto del volumen o tamaño de la muestra. Trustrum y Jayatilaka sostienen que las distribuciones de resistencia casi siempre se ajustan a funciones de Weibull, con independencia de la distribución de los tamaños de los defectos, pero son estos últimos los que determinan los efectos de volumen. Se propone un método para calcular las distribuciones de los tamaños de los defectos y, a partir de este dato, determinar los efectos de volumen. Como es obvio, los resultados pueden generalizarse a cualquier otra fibra que presente un comportamiento frágil, como son la práctica totalidad de las fibras que se emplean como refuerzo tanto de matrices metálicas como cerámicas.

**Abstract.** Pasta in the shape of spaghetti is a very cheap material for research on the brittle behaviour of fibres. This work presents the results obtained under four-point bending experiments of spaghettis conducted at room temperature. The shape of the distribution that best fits the experimental results is discussed. From the distribution of defect sizes nucleating the brittle fracture, the volume effect is discussed. Trustrum and Jayatilaka claim that the strength of any brittle solid distributes in most cases according to a Weibull description, irrespective of the kind of distribution for the defect sizes, but their distribution dictates the volume effect. A methodology is proposed to calculate the distribution of defect sizes and, then to estimate the volume effects. It is obvious that the obtained results can be generalised to any other fibre with a brittle behaviour such as most fibres used as reinforcements of metal and ceramic matrices.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las fibras son la forma en la que habitualmente los materiales presentan una mayor resistencia específica. Ello hace que se empleen en multitud de aplicaciones: textiles, cables, refuerzos de materiales compuestos, ... En todos estos casos, se ensayan longitudes de fibra habitualmente mucho más cortas que las longitudes reales en los componentes. Cuando el material es frágil, es de sobra conocido [1, 3] que existe un efecto de volumen: cuanto mayor es el volumen muestreado, tanto mayor es el mayor de los defectos previsible en el componente y, en consecuencia, disminuye su resistencia específica.

Cuando se puede suponer que unos segmentos de fibra trabajan con independencia de lo que hacen otros segmentos alejados y que el fallo de uno solo de los segmentos produce el fallo del componente, nos encontramos con un modelo de "eslabón más débil". Trustrum y Jayatilaka [4] demuestran que en este caso y cuando la orientación de las grietas es aleatoria, la distribución de resistencias que se obtiene para una población grande de defectos puede aproximarse empleando

- una distribución de Weibull:

$$F_{\sigma} = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \right] \Leftrightarrow \sigma \geq \sigma_u \quad (1)$$

en donde  $F_\sigma$  representa la probabilidad de rotura de la probeta con una tensión  $\sigma$ ,  $m$  es el módulo de Weibull,  $\sigma_u$  la tensión por debajo de la cual la probabilidad de fallo es cero, y la probabilidad de propagación de una grieta con una tensión  $\sigma_u + \sigma_0$  es 0'632.

- O, bajo determinadas condiciones, una función de Gumbel.

Todo esto con independencia del tipo de distribución que tengan los tamaños de los defectos. Ahora bien, cuando se modifica el volumen (o la longitud) del sólido, la tensión media de rotura no se escala de acuerdo con una distribución de Weibull, salvo que la distribución de los tamaños de los defectos se ajuste a una distribución de Pareto, Cauchy, t de Student o F de Snedecor. En el resto de los casos: distribuciones normales, logarítmico-normales, exponenciales, gamma,  $\chi^2$ , etc., el desplazamiento de la tensión media de fallo es diferente.

En definitiva, se necesita información referente a la distribución de los tamaños de los defectos para poder estimar el efecto tamaño.

Para poder discriminar el tipo de distribución se requieren muchos más ensayos que los necesarios, por ejemplo, para determinar un valor medio de la carga de rotura. Con este propósito, los alumnos del Laboratorio de Propiedades Mecánicas de la Escuela Superior de Ingenieros de San Sebastián (Universidad de Navarra) comenzaron a ensayar espaguetis. Los espaguetis son frágiles y son fibras muy manejables y baratas con lo que se pueden ensayar en cantidades ingentes.

## 2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Las probetas se seleccionan al azar de paquetes de 500 g de pasta de sémola de trigo duro, de la marca comercial IFA. El diámetro medio de los espaguetis es 1'645 mm con una desviación típica de 0'021 mm.

Se ensayan 121 espaguetis, obviamente, sin cocer en flexión en cuatro puntos, y otros 50 a flexión en tres puntos. La máquina que se emplea para realizar los ensayos de flexión en cuatro puntos es una INSTRON de tracción universal dotada de una célula de carga de 500 N.

La distancia entre los rodillos exteriores varía entre 40 y 45 mm, y es siempre de 20 mm entre los interiores. El diámetro de los rodillos de acero es de 10 mm. Los ensayos se realizan a temperatura ambiente (entre 20'5°C y 21'3°C) y con una humedad relativa entre el

53% y el 81%. La velocidad de desplazamiento del cabezal es de 5 mm/minuto.

## 3. RESULTADOS

A partir de sencillas fórmulas de resistencia de materiales se calcula la máxima tracción sobre las fibras inferiores de la sección, a lo largo de la luz entre los apoyos interiores, como:

$$\sigma_{\max} = \frac{16PL}{\pi d^3} \quad (2)$$

en donde  $P$  representa la carga de rotura,  $L$  la distancia entre los rodillos exteriores e interiores y  $d$  el diámetro de la sección. La rotura de los espaguetis es siempre frágil.

La Fig. 1 representa la acumulación de las tensiones máximas experimentadas por las 121 probetas ensayadas a flexión en 4 puntos (y las 50 ensayada a flexión en 3 puntos).

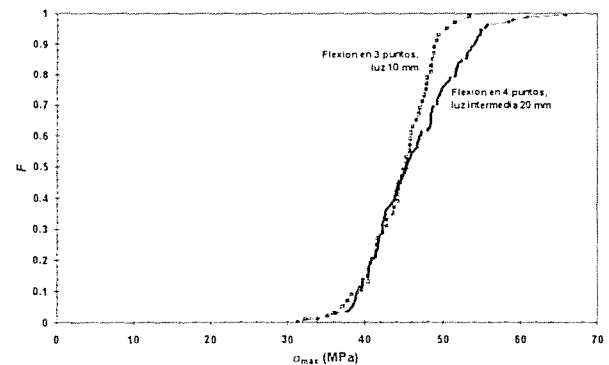


Fig. 1. Distribución acumulada de las tensiones máximas experimentadas por los espaguetis en el momento de su rotura. Ensayos de flexión a temperatura ambiente.

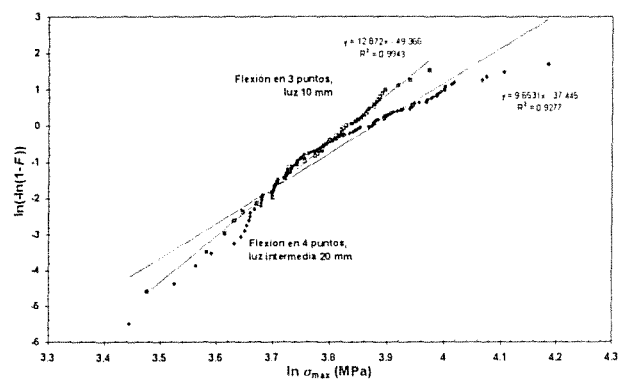


Fig. 2. Tensiones máximas experimentadas por los espaguetis en el momento de fractura representadas sobre un diagrama de Weibull.



La Fig. 2 representa los mismos datos sobre un diagrama de Weibull. Como se observa en la Tabla 1, que resume los coeficientes de correlación obtenidos para los diferentes ajustes, una distribución de Weibull ajusta peor que una distribución normal y el mejor ajuste se obtiene con una distribución logarítmico-normal, véase la Fig. 3.

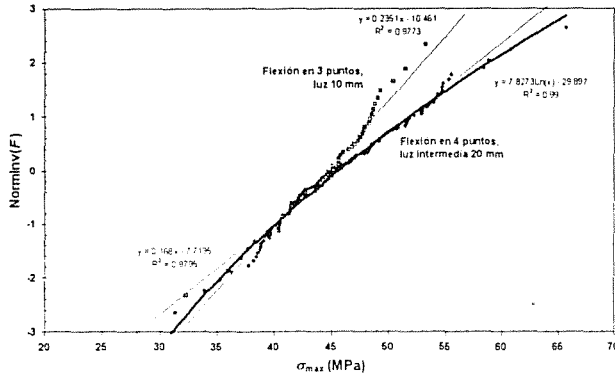


Fig. 3. Tensiones máximas experimentadas por los espaguetis en el momento de fractura representadas sobre un papel normal.

La Tabla 1 resume los coeficientes de correlación obtenidos para las diferentes funciones de distribución. Como se desprende de la Tabla 1, las diferencias entre unos y otros ajustes son significativas.

Tabla 1. Ajuste de las tensiones de rotura a diferentes funciones de distribución.

| Función de distribución | Coeficiente de correlación |                                 |        |                                 |
|-------------------------|----------------------------|---------------------------------|--------|---------------------------------|
|                         | R <sup>2</sup>             | R <sub>min</sub><br>I.C.<br>95% | R      | R <sub>máx</sub><br>I.C.<br>95% |
| <b>Weibull:</b>         |                            |                                 |        |                                 |
| 2 parámetros            | 0'9277                     | 0'9623                          | 0.9632 | 0'9647                          |
| 3 parámetros            | 0'9733                     | 0'9863                          | 0'9866 | 0'9872                          |
| <b>Normal</b>           | 0'9773                     | 0'9883                          | 0'9886 | 0'9891                          |
| <b>Log-normal</b>       | 0'9900                     | 0'9949                          | 0.9950 | 0'9952                          |

\* Ec. (1) con  $\sigma_u = 0$

4. DISCUSIÓN

Conocidas las tensiones de rotura y las formas de los defectos, es posible determinar el factor crítico de intensidad de tensiones para la pasta.

Suponiendo una grieta superficial pequeña en comparación con el diámetro del espagueti, el factor de intensidad de tensiones,  $K_I$ , puede estimarse como:

$$K_I = 1'12\sigma\sqrt{\pi a} \tag{3}$$

en donde  $\sigma$  representa la tensión con la que se produce el fallo y  $a$  la profundidad del defecto. Obviamente pueden hacerse hipótesis más sofisticadas sobre la geometría del defecto, véase por ejemplo [5]. En consecuencia, en la Ec. (3) aparece un factor  $M$  en substitución del 1'12, que depende de los detalles geométricos de la grieta y la sección.

O, a la inversa, conocido el factor crítico de intensidad de tensiones,  $K_{IC}$ , para la pasta se puede calcular el tamaño de los defectos que provocaron la rotura.

$$a = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{IC}}{1'12\sigma} \right)^2 \tag{4}$$

La Fig. 4 muestra la distribución obtenida para los tamaños máximos de los defectos en tramos de 20 mm de longitud, suponiendo  $K_{IC} = 0'2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

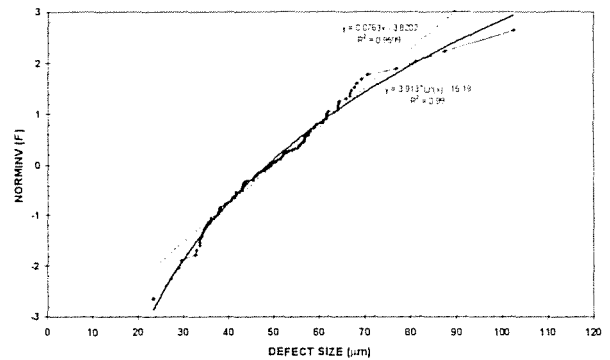


Fig. 4. Distribución de los tamaños máximos de los defectos en tramos de 20 mm de longitud. Se ha supuesto un valor de  $K_{IC} = 0'2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Como se observa en la Fig. 4, el tamaño de los defectos también se ajusta a una distribución logarítmico-normal. Obsérvese que esta distribución representa la distribución del máximo defecto encontrado en una longitud de 20 mm y no la distribución de los tamaños de los defectos. Si se conoce esta última, puede siempre calcularse cuál es la distribución del máximo en una longitud dada.

Puesto que la tensión de rotura siempre está ligada al tamaño del máximo defecto encontrado en la longitud muestreada, la probabilidad de fallo con una tensión  $\sigma$ ,  $F_\sigma$  es a la vez la probabilidad de encontrar un defecto de tamaño mayor o igual que  $a$ , dado por la Ec. (4), en la longitud muestreada de la probeta.

$$F_\sigma = 1 - F_a \Leftrightarrow a = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{IC}}{1.12\sigma} \right)^2 \quad (5)$$

En definitiva hablar de  $\sigma$  equivale a hablar de un tamaño máximo de defecto en una longitud dada.

Si se acepta la hipótesis del “eslabón más débil”, la probabilidad de rotura para una longitud,  $l$ , distinta de la ensayada,  $l_0$ , valdrá:

$$F_\sigma^l = 1 - (1 - F_\sigma)^{l/l_0} \quad (6)$$

con independencia de cuáles sean las distribuciones de los tamaños de los defectos. Que, en el caso de una distribución de Weibull, Ec. (1), conduce a la conocida ecuación:

$$F_\sigma^l = 1 - \left\{ \exp \left[ - \frac{l}{l_0} \left( \frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \right] \right\} \quad (7)$$

en donde se ha substituido la Ec. (1) en la Ec. (6).

Trustrum y Jayatilaka [4] en lugar de plantear el efecto de tamaño en términos de la distribución del máximo defecto en una longitud dada, lo plantean directamente sobre la forma de la distribución de los tamaños de los defectos. Esto complica notoriamente la matemática del problema, y lleva a, al menos, confusas conclusiones acerca del efecto tamaño.

Otro serio inconveniente de esta forma de plantear el problema es la aproximación experimental. Resulta difícil estimar la distribución real de los tamaños de defectos sobre todo en lo que respecta a los tamaños más pequeños, depende de la resolución de los medios de medida. De este modo se llega a diferentes densidades de defectos y de distribuciones en función de la resolución de nuestro equipo de medida. Paradójicamente cuanto mayor es nuestra resolución tanto más aumenta la densidad de defectos y los exponentes que entran en los cálculos de los efectos de tamaño; en consecuencia, la imprecisión del cálculo.

Resulta mucho más expeditivo y claro medir el máximo defecto encontrado en la longitud que se prefiera:  $l_0$ . De este modo limitamos la información a los defectos que se pueden medir con mayor sencillez y que, a la postre, son los únicos importantes a la hora de decidir el fallo del componente. Para nada importa cuál sea la densidad de defectos por unidad de longitud (ésta depende de lo detallistas que seamos midiendo los defectos más nimios). Y, por añadidura, el tratamiento estadístico es extraordinariamente simple y claro. El máximo de una cadena de  $N$  elementos con máximo en cada eslabón distribuido de acuerdo con  $F_a$  es sencillamente:

$$F_a^N = [F_a]^N \quad (8)$$

Las Figs. 5 y 6 muestran el caso particular de una distribución normal tipificada de los tamaños de los defectos que coinciden con los resultados obtenidos mediante simulación.

La probabilidad de rotura de un eslabón con una tensión,  $\sigma$ , dada, es la misma que la de tener un defecto de tamaño mayor que el proporcionado por la Ec (4).

$$F_\sigma = 1 - F_a \Leftrightarrow a = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{IC}}{1.12\sigma} \right)^2 \quad (9 \equiv 5)$$

y, en el caso de una cadena de  $N$  eslabones:

$$F_\sigma^N = 1 - F_a^N = 1 - (F_a)^N \quad (10)$$

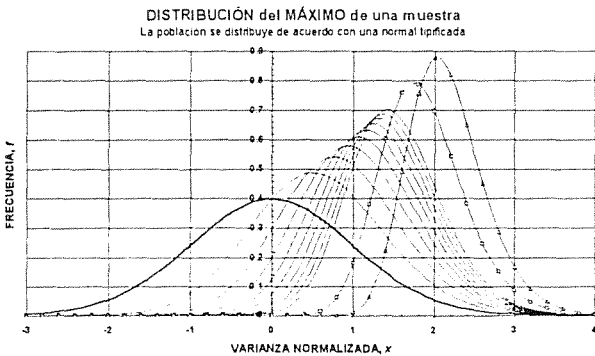


Fig. 5. Distribución del máximo de una muestra de diferentes tamaños, extraída de una población normal tipificada.

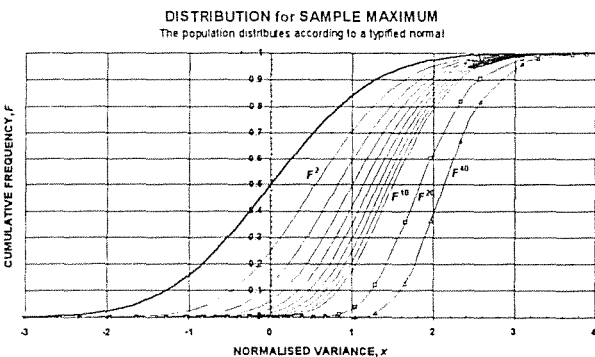


Fig. 6. Distribución acumulada del máximo de una muestra de diferentes tamaños, extraída de una población normal tipificada.

que representa la probabilidad de que algún eslabón tenga un defecto mayor que  $a$  (el complemento a que ningún eslabón tenga un defecto mayor que  $a$ ). Y substituyendo la Ec. (9) en la Ec. (10), obtenemos:

$$F_{\sigma}^N = 1 - (1 - F_{\sigma})^N \quad (11)$$

Si las distribuciones del máximo defecto se refieren a una longitud de referencia  $l_0$ , en lugar de a eslabones discretos, la Ec. (11) se transforma en la Ec. (6).

Estamos admitiendo que los defectos máximos en tramos de longitud  $l_0$  se comportan con independencia de lo que hagan los máximos defectos situados en otros segmentos. El principio de Saint-Venant nos asegura que esto es casi cierto cuando la distancia  $l_0$  sea mayor que una tres veces el tamaño del mayor de los defectos,  $a_{max}$ , o, siendo muy conservadores, el diámetro de la fibra,  $d$ :

$$l_0 > 3cd \quad (12)$$

La Ec. (12) nos proporciona una cota mínima para  $l_0$ .

Por último, estamos admitiendo que el defecto de mayor tamaño en el segmento se comporta con independencia de lo que hagan los defectos de menor tamaño en el mismo segmento. Lo cual es aproximadamente cierto [6], salvo que se sitúen defectos de tamaño muy semejante y extraordinariamente juntos (un peine de grietas, sería la excepción).

La Fig. 7 muestra la predicción del efecto del tamaño referido a los espaguetis ensayados cuando la luz se modifica entre 2 y 2.000 mm de acuerdo con la Ec. (6) a partir de los resultados experimentales obtenidos con una luz en el claro intermedio de 20 mm.

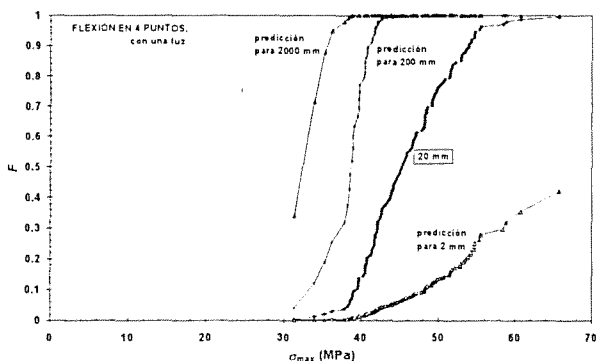


Fig. 7. Predicción de las cargas de rotura a flexión en 4 puntos con diferentes luces.

5. CONCLUSIONES

- Los espaguetis presentan un comportamiento de fractura frágil lo que permite emplearlos como material modelo para el estudio del comportamiento de otras fibras frágiles.
- Las cargas de rotura de los espaguetis se ajustan a una función de distribución logarítmico-normal.
- Los tamaños de los defectos máximos en longitudes prefijadas de espaguetis se ajustan, en consecuencia, a funciones de distribución logarítmico-normales.
- Se sugiere medir el defecto más grande encontrado en una longitud de referencia dada. De este modo resulta sencillo limitar la información a los defectos más grandes e importantes a la hora de decidir el fallo, y no nos complicamos decidiendo cuál es la densidad de defectos o la forma de su distribución.
- Para predecir el efecto tamaño es irrelevante conocer cuál sea la distribución de los tamaños de los defectos que producen el fallo, siempre que el número disponible de defectos sea elevado y en contra de lo que sostienen Trustrum y Jayatilaka.

6. AGRADECIMIENTOS

Las medidas de la resistencia mecánica de los espaguetis fueron realizadas en el Laboratorio de Propiedades Mecánicas de la Escuela Superior de Ingenieros (Universidad de Navarra) por los alumnos: J. Aldazábal, E. Alkorta, C. Ferola, R. Luque, J.L. Márquez, G. Maturana, J. Molina, F. Murcia, N. Obachou, L. Presciuttini, J. Santamaría, P. Uranga, R.F. Vilches y M. Viñolas.

7. REFERENCIAS

[1] Wilson, D.M., "Statistical tensile strength of NextelTM 610 and NextelTM 720 fibres", J. of Materials Science, 32, 2535-2542 (1997)

[2] Zhu, Y. T., Blumenthal, W. R., Taylor, S. T. y Lowe, T. C., "Analysis of Size Dependence of Ceramic Fiber and Whisker Strength", J. of the Amer. Ceram. Soc., 80, 6, 1447-1452 (1997)

[3] Kelly, A., "Strong Solids", 3ª edc., Oxford Science Publications, Oxford (Reino Unido), (1986)

[4] Trustrum, K. y Jayatilaka, A. de S., "Applicability of Weibull analysis for brittle materials", J. of Materials Science, 18, 2765-2770 (1983)

- [5] Valiente Cancho, A. y Elices Calafat, M., "Predicción de roturas en alambres fisurados", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2, 43-48 (1985)
- [6] Martín Meizoso, A., Martínez Esnaola, J. M. y Fuentes Pérez, M., "Interactive effect of multiple crack growth in fatigue", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 23, 219-233 (1995)

## FRACTURA DE COMPUESTOS INYECTADOS POLIPROPILENO-HIDRÓXIDO DE ALUMINIO.

(1) J.I. Velasco, (2) C. Morhain, (2) D. Arencón, (1) A. Gordillo.

(1) Dpto. Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Universidad Politécnica de Cataluña (UPC). ETSEIB, Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

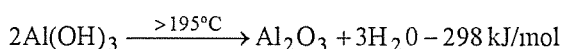
(2) Centro Catalán del Plástico (CCP). Vapor Universitario de Terrassa.  
c/ Colom 114, 08222 Terrassa.

**Resumen.** En este trabajo se analiza la influencia del tamaño de partícula del  $\text{Al}(\text{OH})_3$  sobre el comportamiento a la fractura de compuestos de polipropileno homopolímero cargados con este mineral. Para ello se prepararon dos compuestos con un 40% en peso de  $\text{Al}(\text{OH})_3$  de muy diferente tamaño medio de partícula ( $1.6\mu\text{m}$  y  $55\mu\text{m}$  respectivamente). Tras una caracterización mecánica inicial de los compuestos, en base a ensayos de tracción, se estudió su comportamiento a la fractura mediante ensayos de impacto sobre probetas SENB, empleando un péndulo Charpy instrumentado en el impactor y en los apoyos. A partir de los registros de la fuerza frente al tiempo, y mediante el análisis estático, se pudo aplicar la LEFM para obtener los parámetros  $K_{\text{IC}}$  y  $G_{\text{IC}}$  de los compuestos. Los resultados muestran mayor rigidez, resistencia a la tracción y tenacidad a la fractura en el compuesto cargado con el mineral de menor tamaño. La mayor área superficial específica que supone el menor tamaño de partícula parece ser la responsable de las diferencias. La observación de las superficies de fractura por SEM revela que la propagación de grieta en estos compuestos transcurre a través de la matriz, y que el despegue partícula-matriz (debonding) es el principal mecanismo de absorción de energía.

**Abstract.** Fracture behaviour of aluminium hydroxide filled polypropylene was studied considering the effect of particle size. Two compounds were prepared, filled with a 40 % of two grades of  $\text{Al}(\text{OH})_3$  with very different mean particle size. Mechanical characterisation was realised through tensile tests. Fracture mechanics analysis was carried out on SENB specimens at room temperature and high crosshead speed using an instrumented Charpy equipment. Linear Elastic Fracture Mechanics was applied to determine the fracture parameters,  $K_{\text{IC}}$  and  $G_{\text{IC}}$ , of the compounds. The results show higher stiffness, tensile strength and fracture toughness of the compound filled with the finest grade of  $\text{Al}(\text{OH})_3$ . The higher specific superficial area of the finest  $\text{Al}(\text{OH})_3$  grade seems to be the main responsible of the differences. The observation of the fracture surfaces by scanning electron microscopy shows that the crack propagation takes place through the polymer matrix and the filler debonding is the main energy absorption mechanism.

### 1. INTRODUCCIÓN

El hidróxido de aluminio,  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , se emplea frecuentemente como carga ignífuga en los materiales plásticos. El  $\text{Al}(\text{OH})_3$  interfiere con el proceso de combustión de la matriz polimérica mediante una reacción endotérmica de descomposición [1]:



La pirólisis del polímero se ve frenada por:

- Absorción de la energía disponible para alimentar la degradación térmica.
- Dilución de la fase gaseosa mediante liberación de vapor de agua.
- Formación de una capa protectora de óxido en la superficie de la fase sólida, limitando el contacto con el calor y el oxígeno.

Sin embargo, para obtener una ignifugación satisfactoria se necesitan porcentajes de  $\text{Al}(\text{OH})_3$  muy altos (hasta un 65% en peso), lo que origina un deterioro importante de las propiedades mecánicas de la matriz.

En este trabajo, se ha estudiado el comportamiento a la fractura de compuestos de polipropileno homopolímero (PP) cargados con  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , mediante ensayos de impacto, analizándose la influencia que presenta el tamaño medio de partícula de esta carga mineral sobre las características de fractura de los compuestos.

### 2. EXPERIMENTAL

#### Materiales

Se han empleado dos grados de  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , suministrados por Martinswerk GmbH (Bergheim, Alemania). Se trata

de dos grados comerciales (OL 104-LE y ON), de alta pureza y muy diferente diámetro medio de partícula (1.6 y 55  $\mu\text{m}$  respectivamente). Las partículas del grado OL tienen una morfología ligeramente laminar (hexagonal) mientras que las del grado ON son globulares, debido a un crecimiento cristalino desordenado.

El polipropileno (PP) empleado como matriz nos fue gentilmente suministrado por Repsol Química S.A. Se trata de un homopolímero con índice de fluidez (MFI) de 5.8 g/10min (230°C/2.160Kg).

La preparación de los compuestos se llevó a cabo mediante una extrusora de doble husillo corrotatoria (Collin) de relación L/D = 25 y de 24 mm de diámetro de tornillo. El proceso se realizó con una velocidad de giro de 80 r.p.m. y el perfil de temperatura seleccionado fue el siguiente: 160-180-185-190-195°C. A la extrusora se le adaptó una boquilla de sección de salida circular de 4 mm de diámetro y el extruido así obtenido fue refrigerado en un baño de agua y granceado para el posterior moldeo de probetas.

De esta manera se han preparado dos compuestos con concentraciones nominales del 40% en peso de  $\text{Al}(\text{OH})_3$  tanto para el grado OL como para el ON. Igualmente se aplicó el mismo proceso de extrusión al PP de referencia para igualar las condiciones de procesado de todos los materiales objeto del estudio, cuyas características iniciales se presentan en la Tabla 1.

Tabla 1. Caracterización inicial de los materiales.

| Material | <sup>(1)</sup> Fracción en peso de $\text{Al}(\text{OH})_3$ (%) | <sup>(2)</sup> Fracción en vol. de $\text{Al}(\text{OH})_3$ (%) | <sup>(3)</sup> MFI (g/10min) | <sup>(4)</sup> HDT (°C) |
|----------|---|---|------------------------------|-------------------------|
| PP       | 0   | 0   | 2.19                         | 70                      |
| PP-OL    | 39.8  | 19.7  | 1.50                         | 116                     |
| PP-ON    | 39.6  | 19.3  | 1.66                         | 114                     |

<sup>(1)</sup> Por medidas de calcinación. <sup>(2)</sup> Por medidas de densidad.

<sup>(3)</sup> 190°C y 2160 g. <sup>(4)</sup> 120 °C/h y 1.8 MPa.

#### Preparación de probetas

Mediante moldeo por inyección, usando una máquina 90/440 (Mateu y Solé) se obtuvieron probetas de tracción (tipo 1 de acuerdo con ASTM D-638) y barras prismáticas de dimensiones 6.35 x 12.7 x 127 mm<sup>3</sup>, las cuales, cortadas por la mitad de su longitud, se emplearon en los ensayos de impacto. La presión nominal de inyección fue de 100 MPa, la temperatura del fundido de 192 °C y no se conectó la refrigeración del molde para disminuir en lo posible las contracciones y la anisotropía de las probetas.

Antes de ser ensayadas, todas las probetas se sometieron a un recocido de 24 horas a 120 °C con el fin de aliviar

las tensiones residuales del moldeo y completar la cristalización.

#### Ensayos

Los ensayos de tracción se realizaron a temperatura ambiente con una máquina universal (Adamel DY-34) dotada de una célula de carga de 10 KN. Para analizar la influencia de la velocidad de deformación sobre las propiedades mecánicas de los compuestos, los ensayos de tracción se llevaron a cabo a cuatro velocidades de desplazamiento distintas: 5, 10, 50 y 100 mm/min. Se obtuvieron las curvas tensión/deformación, para lo cual se usó un extensómetro óptico (Hounsfield 500L). El módulo de Young ( $E$ ) se obtuvo como la pendiente de la región recta inicial de los registros tensión-deformación, y la tensión de cedencia ( $\sigma_y$ ) como el valor del esfuerzo en el máximo de la curva. Se realizó un mínimo de 5 ensayos a cada velocidad.

La caracterización de la fractura se ha realizado mediante ensayos de impacto, a una velocidad inicial de 0.973 m/s, empleando para ello un péndulo Charpy instrumentado en el martillo y en los apoyos, con una distancia ( $S$ ) entre apoyos de 50.8 mm, lo que garantiza una relación  $S/W = 4$ . Las probetas (SENB) de dimensiones  $B \times W \times L = 6.35 \times 12.7 \times 63.5 \text{ mm}^3$ , fueron obtenidas a partir de las barras prismáticas inyectadas. Con el fin de analizar la independencia de los parámetros de la fractura con la profundidad de la grieta inicial ( $a_0$ ), se utilizó para cada material una serie de 13 probetas con diferentes valores de  $a_0$  (de 1 mm a 7 mm de profundidad). Para conseguir estos valores se practicó inicialmente una entalla mediante una entalladora motorizada (Ceast) dotada de una cuchilla en forma de "V" de 45° y 0.25 mm de radio, y posteriormente la punta de esta entalla se agudizó manualmente con una cuchilla de afeitar de unas 10  $\mu\text{m}$  de radio para completar la profundidad inicial ( $a_0$ ) elegida de la pregrieta.

Para obtener el módulo de elasticidad en las mismas condiciones geométricas y de velocidad que los parámetros de la fractura, se realizaron ensayos de rebote empleando las mismas barras prismáticas sin entallar.

#### Caracterización de la fractura

Se aplicó la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal (LEFM) para determinar la tenacidad a fractura,  $K_{IC}$ , y la energía de fractura,  $G_{IC}$ . Para la geometría SENB [2,3]:

$$K_{IC} = \frac{F_{max} S f}{B W^{3/2}} \quad (1)$$

$$G_{IC} = \frac{U_{max}}{BW\Phi} \quad (2)$$

$F_{max}$  es la fuerza máxima medida en el ensayo,  $U_{max}$  es la energía absorbida durante el impacto hasta el inicio de la fractura y  $f$  y  $\Phi$  son dos factores geométricos adimensionales funciones de  $(a/W)$  [4].

Las respectivas pendientes de las representaciones de  $F_{max}S/BW^{3/2}$  en función de  $1/f$ , y de  $U_{max}$  en función de  $BW\phi$ , nos proporcionan unos valores de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$ , que teóricamente son independiente de  $a_0$ .

Se calcularon los módulos elásticos ( $E^{teo}$ ) de los tres materiales a partir de los  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  obtenidos, aplicando la relación teórica [5] para condiciones de deformación plana:

$$E^{teo} = \frac{K_{IC}^2(1-\nu^2)}{G_{IC}} \quad (3)$$

y se compararon con los obtenidos experimentalmente ( $E^{reb}$ ) a partir de los ensayos de rebote. De esta forma se tiene una estimación de la aplicabilidad de la teoría a estos materiales y de la exactitud de los parámetros obtenidos. Para determinar ( $E^{reb}$ ) se aplicó la relación de flexibilidad para una probeta prismática:

$$E^{reb} = \frac{S^3}{4BW^3} \left[ \frac{F}{d} \right] \quad (4)$$

donde  $[F/d]$  representa la pendiente inicial del registro fuerza-desplazamiento, obtenido mediante rebote a la velocidad inicial de 0.973 m/s.

Fractografía

Las superficies de fractura se examinaron por microscopía electrónica de barrido (SEM) usando un equipo Jeol (JSM-820), después de recubrirlas con una delgada capa de oro para conseguir una óptima conductividad.

**3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

Características mecánicas

Se presentan en la Fig. 1 los registros tensión-deformación obtenidos por tracción a 10 mm/min para los tres materiales. De su observación se infiere que la presencia de Al(OH)<sub>3</sub> en el polipropileno origina un incremento de la rigidez del material tal como se espera de la mayor rigidez del mineral respecto al polímero, y una disminución de la tensión de cedencia ( $\sigma_y$ ) y del alargamiento ( $\epsilon$ ), tanto hasta cedencia como hasta rotura.

La disminución de  $\sigma_y$  viene motivada por una débil resistencia de la interfase partícula-matriz, que provoca el despegue de las partículas (*debonding*) a bajos niveles de esfuerzo, haciendo disminuir la sección transversal efectiva que soporta la tracción y con ella, la tensión de cedencia del material compuesto. Por otra parte, la menor resistencia a la cedencia del compuesto PP-ON respecto al PP-OL debe provenir de su mayor dificultad de dispersión dentro del PP, por el efecto del tamaño de partícula.

La deformación plástica de la matriz se ve restringida por la fricción de las partículas dispersadas en ella, lo que se traduce en una reducción del alargamiento. Como se observa en la figura, el grado de Al(OH)<sub>3</sub> de partícula gruesa (ON) provoca una mayor restricción de la deformación del PP.

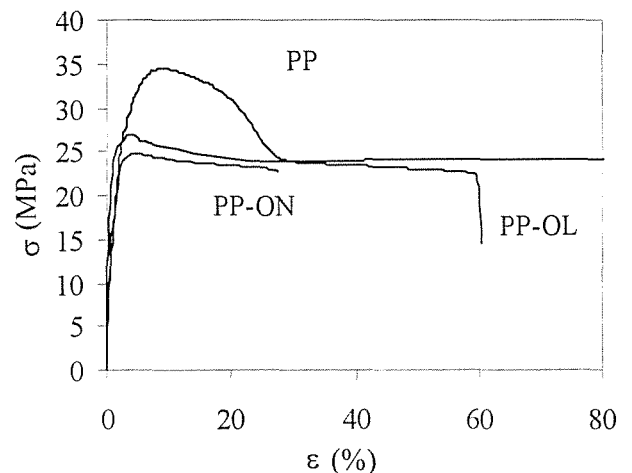


Fig. 1. Tracción. Curvas tensión-deformación a 10 mm/min.

Los valores del módulo de Young ( $E$ ) de ambos compuestos se han comparado con los valores que predicen los principales modelos teóricos y semi-empíricos encontrados en la literatura. Como puede apreciarse en la Fig. 2, los valores experimentales encontrados se sitúan entre los del modelo de Kerner-Nielsen [6] para partículas esféricas,

$$E_c = E_m \left( \frac{1 + ABV_p}{1 - BV_p} \right) \quad (5)$$

$$A = \frac{7 - 5\nu_m}{8 - 10\nu_m} \quad B = \frac{E_p/E_m - 1}{E_p/E_m + A}$$

y los de la aproximación derivada por Tsai [7] para compuestos con distribución plana aleatoria de fibra,

$$E_c = \frac{3}{8} E_{//} + \frac{5}{8} E_{\perp} \quad (6)$$

empleando como  $E_{//}$  la formula de Halpin [8] para fibra corta unidireccional

$$E_{//} = E_m \frac{1 + ABV_p}{1 - BV_p} \quad (7)$$

siendo  $A=2D/e$  con  $D$  el diámetro medio de partícula y  $e$  el espesor.

y como  $E_{\perp}$  la formula de Kerner-Nieslen.

En estas expresiones los subíndices "c", "m" y "p" hacen referencia al material compuesto, a la matriz y las partículas, respectivamente. El coeficiente de Poisson de la matriz ( $\nu_m$ ) se ha tomado igual a 0.42 [9], el módulo elástico de las partículas ( $E_p$ ) igual a 75 GPa [10] y la relación  $2D/e$  igual a 10.

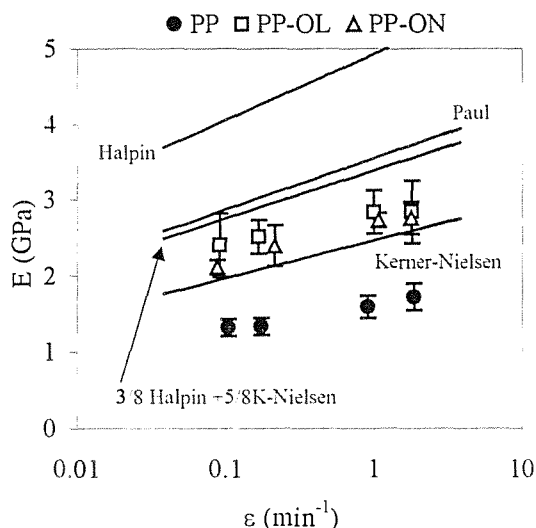


Fig. 2. Valores experimentales de  $E$  y modelos teóricos y semiempíricos.

Puede observarse que los valores de  $E$  para el compuesto PP-OL son ligeramente mayores que los del compuesto PP-ON, probablemente debido a la mayor esbeltez de las partículas de OL-104; y por lo tanto, sus valores del módulo están más cercanos a los de la aproximación de Tsai, mientras que los del PP-ON están más próximos a los del modelo de Kerner-Nielsen.

El modelo de Paul [11], derivado para inclusiones cúbicas, también se aproxima ligeramente a los valores experimentales.

$$E_c = E_m \frac{1 + (m-1)V_p^{2/3}}{1 + (m-1)(V_p^{2/3} - V_p)} \quad (8)$$

con  $m = E_p/E_m$

Por otra parte, y debido al carácter viscoelástico del PP, los valores del módulo de Young aumentan con la velocidad de deformación.

De la misma manera que los módulos, se han comparado los valores de la tensión de cedencia obtenidos ( $\sigma_y$ ) con los que predicen los modelos. Las cargas empleadas no llevan ningún tratamiento superficial que promueva su adhesión con la matriz. Por lo tanto es aplicable el modelo simple para la resistencia de un material compuesto en el que solamente actúa la matriz [12]:

$$\sigma_{yc} = (1 - V_p) \sigma_{ym} \quad (9)$$

También se ha valorado la aplicabilidad del modelo semiempírico de Nicolais y Narkis [13],

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym} (1 - 1.2V_p^{2/3}) \quad (10)$$

y el modelo de Jancar [14]:

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym} (1 - I_p^{2/3}) \quad (11)$$

En la Fig. 3, se puede observar que el compuesto cargado con el grado más fino (OL) presenta una buena concordancia con el modelo teórico mientras el compuesto cargado con ON se sitúa entre éste y el sugerido por Jancar.

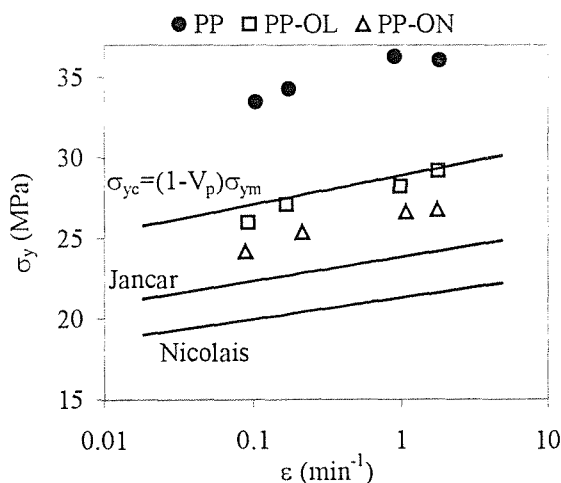


Fig. 3. Valores experimentales de la tensión de cedencia y modelos empíricos. La desviación estándar no superó el 1% en ningún caso.

Caracterización de la fractura

El péndulo empleado en los ensayos de impacto está instrumentado en la cabeza del martillo (impactor) y en los dos apoyos, con lo que se registran 3 curvas de la fuerza frente al tiempo. Un ejemplo de estos registros se presenta en la Fig. 4.



A la vista de su linealidad, se puede justificar la aplicación de la LEFM para caracterizar la fractura de estos materiales.

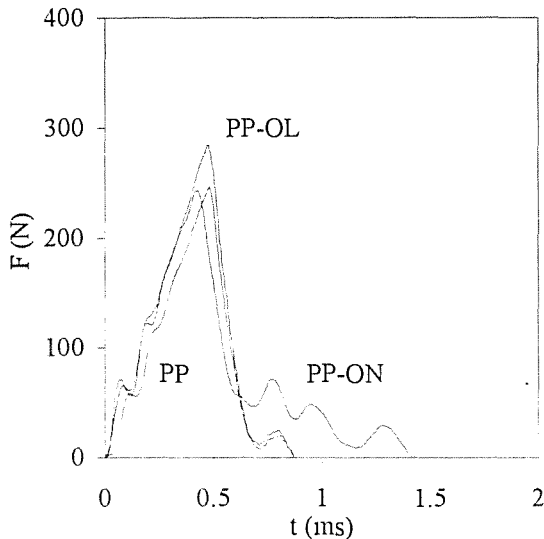


Fig. 4. Impacto. Curvas fuerza-tiempo registradas por un apoyo ( $a_0=4$  mm ).

$K_{IC}$  y  $G_{IC}$  se han obtenido, respectivamente, como la media de los pendientes de los 3 gráficos (impactor y apoyos) de linearización de la fuerza y energía frente a  $a_0$  (Fig. 5).

En la Tabla 2 se presentan los resultados.

Tabla 2. Parámetros de la fractura.

|                                 | PP   | PP-OL | PP-ON |
|---------------------------------|------|-------|-------|
| $K_{IC}$ (MPam <sup>1/2</sup> ) | 2.36 | 2.43  | 2.22  |
| $G_{IC}$ (kJ/m <sup>2</sup> )   | 2.40 | 2.07  | 1.82  |

Apenas se han observado diferencias de tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ) entre el PP y los compuestos con Al(OH)<sub>3</sub>, especialmente con el PP-OL, pero sí en la energía de fractura ( $G_{IC}$ ), debido a la mayor rigidez de los compuestos cargados, lo cual hace disminuir la energía de fractura de acuerdo con la expresión teórica (ec. 3). Esta disminución se muestra más acusada en el compuesto con mayor tamaño de partícula (PP-ON).

Una forma de verificar la aplicabilidad de la LEFM a estos materiales es comparar los valores del módulo elástico ( $E^{teo}$ ) que se obtienen a partir de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  (ec.3) con los obtenidos experimentalmente a la misma velocidad por la técnica del rebote ( $E^{reb}$ ). Estos valores se muestran en la Tabla 3, y se puede apreciar una buena concordancia entre ambos, lo que se considera como una prueba de exactitud en los resultados y de idoneidad de la teoría aplicada.

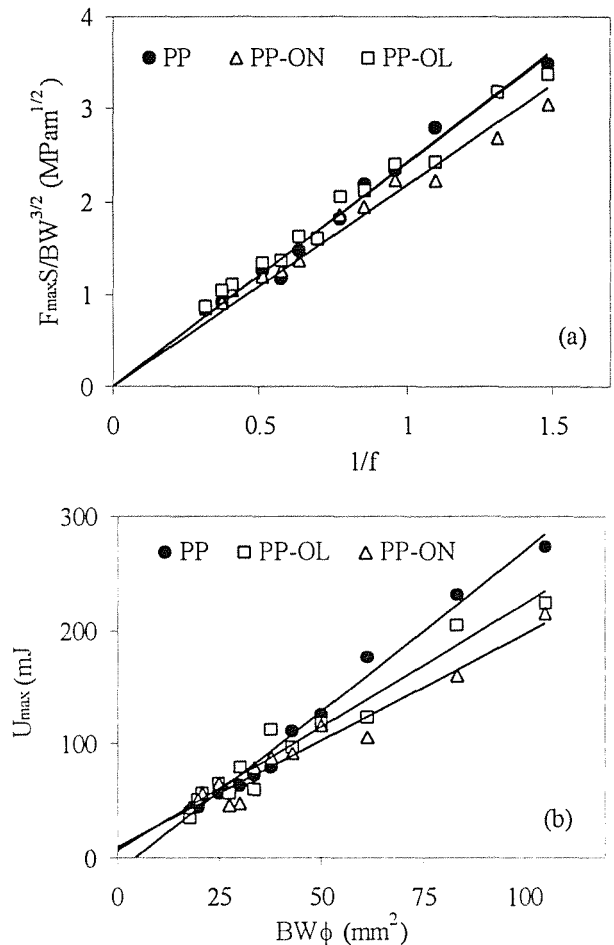


Fig. 5. Linearización de puntos registrados por el impactor, de a) fuerza y b) energía.

Tabla 3. Módulos elásticos a alta velocidad (0.973 m/s).

| Material | $\nu$ | $E^{teo}$ (GPa) | $E^{reb}$ (GPa) |
|----------|-------|-----------------|-----------------|
| PP       | 0.42  | 1.92            | 2.09            |
| PP-OL    | 0.38* | 2.44            | 2.51            |
| PP-ON    | 0.38* | 2.31            | 2.33            |

\* Para los compuestos,  $\nu$  se ha determinado mediante la ley de mezclas, utilizando  $\nu_p=0.22$  y  $\nu_m=0.42$  [9].

El menor tamaño de partícula del grado OL-104 supone una mayor área superficial específica, y por tanto una mayor área de transmisión de esfuerzos entre la partícula y la matriz. Esto contribuye, como ya se indicó en los resultados de tracción, a incrementar el módulo elástico y la resistencia respecto al PP-ON. Asimismo, este hecho favorece la contribución del despegue (*debonding*) como mecanismo de absorción de energía durante la fractura, y por tanto contribuye a incrementar el valor de  $G_{IC}$  respecto al compuesto PP-ON.

En las micrografías de la Fig. 6, se puede observar que la deformación de la matriz a nivel de la interfase es

mayor en el caso del compuesto cargado con el grado de  $\text{Al}(\text{OH})_3$  más fino.

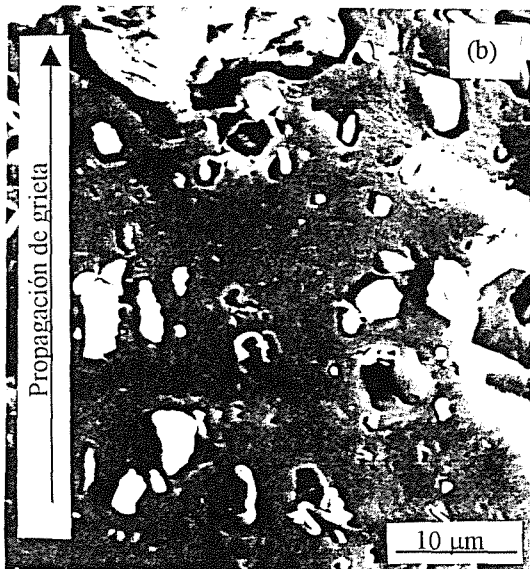
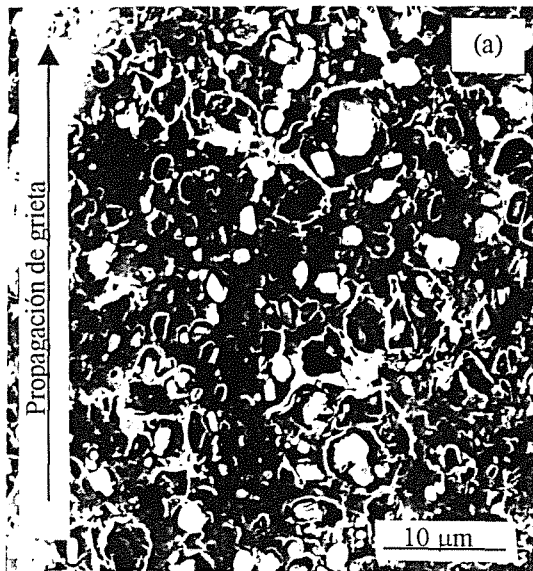


Fig. 6. Superficie de fractura para (a) PP-OL y (b) PP-ON ( $\times 1400$ ).

#### 4. CONCLUSIONES

- La incorporación de hidróxido de aluminio al PP origina un aumento de la rigidez y una reducción de la resistencia a la tracción.
- La tenacidad a la fractura se ve poco afectada por la presencia de  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , mientras la energía de fractura se ve reducida considerablemente.

- El tamaño promedio de las partículas influye directamente sobre las propiedades del compuesto. Un tamaño de partícula menor proporciona una mayor rigidez, resistencia, energía de fractura y tenacidad a la fractura.

#### Agradecimientos

Los autores agradecen al Centro Catalán del Plástico (CCP) la cesión de sus equipos, y C. Morhain agradece a la CIRIT la concesión de una beca predoctoral.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] Troitzsch J., "International Plastics Flammability Handbook", 2ª edición, Hanser Publishers, Munich, 1990.
- [2] Williams J.G., *Adv. Polym. Sci.*, 27, 67-120, 1978.
- [3] Plati E. y Williams J.G., *Polym. Eng. Sci.*, 15, 470, 1975.
- [4] Kinloch A.J., Kodakian G.A. y Jamarani M.B., *J. Mat. Sci.*, 22, 4111-4120, 1987.
- [5] Kinloch A.J. y Young R.J., *Fracture Behaviour of Polymers*, Elsevier, London, p. 79, 1983.
- [6] Lewis T.B. y Nielsen L.E., *J. Appl. Polym. Sci.*, 14, 1449, 1970.
- [7] Tsai S.W. y Pagano N.J., "Composites Materials Workshop", Technomic, CT, p.233, 1968.
- [8] Halpin J.C., *J. Comp. Mater.*, 3, p. 732-734, 1969.
- [9] Vollenberg P.H.T. y Heikens D., *Polymer*, 30, 1656-1662, 1989.
- [10] Liauw C.M., Lees G.C., Hurst S.J., Northon R.N., Dobson D.C., *Plast. Rubb. Comp. Proc. Appl.*, 24, 249-260 (1995).
- [11] Paul B., *Trans. Met. Soc. AIME*, 36, 218, 1960.
- [12] Mascia L., "Los efectos de los aditivos en los plásticos", Index, Madrid (1974) p. 110.
- [13] Nicolais L. y Narkis M., *Polym. Eng. Sci.*, 11, 194, 1971.
- [14] Jancar J., DiAnselmo A., DiBenedetto A.T. y Kucera J., *Polymer*, 34, 1684-1694, 1993.

## UN MODELO PARA EL ESTUDIO DE LOS MATERIALES BIOLÓGICOS: LA SEDA

J. Pérez Rigueiro<sup>@</sup>, C. Viney<sup>\*</sup>, J. Llorca<sup>@</sup> y M. Elices<sup>@</sup>

<sup>@</sup> Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. 28040 Madrid.

<sup>\*</sup> University of Oxford. Department of Materials. Parks Road. Oxford. OX 1 3 PH. Great Britain

**Resumen.** En el presente trabajo se han realizado ensayos de tracción simple de hilos de seda del gusano *Bombyx mori*. Se ha encontrado una gran variabilidad en las características mecánicas medidas habiéndose estudiado los posibles factores que influyen en dicha variabilidad. En primer lugar se ha encontrado que la utilización de un diámetro aparente que tenga en cuenta la variación de la sección a lo largo de su longitud aumenta considerablemente la uniformidad de los resultados. Sin embargo, para explicar los datos observados es necesario considerar una segunda fuente de variabilidad. Se ha analizado la influencia de la manipulación del hilo previo a su ensayo, habiéndose encontrado que la carga del hilo por encima de su límite elástico no influye el módulo de elasticidad medido. Finalmente, se ha utilizado la teoría de Weibull para describir la gran dispersión de las tensiones de rotura.

**Abstract.** Tensile tests on silkworm silk (*Bombyx mori*) have been performed. A large variability of the mechanical properties of the fibers has been found. Several possible sources of variability have been considered. The use of an apparent diameter which accounts for the nonuniform section along the fiber increases the uniformity of the results. However, another source of variability has to be considered to fully explain the experimental results. The most likely explanation seems to indicate that changes in the external coating of the fiber may account for this variability. The wrong manipulation of the silk previous to its testing has been discarded, since it has been found the stretching the fiber beyond its yield limit does not affect the elastic modulus. Finally, Weibull's theory has been applied to describe the large scatter in the tensile strength.

## 1. INTRODUCCION

Los materiales biológicos constituyen un área muy prometedora dentro de la Ciencia de Materiales puesto que generalmente presentan una combinación de propiedades mecánicas que no ha podido ser reproducida en materiales artificiales. Por tanto, el estudio de los materiales biológicos puede contribuir a crear modelos a partir de los cuales diseñar nuevos materiales artificiales e incluso, a permitir el uso de los materiales biológicos directamente en estructuras.

Sin embargo, el estudio de los materiales biológicos presenta dos dificultades muy importantes. En primer lugar los materiales biológicos deben sus propiedades a una microestructura jerarquizada, cuya caracterización implica el estudio de estos materiales a diferentes escalas. Por otro lado, debido a su método de producción, los materiales biológicos presentan una gran variabilidad de muestra a muestra, por lo que resulta difícil definir las propiedades normalizadas del material.

El objetivo de este trabajo ha sido determinar la variabilidad de las propiedades mecánicas medidas en hilos de gusano de seda (*Bombyx Mori*), así como tratar de determinar los orígenes de estas variaciones. Se ha elegido la seda del gusano de seda como material modelo debido a la facilidad relativa con la que se pueden obtener muestras con una longitud de centímetros, lo que permite su ensayo en las máquinas de ensayos mecánicos usuales. Por otro lado, los resultados obtenidos se pueden comparar con la abundante literatura sobre las propiedades mecánicas de la seda [1-3] si bien, su uso fundamental como material

textil implica que la mayor parte de los datos encontrados se refieren al ensayo de haces de fibras, frente a los datos presentados en este trabajo que corresponden al ensayo de fibras individuales.

Es necesario aclarar que por su proceso de producción un hilo de seda individual (*bave*) está formado por dos subfilamentos (*brins*), que al ser extruidos de la glándula correspondiente son recubiertos por una capa adicional de proteína. La separación de los subfilamentos implicaría un proceso tan agresivo que alteraría las propiedades mecánicas de la seda, por lo que los ensayos mecánicos se han realizado directamente sobre el filamento compuesto.

Las propiedades de los hilos cuya variabilidad se ha estudiado incluyen: la geometría de los hilos, la determinación de las curvas fuerza-desplazamiento y su conversión en curvas tensión-deformación, obteniéndose a partir de ellas el módulo de elasticidad, el límite elástico y la tensión de rotura. Por último, se ha estudiado la posibilidad de que la manipulación varíe las propiedades mecánicas de la seda realizando ensayos de tracción en los que se carga y se descarga alternativamente la probeta.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la obtención de los hilos con los que se realizaron los ensayos se hirvió un capullo de gusano de seda (*Bombyx Mori*) en agua destilada durante 20 minutos. Se obtuvieron hilos con una longitud entre 15-25 cm tirando con cuidado de no someter al hilo a tensiones que pudiesen inducir deformaciones permanentes. Se

dejó secar los hilos al menos 16 horas antes de realizar ensayos mecánicos.

A partir de los hilos originales se cortaron fragmentos con una longitud aproximada de 6 cm, realizándose con cada uno de estos hilos un ensayo de tracción simple. Para ello se pegaron los extremos del hilo en una tarjeta de cartón con el centro perforado a lo largo de 5 cm. Tras fijar la tarjeta a las mordazas de la máquina de ensayos (Instron 4411) se cortaron los bordes de la misma, de tal forma que toda la tensión quedó transmitida a través del hilo. Debido a las cargas que es necesario medir (del orden de décimas de Newton), en lugar de una célula de carga convencional se empleó una balanza (Precisa 6100 C, resolución  $\pm 10$  mgf). Para la medida de la deformación se utilizó el desplazamiento del carro, habiéndose estimado que la flexibilidad del hilo es tres órdenes de magnitud superior a la de cualquier otra parte del dispositivo experimental. Los hilos fueron ensayados a una velocidad de deformación de 0.00017 /s (0.01 /min).

Tras el ensayo se recuperaron los fragmentos de hilo. A partir de ellos se prepararon nuevos fragmentos de 5 mm de longitud que se utilizaron para medir el diámetro de las fibras. Para ello se metalizaron las fibras con oro y se introdujeron en una microscopio electrónico de barrido (JEOL 6300), se tomaron micrografías a  $0^\circ$  y  $50^\circ$  para tener en cuenta que las fibras no presentan una sección circular.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSION

#### 3.1 Geometría de la seda.

El estudio de la geometría de la seda y, en particular, la determinación del área de los hilos resulta complicado por tres motivos. En primer lugar las fibras no presentan una sección circular; secciones elípticas y triangulares (como la mostrada en la figura 1) aparecen con una frecuencia similar. En segundo lugar, la seda no presenta una sección uniforme a lo largo de toda la longitud del hilo, por lo que es necesario tomar varias medidas para estimar la sección de un hilo determinado. Finalmente, la estructura del hilo, consistente en dos subfilamentos impide el uso de la difracción láser, método relativamente rápido para caracterizar la sección de otros

tipos de fibras [4]. Este hecho implica la necesidad de utilizar la microscopía electrónica de barrido para la caracterización de la sección, convirtiendo este proceso en una tarea mucho más lenta.

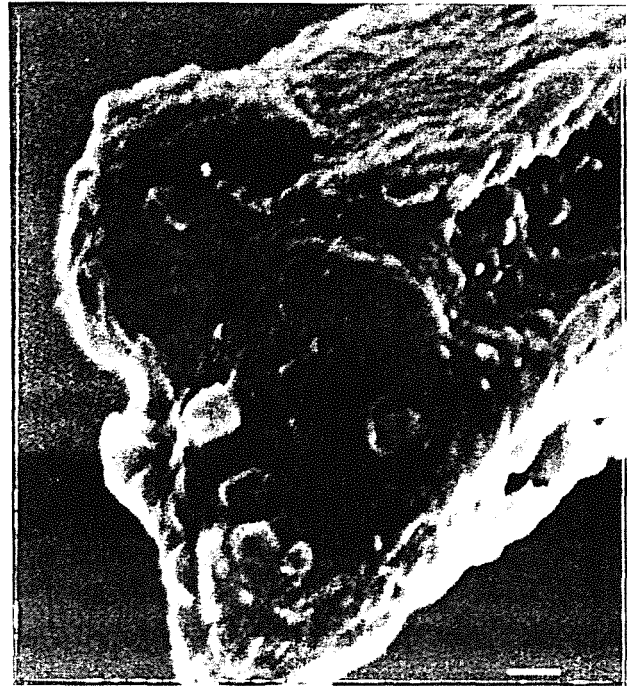


Figura 1. Ejemplo de sección triangular encontrada en el hilo del gusano de seda *Bombyx mori*. La barra corresponde a 1  $\mu\text{m}$ .

Para compensar la falta de uniformidad de las secciones y su variación a lo largo de la fibra se tomaron micrografías en tres puntos diferentes y alejados a lo largo de la fibra en dos orientaciones diferentes  $0^\circ$  y  $50^\circ$  (Idealmente hubiesen debido ser tomadas a  $0^\circ$  y  $90^\circ$ , pero esta geometría no se puede realizar con el microscopio utilizado). Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 1.

| diámetro medio del subfilamento ( $\mu\text{m}$ ) | Desviación típica ( $\mu\text{m}$ ) | Diferencia media entre las dos orientaciones $ D_0 - D_{50} $ ( $\mu\text{m}$ ) | Desviación típica $ D_0 - D_{50} $ ( $\mu\text{m}$ ) | Max D ( $\mu\text{m}$ ) | Mín D ( $\mu\text{m}$ ) |
|---|-------------------------------------|---|--|-------------------------|-------------------------|
| 11.5  | 0.2                                 | 2.1   | 0.4  | 16.7                    | 6.8                     |

Tabla 1. Estadística del diámetro aparente de las fibras de *Bombyx Mori*.

De la tabla 1 se obtiene un valor medio para el diámetro del subfilamento de 11.5 μm. Tomando directamente los valores obtenidos a partir de la desviación típica del diámetro parece que los datos se agrupan en un entorno pequeño de este valor medio. De hecho, el pequeño valor obtenido para la desviación típica es un efecto del gran número de datos utilizados (se han analizado quince fibras obteniendo al menos seis micrografías de cada una). Así se explica la paradoja de que la desviación típica de la diferencia  $|D_0 - D_{50}|$  sea mayor que la desviación típica considerando todas las fibras, ya que la primera a sido calculada con la mitad de los datos. La gran dispersión en el valor del diámetro aparente se puede apreciar comparando los valores máximo y mínimo del diámetro, existiendo una diferencia superior al 100 % entre ellos.

3.2 Ensayos de tracción.

La longitud base de los hilos ensayados fue de  $L_0 = 50$  mm, habiéndose tomado como medida de la deformación  $\epsilon = \Delta L / L_0$  y ensayándose las fibras con una velocidad de deformación de 0.00017 /s. Los resultados de los ensayos de tracción se muestran en la figura 2, donde se representa la fuerza a la que está sometido el hilo en función de la deformación.

A partir de esta gráfica se observa la gran variabilidad de los resultados obtenidos que, como ha sido indicado en la Introducción, constituye una de las dificultades iniciales en el trabajo con materiales biológicos.

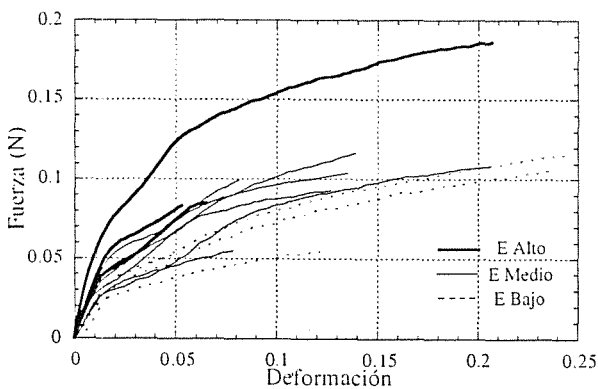


Figura 2. Característica fuerza-desplazamiento de los hilos ensayados.

A la vista de estos resultados cabe preguntarse el origen de esta gran dispersión. Como se ha indicado en el apartado 3.1, parte de esta dispersión puede ser debida a la variabilidad de la sección entre los diferentes hilos.

Para estudiar el efecto de la sección se ha determinado el diámetro aparente de cada uno de los hilos y con él se ha calculado la curva tensión-deformación. Es interesante destacar que las medidas del diámetro se han realizado sobre hilos previamente ensayados, habiendo sufrido una deformación de tipo plástico como se observa en la figura 2. Por tanto, para calcular la tensión (definida como fuerza entre área inicial) es necesario conocer la sección de los hilos antes del ensayo. Para la determinación de la sección inicial se ha realizado la hipótesis de material incompresible por lo que el área final (medido a partir de las micrografías electrónicas) e inicial vienen relacionadas por la expresión:

$$A_0 = \frac{A_f l_f}{l_0} \tag{1}$$

donde  $A_0$  es el área inicial,  $A_f$  el área final,  $l_0$  la longitud inicial de la fibra y  $l_f$  la longitud final debida a la plastificación de la fibra y que se ha tomado igual a la longitud final de la fibra.

A partir de las área obtenidas se han obtenido las curvas tensión-deformación que se muestran en la figura 3.

Se comprueba cómo la dispersión de los resultados experimentales se reduce del 200 % obtenida para las características fuerza-desplazamiento al 70 % cuando se considera el efecto de la sección, lo que demuestra que la variabilidad de la sección es un factor que influye en la dispersión de los resultados iniciales. Sin embargo,

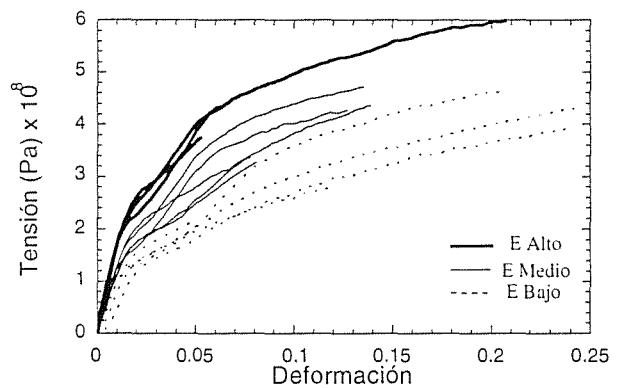


Figura 3. Características tensión-deformación de los hilos ensayados.

incluso considerando el efecto de la sección la variabilidad de los resultados resulta muy elevada. Es interesante comprobar cómo los resultados experimentales tienden a concentrarse en tres grupos marcados como E Alto, E medio y E bajo y cuyas características mecánicas se indican en la tabla 2.

|                       | Módulo elástico bajo | Módulo elástico medio | Módulo elástico alto |
|-----------------------|----------------------|-----------------------|----------------------|
| Módulo elástico (GPa) | 8.9±0.5              | 12.8±0.7              | 17.4±0.4             |
| Límite elástico (MPa) | 126±9                | 142±9                 | 231±14               |

Tabla 2. Módulo elástico y límite elástico de la seda.

Como límite elástico se ha utilizado el límite elástico convencional al 0.2 %.

Como se ha indicado en el procedimiento experimental de los hilos obtenidos directamente del capullo se prepararon de dos a cuatro hilos que fueron posteriormente utilizados en los ensayos mecánicos. Es interesante destacar que las propiedades de estos hilos adyacentes presentaron una variabilidad mucho menor que la reflejado en las figuras 2 y 3. Así en la figura 4 se comparan las curvas tensión-deformación de cuatro hilos obtenidos a partir de la misma fibra original.

La reproducibilidad de los resultados obtenidos a partir de hilos adyacentes ya había sido indicada para el hilo de amarre de la araña *Nephila clavipes* [5], y tiene una importancia fundamental para discutir la influencia de las variables ambientales en las propiedades mecánicas de los hilos. En efecto, si fuese necesario obtener conclusiones a partir de datos con la dispersión mostrada en las figuras 2 y 3, sería necesario realizar un número muy grande de ensayos para obtener resultados estadísticamente significativos.

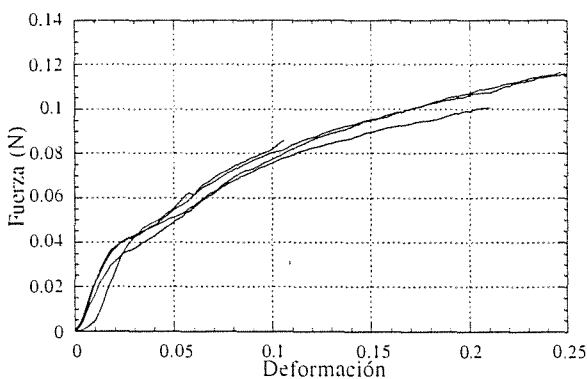


Figura 4. Comparación de las curvas tensión-deformación de cuatro fibras adyacentes obtenidas a partir del mismo hilo original.

Se puede concluir de la discusión anterior que los hilos adyacentes comparten algún tipo de propiedad entre sí y que puede diferir enormemente entre hilos diferentes. Una hipótesis que permitiría explicar la variación de las propiedades mecánicas para diferentes hilos es la

modificación de las propiedades mecánicas de los hilos durante su extracción. Para estudiar esta hipótesis se han realizado ensayos de tracción en los que la muestra se descargaba a determinados intervalos, para estudiar cuál es la respuesta del material que ha sido cargado previamente. En la figura 5 se puede apreciar el ensayo de tracción de un hilo al que se ha sometido a cuatro ciclos de carga-descarga.

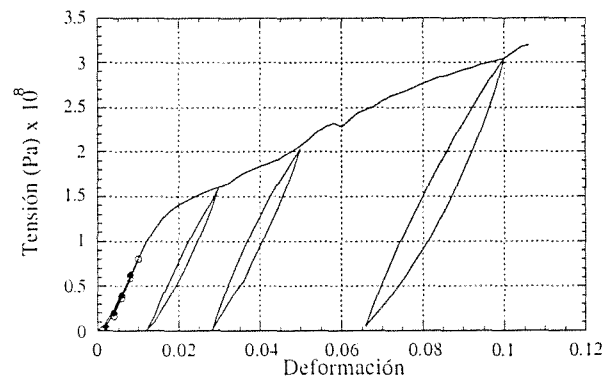


Figura 5. Ensayo de tracción con cuatro pasos de carga/descarga.

De la figura 5 es interesante destacar cómo el efecto de someter al hilo a una tensión y descargar posteriormente se observaría experimentalmente como un desplazamiento del límite elástico. Por otro lado, como se observa en el ciclo superpuesto a la carga inicial (marcado por rombos y círculos) existe una zona verdaderamente elástica dentro de la cual no se produce la deformación irreversible del hilo. En la tabla 3 se muestran los módulos de elasticidad correspondientes a la carga inicial y a los distintos pasos de carga y descarga, comprobándose el hecho indicado arriba de que el módulo de elasticidad no se ve afectado por una carga previa del material.

|                   | inicial | 1° paso | 2° paso | 3° paso | 4° paso |
|-------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| E (GPa) cargas    | 8.2     | 8.2     | 8.6     | 8.7     | 8.9     |
| E (GPa) descargas | -       | 8.2     | 15.0    | 14.7    | 17.0    |

El módulo de elasticidad de las descargas se ha calculado a partir del tramo inicial de la descarga. Este dato debe tomarse con reservas, debido a la influencia de las propiedades viscoelásticas del material en ese tramo, como se deduce de la histéresis de cada ciclo de carga y descarga.

De los resultados obtenidos a partir de los ensayos de tracción con ciclos de carga y descarga se puede concluir que las variaciones observadas en el módulo de elasticidad entre los diferentes hilos no se pueden atribuir a su diferente manipulación durante el proceso de extracción. Actualmente se está tratando de comprobar la hipótesis de que las variaciones observadas se deben a la presencia de una capa de sericina más o menos degradada recubriendo las fibras. Como se ha indicado en la introducción las fibras están inicialmente recubiertas de sericina, una proteína que actúa a modo de cemento para mantener íntegro el capullo. Los hilos utilizados por otros autores han sido obtenidos a partir de soluciones con un alto contenido en detergentes o sales, con objeto de eliminar el recubrimiento de sericina. Los hilos presentados en este estudio han sido obtenidos a partir de capullos hervidos en agua destilada, por lo que el recubrimiento de sericina ha permanecido, al menos parcialmente, en algunos de ellos. Según esta hipótesis, los hilos que presentan un módulo de elasticidad más alto corresponderían a las fibras con un recubrimiento de sericina intacto, el módulo de elasticidad medio a las fibras con un recubrimiento de sericina parcialmente degradado y las fibras con un módulo de elasticidad bajo a hilos en los que se ha eliminado el recubrimiento de sericina.

### 3.3 Tensión de rotura de las fibras.

Incluso si la hipótesis de la presencia de la sericina finalmente explica las grandes variaciones observadas en las propiedades mecánicas de los hilos por lo que respecta al módulo de elasticidad y límite elástico, se sigue observando una gran variación por lo que respecta a la tensión de rotura. De hecho incluso hilos adyacentes obtenidos a partir del mismo hilo original pueden

presentar una diferencia próxima al 50 % en la tensión de rotura.

Esta gran variabilidad en la tensión de rotura se da con mucha frecuencia en fibras artificiales (carbono, carburo de silicio, etc) utilizándose la teoría de Weibull [6,7] para describir su comportamiento.

La teoría de Weibull parte de la hipótesis de que la probabilidad de rotura de una fibra es:

$$F = 1 - \exp\left(-\frac{L}{L_0}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (2)$$

donde  $m$ ,  $\sigma_0$  y  $L_0$  son parámetros característicos del material. Para el caso en el que las fibras ensayadas tengan la misma longitud (como en el caso de los ensayos sobre hilo de seda), la ecuación (2) se simplifica a:

$$F = 1 - \exp\left(-\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m \quad (3)$$

A partir de la ecuación (3) se concluye que una representación  $\ln(\ln(1/1-F))$  frente a  $\ln\sigma$  tiene que resultar una línea recta, a partir de la cual se pueden determinar los parámetros  $m$  y  $\sigma_0$ .

Para realizar este análisis con los hilos de seda se realizaron 25 ensayos sobre las fibras de 50 mm de longitud inicial. El resultado de la representación  $\ln(\ln(1/1-F))$  frente a  $\ln\sigma$  se muestra en la figura 6.

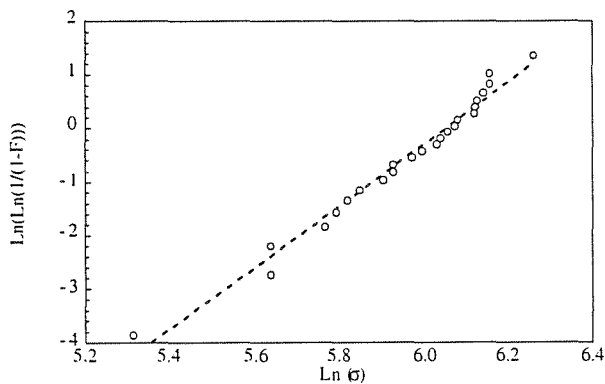


Figura 6. Determinación de los parámetros de Weibull de la seda.

Los resultados se ajustan a una recta con una coeficiente de correlación  $r=0.989$  y a partir de estos datos se pueden obtener unos valores de  $m=5.8$  y  $\sigma_0=403$  MPa. El valor obtenido para el parámetro de Weibull  $m$  es similar al obtenido para el vidrio ( $m=5$ ) y para otras fibras artificiales [7,8].

#### 4. CONCLUSIONES

El objetivo del presente trabajo ha sido caracterizar las propiedades mecánicas del hilo de gusano de seda después de comprobar que se encuentra una gran variabilidad en los resultados obtenidos a partir de ensayos de tracción. La primera fuente de variabilidad que se ha estudiado ha sido la no uniformidad del hilo a lo largo de su extensión. La utilización de un diámetro aparente a partir de medidas tomadas a lo largo del hilo ha permitido reducir las diferencias observadas en las curvas carga-desplazamiento. Sin embargo, incluso teniendo en cuenta la variabilidad geométrica las diferencias encontradas en las propiedades mecánicas de las fibras es próxima al 70 %. Es importante destacar que esta variabilidad se reduce drásticamente cuando se comparan ensayos de hilos provenientes de la misma hebra original, hecho que puede ser utilizado para estudiar la influencia que diversas condiciones (humedad, temperatura, etc) tienen sobre las propiedades mecánicas.

La siguiente fuente de variabilidad estudiada ha sido la manipulación de las fibras durante su preparación, obteniéndose que la carga de los hilos por encima de su límite elástico, no modifica el módulo de elasticidad. Actualmente se está estudiando la hipótesis de que el recubrimiento de sericina sea el responsable de la variabilidad en las propiedades mecánicas, correspondiendo los hilos con mayor módulo de elasticidad a fibras con el recubrimiento intacto y disminuyendo el módulo de elasticidad al degradarse este recubrimiento.

Finalmente se ha estudiado la tensión de rotura de los hilos aplicándose la teoría de Weibull. Se ha encontrado un exponente de Weibull  $m=5.8$ , próximo al que presentan el vidrio y las cerámicas.

#### 6. REFERENCIAS

- [1]. Y. Kawahara, M. Shioya, A. Takaku, J. Appl. Polym. Sci., 61, 1359-1364, (1996)
- [2]. G. Freddi, M.R. Massafra, S. Beretta, S. Shitaba, Y. Gotoh, H. Yasui, M. Tsukada, J. Appl. Polym. Sci., 60, 1867-1876, (1996)
- [3]. D. L. Kaplan, S.J. Lombardi, W.S. Muller, S.A. Fossey en "Biomaterials" (editado por D. Byrom), Stockton Press, New York, pp. 1-53, (1991)
- [4]. J.V. Bancik, A. Datyner, Textile Res. J., 662-665, October 1977
- [5]. R.W. Work, Textile Res. J., 47, 650-662, (1977)
- [6]. "Microstructural design of fiber composites", T.W. Chou, Cambridge University Press, Cambridge, pp. 98-168, (1992)
- [7]. G. Simon, A.R. Bunsell, J. Mater. Sci., 19, 3949-3657, (1984)
- [8]. "Materials for Engineering", B. Derby, D. Hills y C. Ruiz, Longman Scientific and Technical, pp. 225-228, (1992)



## INFLUENCIA DE LA INTERCARA ÁRIDO-MATRIZ EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DEL HORMIGÓN

K. M. El-Sayed, C. Rocco, G. V. Guinea, J. Planas y M. Elices.

Departamento de Ciencia de Materiales  
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Universidad Politécnica de Madrid  
Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid

**Resumen.** En este trabajo se presenta un estudio experimental sobre la influencia de la intercara árido-matriz en las propiedades en fractura del hormigón caracterizadas a través de la función de ablandamiento. Se incluyen resultados de ensayos de hormigones con idéntica matriz, cuyos áridos fueron tratados superficialmente para modificar las propiedades de la intercara. Los tratamientos aplicados permitieron forzar en el material dos modos de rotura claramente diferentes; a) rotura a través de la intercara árido-matriz y b) rotura a través del árido, cuya incidencia en los parámetros en fractura del material es analizada en detalle.

**Abstract.** The influence of the interface aggregate-matrix on the fracture mechanics parameters is experimentally studied. The tension softening curve is used to characterise the fracture behaviour of the material. Concrete mixtures of identical matrix were prepared using natural crushed aggregate. The aggregate particles have been superficially treated to modify the interface properties. Three-point bending tests and Brazilian tests were carried out to determine the specific fracture energy and the parameters of the bilinear softening curve. The applied superficial treatments led to create two clearly different crack modes; a) crack through the interface aggregate-matrix and b) crack through the aggregate particles. The incident of these crack modes on the material fracture parameters is analyzed in details.

### 1. INTRODUCCIÓN

Desde un punto de vista fenomenológico, la fractura del hormigón es un evento caracterizado por la formación de micro y macro fisuras cuyo crecimiento provoca en el material una degradación de sus propiedades mecánicas que se denomina *softening* o ablandamiento. Este fenómeno, que es típico en todo material frágil, adquiere en el hormigón un particular grado de complejidad dada la naturaleza heterogénea de su composición.

Como en todo material compuesto la intercara árido-matriz juega un papel fundamental en el control del proceso de fisuración del hormigón, afectando de una manera particular a sus propiedades mecánicas y a su comportamiento en fractura. Distintos estudios experimentales y resultados de simulación numérica realizados con modelos micromecánicos demuestran que el modo con que las fisuras crecen y se propagan en el material, esta fuertemente condicionado por las

propiedades de dicha intercara [1, 2, 3]. En este sentido, se pueden distinguir dos modos diferentes de propagación de fisuras: a) propagación a través de la matriz y la intercara árido-matriz o intergranular y b) propagación a través de la matriz y los áridos o transgranular. Ambos modos de propagación de fisuras dan lugar a los tipos de rotura que se muestran esquemáticamente en la figura 1.

Aunque se tiene una clara comprensión respecto a como la intercara afecta al modo de propagación de las fisuras en el hormigón, existen muy pocos trabajos orientados a evaluar la manera en que dicho modo puede afectar a las propiedades en fractura del material. En la mayoría de los trabajos realizados en esta línea, se suelen comparar resultados de ensayos en donde los diferentes modos de rotura son forzados mediante el cambio en las propiedades de los áridos y/o la matriz. En estos casos, el análisis comparativo pierde objetividad por cuanto la comparación se realiza entre materiales con diferente composición y diferente microestructura [4, 5, 6].

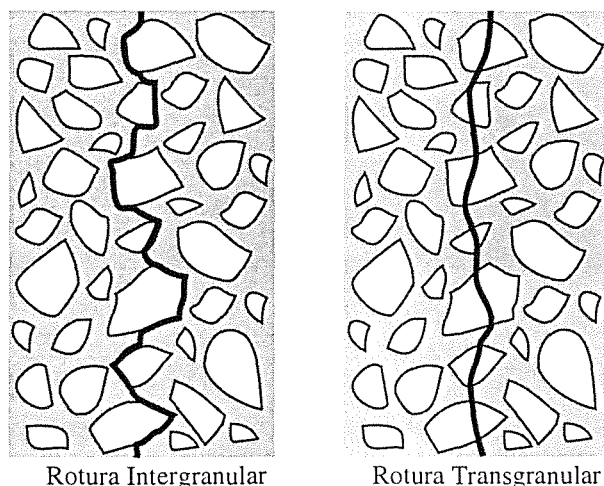


Fig. 1. Distintos modos de rotura del hormigón.

En este trabajo se presenta un estudio experimental sobre la influencia de la intercara árido-matriz en el modo de rotura y su repercusión en las propiedades en fractura del hormigón. Para ello se diseñaron hormigones, con idéntica matriz e idénticos áridos, en los que se modificaron artificialmente las propiedades de la intercara árido-matriz con el objeto de inducir en el material diferentes mecanismos de rotura. Como marco teórico se ha considerado que el comportamiento en fractura del hormigón se puede describir con suficiente aproximación mediante el modelo de fisura cohesiva [7].

El trabajo se ha estructurado de la siguiente manera: En la sección 2 se describen los materiales estudiados, las propiedades medidas de acuerdo con el modelo de fisura cohesiva y los ensayos realizados. En la sección 3 se exponen los resultados de las propiedades en fractura de los diferentes hormigones. Finalmente en los apartados 4 y 5 se incluyen el análisis de los resultados y las conclusiones.

## 2. EXPERIMENTACIÓN

### 2.1 Materiales

Para modificar el modo de rotura sin cambiar las propiedades de la matriz y de los áridos, se diseñaron hormigones de idéntica composición en los que se alteró artificialmente la intercara árido-matriz mediante diferentes tipos de tratamientos. La matriz empleada fue un mortero de cemento portland de alta resistencia cuya composición se indica en la tabla 1. El árido utilizado fue silíceo de forma irregular de 8 mm de tamaño máximo.

Para modificar las propiedades de la intercara árido-matriz, se aplicaron sobre la superficie de los áridos distintos tipos de películas delgadas: emulsión asfáltica catiónica (EA), emulsión asfáltica catiónica con filler

Tabla 1. Composición de la matriz.

| Materiales Componentes (Kg/m <sup>3</sup> ) |         |       |                   |
|---|---------|-------|-------------------|
| Agua  | Cemento | Arena | SF <sup>(1)</sup> |
| 275   | 833     | 1120  | 25                |

<sup>(1)</sup> Aditivo Superfluidificante.

inorgánico (EAF), caucho clorado (CC), parafina (PF) y resina epoxi (RE). La aplicación de estos material se efectuó mezclando el árido seco con el material constituyente de los diferentes tipos de tratamiento superficial. Con la única excepción de la resina epoxi (RE) el resto de los materiales aplicados actúan como barrera anti-adherente entre la matriz y el árido.

Los hormigones se fabricaron mezclando los áridos y los materiales componentes de la matriz en una amasadora de eje vertical de 5 litros de capacidad, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM C305. Además de los hormigones con áridos tratados (EA, EAF, CC, PF y RE) se fabricó un hormigón patrón (P) con áridos sin tratar. El volumen relativo de áridos en todos los hormigones fue igual al 40%.

Para caracterizar las propiedades de la matriz, se elaboró un mortero (M) de igual composición que la matriz.

### 2.2 Propiedades Medidas y Ensayos

De acuerdo con el modelo cohesivo, la función de ablandamiento es la propiedad relevante para caracterizar el comportamiento en fractura del material. En el caso del hormigón dicha función se puede aproximar mediante una curva bilineal (figura 2), cuyos principales parámetros son: la energía específica de fractura  $G_F$ , la resistencia a la tracción  $f_t$ , el valor crítico de apertura de fisura  $w_c$  y el punto de quiebre de la curva ( $w_k$ ,  $f_k$ ), [4].

Para determinar los parámetros de la función de ablandamiento, se realizaron ensayos estables de flexión en tres puntos y ensayos brasileños. Los ensayos de flexión se realizaron siguiendo las recomendaciones de la norma RILEM TC-50 con los ajustes recomendados en [8], [9] y [10]. Las probetas empleadas fueron vigas prismáticas de 40 x 40 x 180 mm con una entalla central de 10 mm de profundidad y 2 mm de espesor. La relación entre la luz de ensayo y el canto de la viga fue igual a 4. Los ensayos se realizaron controlando la velocidad de apertura de la entalla. Para los ensayos brasileños se emplearon probetas cúbicas de 40 mm de lado y un ancho de apoyo de 3 mm.

Todos los hormigones se ensayaron a la edad de 45 días y las probetas se mantuvieron bajo agua hasta la edad de ensayo.

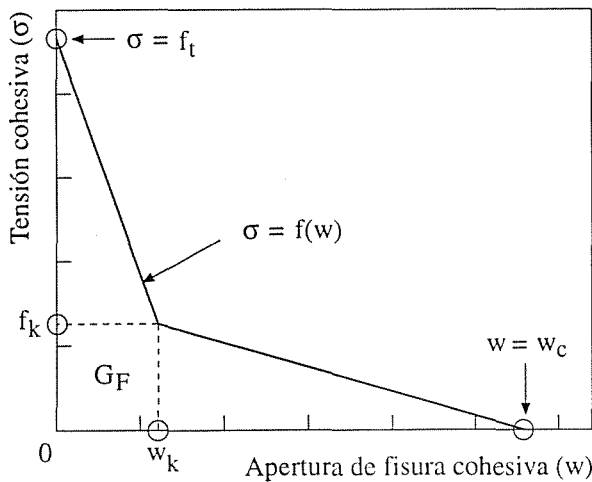


Fig. 2. Función de ablandamiento bilineal.

3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

En la tabla 2 se indican los resultados de los parámetros de la función de ablandamiento bilineal y del módulo de elasticidad de los distintos hormigones y de la matriz, obtenidos a partir de los ensayos brasileños y de flexión. Para su determinación se siguió el procedimiento descrito en [11]. En la tabla se incluyen los valores promedio de 4 ensayos y el error estándar.

En la figura 3 y 4 se muestran las curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento de los ensayos de flexión en tres puntos. Se indican las curvas que representan el comportamiento medio de los distintos hormigones. Como se puede observar, los hormigones cuyos áridos fueron tratados superficialmente para debilitar la intercara árido-matriz (EA, EAF, CC y PF) presentaron un comportamiento claramente diferente al del hormigón patrón (P). El fenómeno más relevante es la reducción de la carga máxima, que para el caso de los hormigones EA y EAF fue del orden del 40%. Nótese

Tabla 2. Resultados de los ensayos.

| Mezcla                   | M             | P             | EA            | EAF           | CC            | PF            | RE            |
|--------------------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| $E_{\text{fl}}$<br>[GPa] | 27.2<br>±1.1  | 25.2<br>±0.9  | 15.3<br>±0.5  | 14.1<br>±0.8  | 17.9<br>±0.3  | 20.0<br>±0.6  | 21.9<br>±1.4  |
| $G_F$<br>[N/m]           | 67<br>±2.0    | 130<br>±5.9   | 127<br>±12.4  | 125<br>6.5    | 102<br>±7.6   | 179<br>±23    | 121<br>±4.2   |
| $f_t$<br>[MPa]           | 3.9<br>±0.1   | 4.1<br>±0.12  | 2.4<br>±0.05  | 2.2<br>±0.03  | 3.3<br>±0.07  | 3.1<br>±0.15  | 4.2<br>±0.20  |
| $f_k$<br>[MPa]           | 0.72<br>±0.03 | 1.12<br>±0.07 | 0.43<br>±0.04 | 0.49<br>±0.01 | 0.82<br>±0.09 | 0.73<br>±0.04 | 0.84<br>±0.13 |
| $w_k$<br>[μm]            | 11.8<br>±1.2  | 13.0<br>±1.8  | 20.2<br>±3.2  | 21.8<br>±1.7  | 9.0<br>±0.6   | 14.5<br>±3.7  | 24.0<br>±3.5  |
| $w_c$<br>[μm]            | 124<br>±3.1   | 184<br>±13.0  | 389<br>±42.3  | 420<br>±18.0  | 214<br>±18.7  | 424<br>±53.3  | 204<br>±18.4  |

sin embargo que la carga que pueden soportar estos hormigones en la parte final del ensayo, donde el desarrollo de la fisuración es importante, resulta mayor que en el hormigón patrón. Respecto al hormigón RE, en donde el tratamiento superficial aplicado al árido tuvo como finalidad mejorar las propiedades de la intercara árido-matriz, su comportamiento fue similar al del hormigón patrón.

La diferencia entre el comportamiento de los hormigones con áridos con tratamiento anti-adherente y el hormigón patrón, está directamente relacionada con el cambio en el mecanismo de rotura inducido por la pérdida de adherencia en la intercara árido-matriz. Esto se puede apreciar en la figura 5, donde se comparan las fotos de la superficie de fractura correspondientes al hormigón patrón (P) y a uno de los hormigones con áridos anti-adherentes (EAF). En estos últimos, la rotura es del tipo intergranular con propagación de fisuras a través de la matriz y de la intercara árido-matriz, mientras que en el hormigón patrón la rotura es transgranular con rotura total de los áridos.

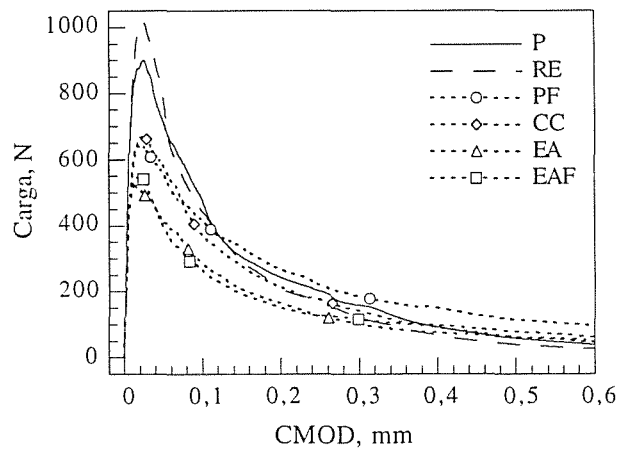


Fig. 3. Curvas carga-CMOD.

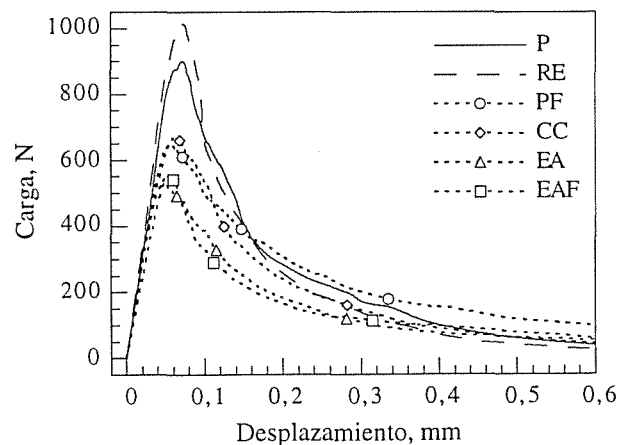
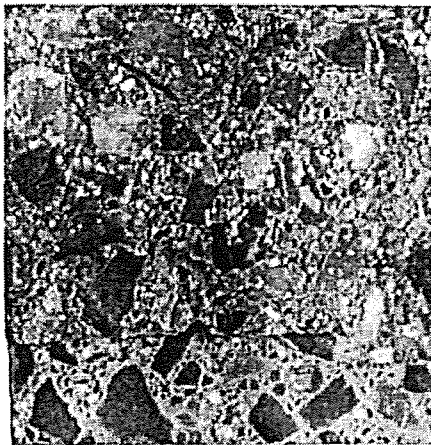
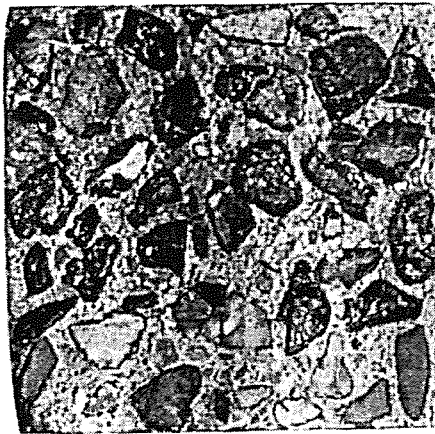


Fig. 4. Curvas carga-desplazamiento.



(a) Hormigón Patrón (P).



(b) Hormigón con áridos anti-adherentes (EAF).

Fig. 5. Superficies de fractura. (a) Rotura transgranular y (b) Rotura intergranular.

#### 4. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

En la figura 6 se muestran las curvas de ablandamiento bilineal de los diferentes hormigones estudiados. En las mismas se indican con símbolos los puntos que corresponden a la resistencia a la tracción ( $f_t$ ), al codo o punto de quiebre de la curva ( $f_k$ ,  $w_k$ ) y a la apertura crítica ( $w_c$ ). Se puede observar que las curvas de ablandamiento de los hormigones con áridos anti-adherentes (EA, EAF, CC y PF) se diferencian claramente del hormigón patrón (P). En particular, estos hormigones presentan una curva de ablandamiento con una cola mucho más extendida, lo que se traduce en un incremento apreciable del valor de la apertura crítica de fisura  $w_c$ . Este cambio en la curva de ablandamiento está directamente asociado con el modo de rotura observado en estos hormigones. Resulta evidente en este caso, que el mecanismo de despegue de los áridos colabora de una manera importante en la transferencia de tensiones durante la apertura de la grieta, haciendo que la pérdida de tensión o *ablandamiento* en la cola de la curva se produzca de una manera más gradual que en

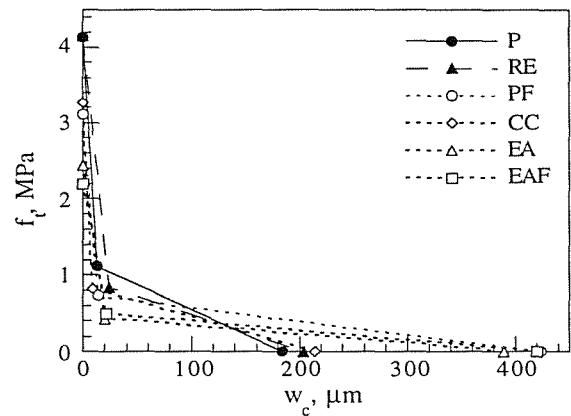


Fig. 6. Curvas de ablandamiento bilineal de los hormigones ensayados.

el caso en donde la rotura se produce a través de los áridos como ocurre en el hormigón patrón (P) y en el hormigón con áridos tratados con resina epoxi (RE).

Independientemente de las características de la intercara árido-matriz y de como ésta afecta al modo de rotura, el valor de apertura de fisura correspondiente al punto de quiebre de la curva de ablandamiento ( $w_k$ ) resultó similar en todos los hormigones, lo que sugiere que dicho punto está básicamente controlado por las propiedades de la matriz. En la figura 7, donde se compara la curva de ablandamiento de la matriz (M) con las curvas del hormigón patrón (P) y de uno de los hormigones con áridos anti-adherentes (EAF), se puede ver que el valor de  $w_k$  de los hormigones y de la matriz son coincidentes. Nótese además que cuando la rotura del material se produce a través del árido (P), la curva de ablandamiento del hormigón se aproxima notablemente a la curva de la matriz.

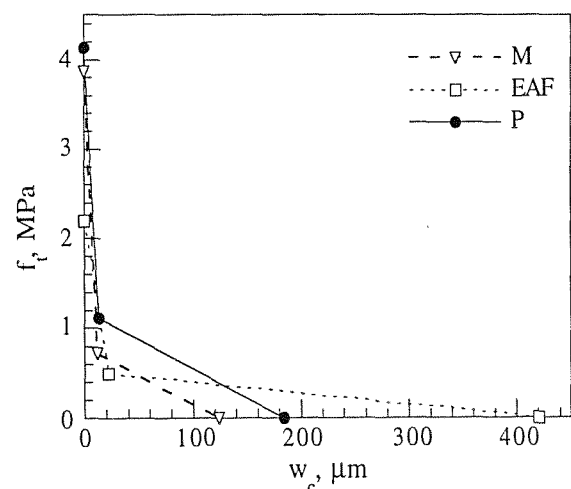


Fig. 7. Comparación entre la curva de ablandamiento de la matriz (M) y de los hormigones con rotura intergranular (EAF) y transgranular (P).

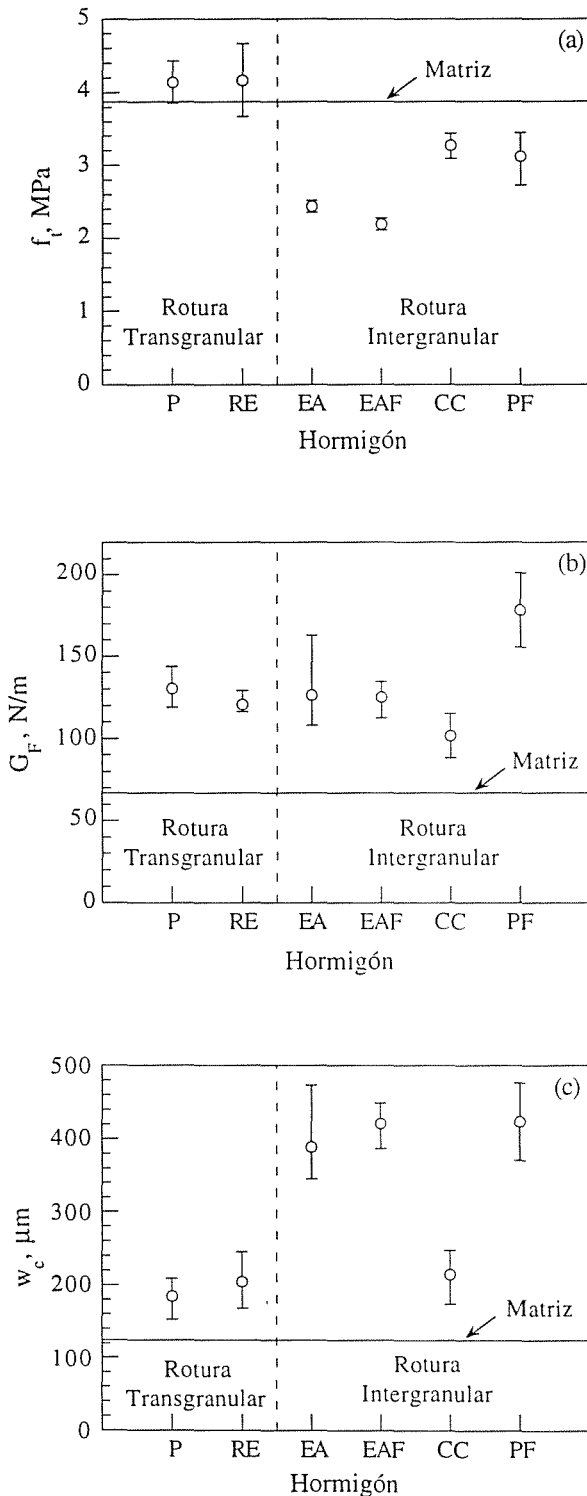


Fig. 8. Resistencia a la tracción (a), energía específica de fractura (b) y apertura crítica de fisura (c), de los hormigones ensayados.

En las figuras 8a, 8b y 8c se comparan los valores promedio de la resistencia a la tracción  $f_t$ , de la energía específica de fractura  $G_F$ , y de la apertura crítica de fisura  $w_c$  de los diferentes hormigones agrupados según el modo de rotura observado. En las mismas se incluyen como referencia los valores correspondientes a la matriz (línea continua) y los valores máximos y mínimos de las distintas propiedades medidas (barras). En primer lugar hay que mencionar que la pérdida de adherencia en la intercara árido-matriz afecta de manera significativa a la resistencia a la tracción del hormigón. Nótese que los hormigones cuyos áridos fueron tratados para debilitar la adherencia con la matriz (hormigones con rotura intergranular) mostraron una resistencia apreciablemente inferior que la de los hormigones en donde la adherencia fue lo suficientemente fuerte como para evitar la rotura a través de la intercara (hormigones con rotura transgranular).

Aunque los hormigones con rotura intergranular presentan una menor resistencia a la tracción, la energía específica de fractura medida en dichos hormigones fue similar y en algún caso mayor (PF) que la de los hormigones más resistentes en donde la rotura es del tipo transgranular. Este comportamiento se debe a que si bien la  $G_F$  asociada con la rama inicial de la curva de ablandamiento es menor en los hormigones con áridos anti-adherentes, la energía de fractura consumida en la cola de la curva resulta por el contrario mayor. A esto contribuye muy especialmente el mecanismo de despegue o *pull-out* de los áridos observados en dichos hormigones. Como consecuencia de esto, el valor crítico de la apertura de fisura en los hormigones en donde la rotura se produce a través de la intercara árido-matriz resulta mayor que en los hormigones en donde la rotura se produce a través del árido.

5. CONCLUSIONES

Mediante la modificación de las propiedades de la intercara árido-matriz fue posible obtener hormigones de idéntica composición pero con diferentes modos de rotura. Los resultados de las propiedades en fractura medidas en dichos hormigones muestran lo siguiente:

- El modo de rotura afecta de manera apreciable a la forma de la función de ablandamiento. Los hormigones en donde la rotura se produce a través de la intercara árido-matriz, presentan una curva de ablandamiento con una cola mucho más extendida, lo que se traduce en un incremento significativo del valor de la apertura crítica de fisura  $w_c$
- Independientemente de que la rotura se desarrolle a través de la intercara árido-matriz o a través de los áridos, la apertura de fisura  $w_k$  correspondiente al punto de quiebre de la curva de ablandamiento esta condicionado por las propiedades de la matriz. Los hormigones y la matriz mostraron valores de  $w_k$  muy similares.

- En los hormigones con una intercara árido-matriz débil, el mecanismo de despegue o *pull-out* de los áridos proporciona un mecanismo adicional de disipación de energía cuyo aporte a la energía específica de fractura del material puede ser importante. A pesar que estos hormigones poseen una menor resistencia a la tracción, su energía de fractura puede ser similar o incluso mayor que la correspondiente a hormigones de idéntica composición pero cuya rotura se produce a través de los áridos.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Huang J. y Li V.C., "A meso-mechanical model of the tensile behaviour of concrete. Part I: modelling of the pre-peak stress-strain relation", *Composites*, 20, 361-369 (1989).
- [2] Roelfstra P.E., Sadouki H. y Wittmann F.H., "Le béton numérique", *Materials and Structures*, 18(107), 327-335 (1985).
- [3] Van Mier J. G., "Mode I behaviour of concrete: Discontinuous crack growth and crack interface grain bridging", *Cement and Concrete Research*, 21(1), 1-15 (1991).
- [4] Petersson P.E., "Crack growth and development of fracture zones in plain concrete and similar materials", Report TVBM-1006, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, Lund (1981).
- [5] Mihashi H., Nomura N. y Izumi M., "Influence of matrix strength and gravel grain size on fracture properties of concrete", en *Fracture of Concrete and Rock - Recent developments*, eds. Shah S.P, Swartz S.E. y Barr B., Elsevier Applied Science, 503-512 (1989).
- [6] Cornelissen H.A.W., Hordijk D.A. y Reinhardt H.W., "Experiments and theory for the application of fracture mechanics to normal and lightweight concrete", en *Fracture Toughness and Fracture Energy of Concrete*, ed. Wittmann F.H., Elsevier Science Publishers B.V, Amsterdam, 565-575 (1986).
- [7] Hillerborg A., Modeer M. y Petersson P. E. "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements" *Cement and Concrete Research*, 6, 773-782 (1976).
- [8] Guinea G.V., Planas J. y Elices M., "Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 1-Influence of experimental procedures", *Materials and Structures*, 25, 212-218 (1992).
- [9] Planas J. , Elices M. y Guinea G.V., "Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 2-Influence of bulk energy dissipation", *Materials and Structures*, 25, 305-312 (1992).
- [10] Elices M., Guinea G.V. y Planas J., "Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 3-Influence of cutting the p- $\delta$  tail", *Materials and Structures*, 25, 327-334 (1992).
- [11] Guinea G.V., Planas J. y Elices M., "A general bilinear fit for the softening curve of concrete", *Materials and Structures*, 27, 99-105 (1994).

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología CICYT, la ayuda recibida a través de los proyectos de investigación MAT 97-1022 y MAT 94-0120-C03, a la empresa Portland-Valderribas el suministro de cemento portland a granel para la elaboración de las probetas, y al Ministerio de Educación y Ciencia por el programa de Estancias Temporales para Científicos y Tecnólogos Extranjeros.

## INFLUENCIA DEL RECUBRIMIENTO EN LA TRANSICIÓN ENTRE ROTURA FRÁGIL Y ROTURA DÚCTIL EN VIGAS DÉBILMENTE ARMADAS

I. Arbilla, G. Ruiz y J. Planas

Departamento de Ciencia de Materiales  
Universidad Politécnica de Madrid  
ETS Ingenieros de Caminos  
Ciudad Universitaria, 28040 MADRID

**Resumen.** El recubrimiento de las armaduras es una de las variables que influyen en la transición entre comportamiento frágil y dúctil en vigas de hormigón débilmente armado (HDA). Tradicionalmente, la única finalidad del recubrimiento era la protección de las barras de acero y su contribución a la capacidad resistente de la viga despreciada, incluso en numerosos trabajos basados en la Mecánica de Fractura. La presente comunicación analiza la influencia del recubrimiento en la transición entre comportamiento frágil y dúctil en flexión de vigas HDA. El análisis se basa en conceptos de la Mecánica de Fractura, implementados en el modelo de la longitud efectiva de anclaje, que considera una fisura cohesiva que atraviesa una o varias capas de armadura, y que reproduce fielmente la respuesta de vigas HDA a lo largo de la transición frágil-dúctil. El análisis muestra que el aumento del recubrimiento disminuye la fragilidad hasta alcanzar un valor crítico, tras el cual la fragilidad crece de nuevo si se continúa aumentando el recubrimiento. Así mismo se observó que la separación vertical entre armaduras influye también en la transición frágil-dúctil de vigas HDA. Esta influencia también es apreciable en el caso de distribuciones con varias capas de armadura pero igual posición de su centro de gravedad.

**Abstract.** Reinforcement concrete cover is one of the parameters influencing the brittle to ductile transition of a lightly reinforced concrete (LRC) beam in flexure, and thus also influences the design criteria to obtain a ductile behavior, in particular the minimum reinforcement. Traditionally, the only purpose of the cover is to protect the steel bars, and its contribution to the beam strength is neglected, even in many works based on fracture mechanics. This paper analyzes the influence of the cover on the flexural transitional behavior of a LRC beam. The analysis is based on fracture mechanics concepts, implemented in the effective slip-length model, which considers a cohesive crack crossing one or various reinforcement layers, and was shown to describe well the experimental response of RC beams along the brittle to ductile transition. The analysis shows that increasing the cover thickness decreases the brittleness up to a certain critical thickness, after which the brittleness increases with further thickening of the cover. It is also found that the vertical spacing between layers influences the transitional behavior of a LRC beam too, even for bar distributions with identical centroid position.

## 1 INTRODUCCIÓN

La transición entre rotura frágil y rotura dúctil de vigas de hormigón débilmente armado (HDA) es en la actualidad objeto de estudio en numerosos centros de investigación [1], debido a que algunos criterios de diseño se centran en evitar el comportamiento frágil de estructuras de hormigón.

Tradicionalmente el recubrimiento se ha limitado a asegurar la transmisión de las tensiones de contacto entre acero y hormigón y la protección frente al ataque químico de las armaduras (corrosión). Los criterios de diseño en estado límite último tienden a reducir al mínimo el recubrimiento y la separación entre armaduras con el fin de conseguir el

máximo canto útil posible, con el fin de aumentar el momento flector que la armadura es capaz de soportar.

Como resultado de investigaciones llevadas a cabo sobre durabilidad de estructuras de hormigón armado [2], se percibe últimamente una tendencia a aumentar tanto el recubrimiento como el espaciamiento entre barras, pero la influencia de estos parámetros sobre la capacidad resistente y la ductilidad de la estructura es aún desconocida [3-6] o sencillamente despreciada [7, 8].

Sin embargo, recientemente ha empezado a considerarse que el recubrimiento de las armaduras es uno de los parámetros responsables de la transición dúctil-frágil [9] y cobra cuerpo la idea de que su influencia debe ser

estudiada independientemente de otros efectos clásicos como los del resto de dimensiones de la viga (por ejemplo su canto) y los debidos a variaciones de la capacidad mecánica de la armadura (cuantía de acero, tensión de plastificación del acero y propiedades que caracterizan el contacto entre hormigón y acero).

Este artículo analiza el papel que el recubrimiento juega en la transición frágil-dúctil de vigas de HDA utilizando el método de la longitud de anclaje efectiva, desarrollado por Ruiz, Planas y Elices [5, 10]. La Sección 2 resume las hipótesis básicas del modelo y los cálculos realizados. La Sección 3 estudia la influencia del espesor del recubrimiento, la Sección 4 la influencia del espaciamiento entre capas de armadura y la Sección 5 el efecto de tamaño para el caso de dos capas de armadura. La Sección 6 cierra el artículo con unas breves conclusiones.

## 2 ANTECEDENTES

Este apartado explica los conceptos fundamentales del modelo de la longitud efectiva de anclaje, capaz de reproducir el comportamiento en la transición frágil-dúctil de una viga de hormigón débilmente armada con una o varias capas de armadura, sometidas a un ensayo de flexión en tres puntos. Las hipótesis básicas son:

(1) Se propaga una única fisura cohesiva, localizada en la sección central, como indica la Fig. 1a. La fisura — sin la existencia de defecto o entalla previa— se inicia cuando la tensión de tracción en la fibra más solicitada alcanza la resistencia a tracción del material,  $f_t$ . A partir de este momento la grieta se abre, pero se sigue transmitiendo tensión entre sus caras, la *tensión cohesiva*. Dicha tensión, normal a las caras de la fisura cohesiva, es función únicamente de la apertura de fisura:

$$\sigma = f(w) \quad (1)$$

donde  $f(w)$  se denomina función de ablandamiento, y es considerada una característica del material.

El modelo cohesivo introduce un parámetro fundamental que representa la fragilidad intrínseca del hormigón [11]. Se denomina longitud característica  $\ell_{ch}$  y se define como

$$\ell_{ch} = \frac{E_c G_F}{f_t^2} \quad (2)$$

donde  $E_c$  es el módulo elástico del hormigón,  $G_F$  es la energía específica de fractura (trabajo necesario para separar las dos caras de una unidad de superficie de fisura), y  $f_t$ , tal y como se indicó anteriormente, es la resistencia a tracción del hormigón.

(2) La interacción entre hormigón y acero se representa mediante una relación de tipo rígido-plástico entre la tensión tangencial y el deslizamiento en la intercara

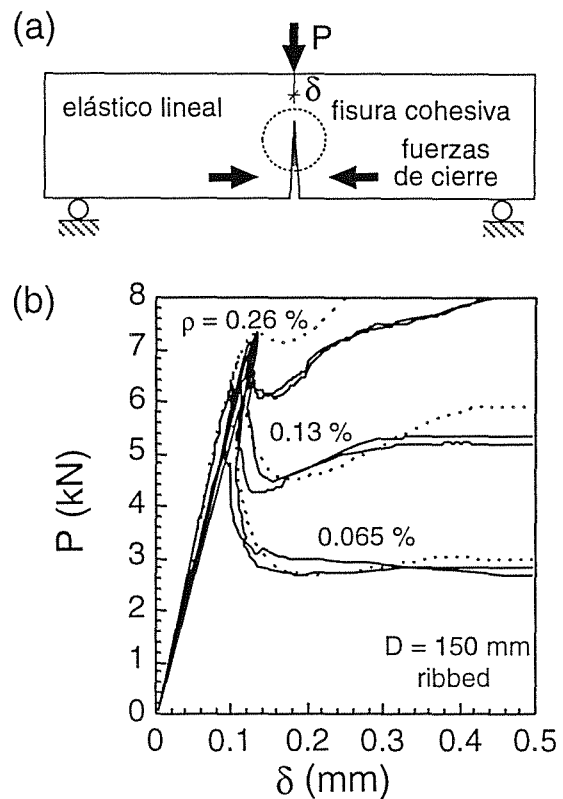


Figura 1: (a) Hipótesis básicas del modelo de la longitud de anclaje efectiva. (b) Predicciones para vigas con diferentes cuantías de refuerzo (trazo discontinuo).

hormigón-acero. El deslizamiento comienza tan pronto como la tensión tangencial alcanza la adherencia límite  $\tau_c$ , permaneciendo constante dicha tensión mientras tiene lugar el deslizamiento relativo. Para simplificar los cálculos numéricos la interacción acero-hormigón, que en realidad está distribuida a lo largo de la armadura, se aproxima por un par de fuerzas de módulo igual a la resultante de las tensiones tangenciales y aplicadas en el centroide de la distribución de dichas tensiones tangenciales (Fig. 1a).

(3) El comportamiento del hormigón fuera de la zona de fractura es elástico y lineal, mientras que el acero es elástico-perfectamente plástico.

Estas hipótesis han sido incorporadas a un programa de cálculo que usa el método de las fisuras superpuestas con matrices de influencia determinadas mediante cálculos por el método de los elementos finitos [12, 13]. El estudio del proceso de rotura en vigas de HDA con este modelo indica que depende de varios parámetros que pueden ser agrupados en dos familias: (a) parámetros geométricos que definen el tamaño de la viga y la posición de las capas de armadura, como son el canto de la viga  $D$ , el recubrimiento de la primera capa de armadura  $c$ , y el espaciamiento entre capas de armadura  $h$ ; y (b) parámetros que definen el comportamiento mecánico de la armadura,



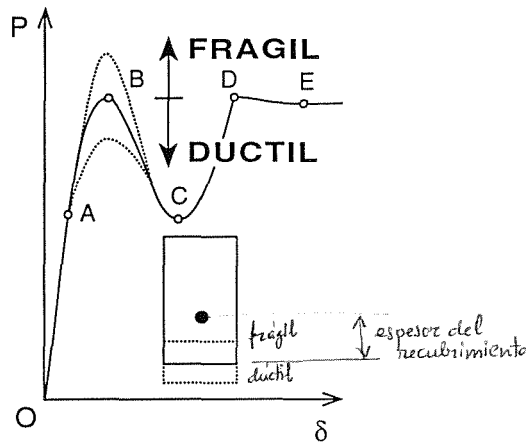


Figura 2: Transición entre comportamiento frágil y dúctil de vigas de hormigón débilmente armado en función del espesor del recubrimiento.

como son la cuantía de armadura  $\rho$ , la tensión de plasticificación del acero  $f_y$ , y la adherencia entre hormigón y acero. En particular, la adherencia aparece reflejada en el siguiente grupo adimensional:

$$\eta = \left[ n \frac{\tau_c p \ell_{ch}}{f_t A_s} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

donde  $\tau_c$  es la adherencia,  $p$  es el perímetro de las barras,  $A_s$  es la sección recta de la armadura y  $n = E_s/E_c$  es la relación entre los módulos de elasticidad de hormigón y acero, y  $\ell_{ch}$  y  $f_t$  ya han sido definidos.

Este modelo se comprobó mediante un programa experimental [5], que demostró que el modelo reproducía los resultados experimentales muy aceptablemente, sobre todo en la zona de carga máxima (Fig. 1b), y que era una herramienta adecuada para el estudio de este tipo de elemento estructural a través de ensayos numéricos, más baratos y adaptables que los ensayos reales.

Los resultados del modelo y de los ensayos indican que el comportamiento carga-desplazamiento ( $P - \delta$ ) de las vigas de HDA puede esquematizarse como se indica en la Fig. 2 para casos situados en la frontera entre fragilidad y ductilidad. Cuando la carga máxima de fisuración  $B$  se encuentra al mismo nivel que la meseta correspondiente a la carga de plasticificación  $E$ , la viga se comporta de modo dúctil ya que la rotura final se produce para un valor elevado del desplazamiento. Sin embargo, la carga de fisuración es muy sensible al espesor del recubrimiento y a la distribución de la armadura y variaciones en estos parámetros pueden producir la transición de comportamiento frágil a dúctil o viceversa. El presente artículo centra precisamente su atención en el estudio de la transición frágil-dúctil de vigas de HDA en función del recubrimiento y del espaciado de las armaduras.

El estudio considera vigas cuya geometría se define en la

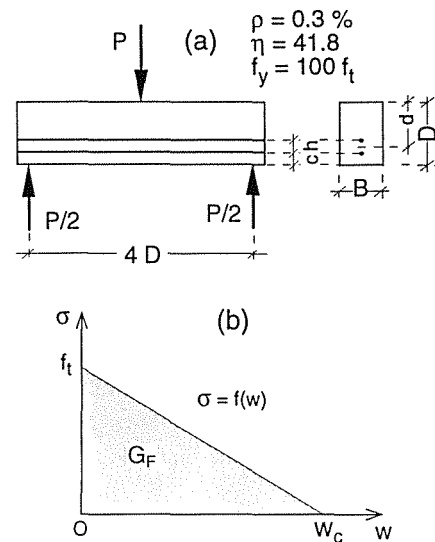


Figura 3: (a) Geometría de la viga y condiciones de carga. (b) Curva de ablandamiento para los cálculos numéricos.

Fig. 3a con una o dos capas de armadura, cuya posición viene definida por los valores  $c$  y  $h$  (Fig. 3a). El modelo cohesivo utiliza una función de ablandamiento lineal (Fig. 3b). Las propiedades de los materiales —también indicadas en la Fig. 3— se mantuvieron constantes a lo largo de los cálculos. En particular se tomó la cuantía  $\rho = 0.3\%$ , el parámetro de adherencia  $\eta = 41.8$  y el límite elástico del acero  $f_y$  igual a 100 veces la resistencia a tracción del hormigón.

Para dibujar las curvas resultantes de una forma adimensional que permita comparaciones directas entre ellas, se usan una carga y un desplazamiento adimensionales, identificados por un asterisco, definidos como sigue:

$$P^* = \frac{6P}{Bdf_t} \quad \delta^* = \delta \frac{f_t}{G_F} \quad (4)$$

donde  $d$  es el canto útil de la viga (distancia entre el centroide de la armadura y la fibra más comprimida de la sección; ver Fig. 3a).

A continuación se muestran los resultados de los cálculos con el fin de estudiar la influencia del espesor del recubrimiento en el caso de una única capa de armadura (Sección 3), la influencia de la separación entre capas cuando se usan dos capas de armadura (Sección 4) y la influencia del recubrimiento sobre el efecto de tamaño en el caso de dos capas de armadura (Sección 5).

### 3 INFLUENCIA DEL RECUBRIMIENTO

La figura 4 muestra las curvas  $P - \delta$  correspondientes a diferentes espesores del recubrimiento pero igual canto útil e igual distancia entre apoyos. La viga con menor recubrimiento presenta la carga de fisuración más alta. Este

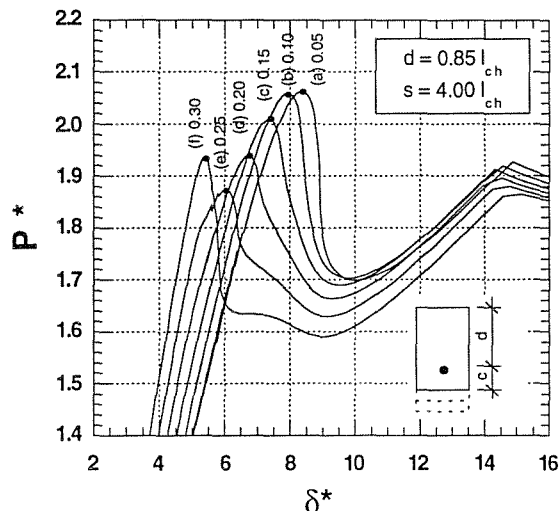


Figura 4: Curvas  $P - \delta$  para vigas de HDA con diferentes espesores de recubrimiento pero igual canto útil y luz.

pico de carga disminuye al aumentar el espesor del recubrimiento hasta que alcanza un mínimo para  $c = 0.25\ell_{ch}$  y posteriormente vuelve a aumentar si se sigue incrementando el espesor del recubrimiento.

El recubrimiento para el que el primer pico de carga es mínimo, es aquel  $c_c$  para el que, a igualdad de canto útil, la ductilidad es máxima. La determinación de  $c_c$  se llevó a cabo mediante una serie de cálculos con el modelo de la longitud efectiva de anclaje, con resultado es que este valor sólo depende del canto total y de los parámetros que caracterizan el inicio del ablandamiento cohesivo, y puede aproximarse por la siguiente expresión, obtenida por ajuste de los resultados numéricos:

$$c_c = 0.28\ell_1 \left( \frac{D}{\ell_1} \right)^{0.25}, \text{ con } \ell_1 = \alpha\ell_{ch} \quad (5)$$

donde  $\alpha$  es un parámetro adimensional que caracteriza la pendiente inicial de la curva de ablandamiento de la fisura cohesiva ( $\alpha = 1$  para el ablandamiento lineal). El parámetro  $\alpha$  puede obtenerse experimentalmente mediante el procedimiento descrito por Planas, Guinea y Elices [14] y su valor para un hormigón ordinario está en torno a 0.5; en caso de carecer de datos experimentales directos,  $\alpha$  puede estimarse en función del tamaño máximo del árido a partir de las propiedades de fractura del hormigón propuestas en el Código Modelo [15], lo que conduce a la expresión:

$$\alpha = \frac{1}{34} \left( 13 + 3 \frac{d_{max}}{d_0} \right) \quad (6)$$

donde  $d_{max}$  es el tamaño máximo del árido y  $d_0 = 8mm$ . (Debe señalarse que para los cálculos de este artículo  $\alpha = 1$  ( $\ell_1 = \ell_{ch}$ ) ya que, como ya se ha indicado, en los mismos se utilizó una función de ablandamiento lineal.)

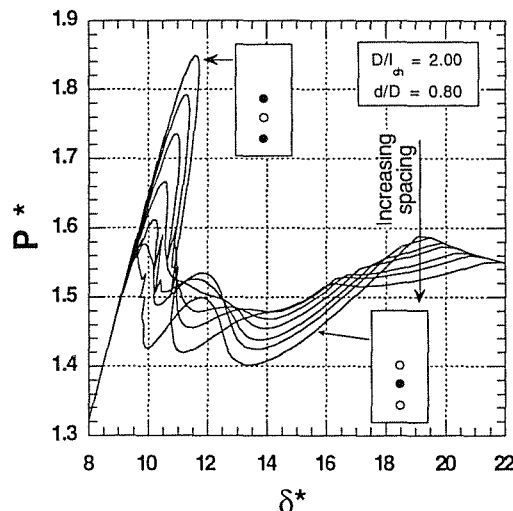


Figura 5: Curvas  $P - \delta$  para vigas con dos capas de armadura, separación creciente y centro de gravedad de las armaduras fijo.

#### 4 SEPARACIÓN ENTRE CAPAS DE ARMADURA

La Fig. 5 muestra las curvas  $P - \delta$  correspondientes a vigas de iguales dimensiones y cuantía de armadura, repartida ésta en dos capas idénticas cuya separación varía entre  $0.00D$  y  $0.35D$ , manteniéndose en todo momento su centro de gravedad a  $0.20D$  de la fibra inferior de la viga. Los cálculos se realizaron para  $D = 2\ell_{ch}$ .

Como puede observarse, el comportamiento de la viga es muy sensible a la separación entre armaduras, ya que la carga de pico correspondiente a una separación de  $0.35D$  es un 17% mayor que la correspondiente a separación de nula. El tramo con forma de U situado tras la carga de pico presenta una carga de pico secundaria para los casos en los que las dos capas de armadura se encuentran muy cercanas, pico secundario que desaparece conforme aumenta la separación entre armaduras. El aumento del espaciamiento también suaviza la carga de pico secundaria correspondiente a la plastificación de la capa inferior de armadura.

#### 5 EFECTO DE TAMAÑO EN VIGAS CON DOS CAPAS DE ARMADURA

Para estudiar el efecto de tamaño en vigas con dos capas de armadura se llevaron a cabo en primer lugar cálculos para vigas geoméricamente proporcionales. En estas vigas la capa inferior de la armadura fija se sitúa a  $c = 0.15D$  de la cara inferior de la viga y la capa superior a  $h = 0.10D$  de la capa inferior, con los resultados mostrados en la Fig. 6a. Como puede verse, la carga de pico disminuye a medida que aumenta el tamaño, provocando también el paso de un comportamiento frágil a uno dúctil.

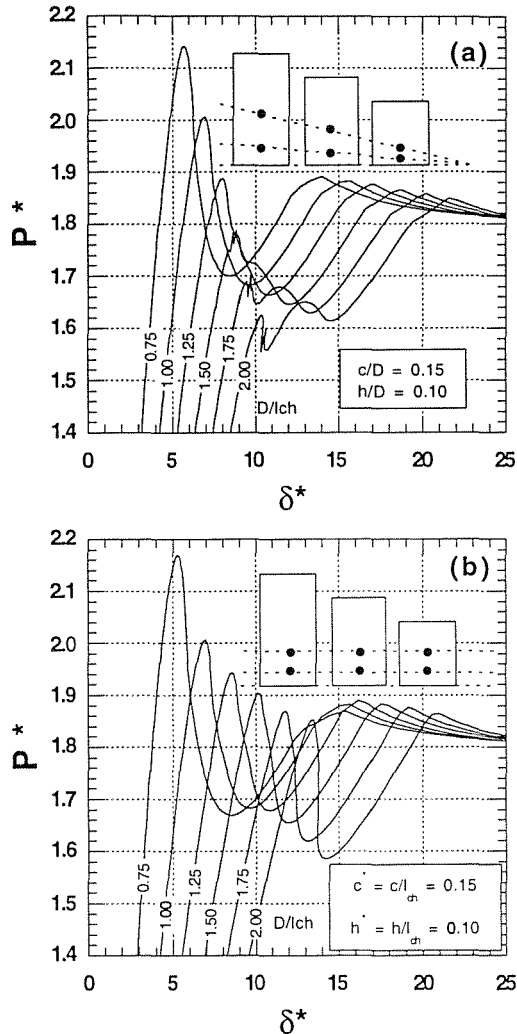


Figura 6: Efecto de tamaño en vigas con dos capas de armadura. Recubrimiento y separación entre armaduras (a) proporcionales (b) absolutos fijos.

Como las normas de construcción suelen fijar el valor mínimo del recubrimiento, se realizaron también cálculos para vigas de distinto tamaño en las que la capa inferior se encontraba a una distancia fija  $c = 0.15l_{ch}$  de la cara inferior de la viga y la capa superior a una distancia también fija  $h = 0.10l_{ch}$  de la capa inferior, con los resultados mostrados en la Fig. 6b. Se observa en este caso que con el aumento del tamaño disminuye también el primer pico de carga, con lo que se produce también una transición frágil-dúctil al aumentar el tamaño, aunque menos marcada que en el caso anterior.

6 CONCLUSIONES

El paso de comportamiento frágil a comportamiento dúctil en vigas de HDA es muy sensible al recubrimiento y la disposición de las armaduras respecto a su centro de gravedad.

Para una viga de canto dado es posible encontrar un valor crítico del recubrimiento que minimiza la altura del primer pico de carga y, por tanto, optimiza la ductilidad. Dicho recubrimiento es aquel para el que la zona de fractura llega hasta la armadura justo cuando se alcanza la carga de pico.

La separación entre armaduras en vigas con dos capas de armadura también influye en la ductilidad de las mismas. A igualdad de canto útil, el comportamiento es más frágil cuanto mayor es la separación entre capas de armadura.

El efecto de tamaño en vigas con dos capas de armadura es similar al de vigas con una única capa de armadura para probetas estrictamente proporcionales (tanto dimensiones exteriores como situación de armaduras). Este efecto se suaviza cuando se aumenta el tamaño manteniendo constantes el recubrimiento y la separación entre capas de armadura.

**Agradecimientos.** Los autores agradecen la ayuda económica proporcionada por la CICYT a través de los proyectos MAT97-1007-C02-2 y MAT97-1022.

7 REFERENCIAS

[1] ESIS TC9, "Scale effects and transitional failure phenomena of reinforced concrete beams in flexure", (Ed. A. Carpinteri), Pergamon, to appear (1998).

[2] CEB TC20, "CEB design guide for enduring concrete structures", (Eds. GEHO-CEB), Madrid (1993).

[3] Carpinteri, A., Ed., "Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete", Elsevier Applied Science, London (1990).

[4] Hededal, O. y Kroon, I.B., "Lightly reinforced high-strength concrete", M. Sc. Thesis, Ålborg University, Denmark (1991).

[5] Planas, J. Ruiz, G., y Elices, M., "Fracture of lightly reinforced concrete beams: theory and experiments", Fracture Mechanics of Concrete Structures, (Ed. Wittmann, F. H.), Aedificatio Publishers, Freiburg, 1179-1188 (1995).

[6] Ulfkjaer, J.P., Hededal, O., Kroon, I. y Brincker, R., "Simple application of fictitious crack model in reinforced concrete beams—Analysis and experiments", Size Effect in Concrete Structures (eds. H. Mihashi, H. Okamura and Z.P. Bazant), E & F.N. Spon, London, 281-292 (1994).

[7] Freyermuth y Aalami, "Unified minimum flexural reinforcement requirements for reinforced and prestressed concrete members", ACI Structural Journal, 94(4), 304-314 (1997).

[8] Gerstle, W. H., Dey, P. P., Prasad, N. N. V., Rahulku-mar, P. y Xie, M., "Crack growth in flexural members—A

fracture mechanics approach", ACI Structural Journal, 89(6), 617-625 (1992).

[9] Bache, H. H., "Design for ductility", Concrete Technology: New Trends, Industrial Applications, Aguado, A., Gettu, R., y Shah, S. P. (Eds.), E & FN Spon, London, 113-125 (1994).

[10] Ruiz, G. y Planas, J., "Propagación de una fisura cohesiva en vigas de hormigón débilmente armadas: modelo de la longitud efectiva de anclaje", Anales de Mecánica de la Fractura, 11, 506-513 (1994).

[11] Hillerborg, A., Modeer, M., y Petersson, P. E., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", Cement and Concrete Research, 6, 773-782, (1976).

[12] Bazant, Z. P., y Planas, J., "Fracture and size effect in concrete and other quasi brittle materials", CRC Press, Boca Raton, Florida (1998).

[13] Ruiz, G., "El efecto de escala en vigas de hormigón débilmente armadas y su repercusión en los criterios de proyecto". (Ed. GEHO-IECA) Madrid (1998).

[14] Planas, J., Guinea, G. V., y Elices, M., "SF-2. Draft test method for linear initial portion of the softening curve of concrete", Draft Proposal to the Committee of the JCI International Collaboration Project on Size Effect in Concrete Structures. Dpto. de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid (1994).

[15] CEB-FIP Model Code, "CEB-FIP Model Code 1990, Final Draft", Bulletin D'Information, 203, 204 & 205, EFP Lausanne (1991).

## COMPORTAMIENTO A FRACTURA DINAMICA DE MATERIALES COMPUESTOS: INFLUENCIA DEL ESPESOR Y DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACION.

A. Fernández Canteli\*, A. Argüelles Amado\*, Tan Lin\*, J.F. Kalthoff \*\*

\*Area de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras,

E.T.S.Ingenieros Industriales e y.I., Campus de Viesques, 33204 Gijón.

\*\*Experimentelle Mechanik, Ruhr-Universität Bochum

**Resumen.** Se analiza el comportamiento en fractura dinámica de probetas entalladas, bajo carga por impacto en un péndulo Charpy instrumentado, para dos tipos de materiales compuestos: uno de ellos a base de una resina termoplástica reforzada con fibra de vidrio unidireccional, el otro a base de una resina epoxi reforzada con fibra de carbono. A partir de los registros fuerza-desplazamiento en el punto de aplicación de la carga, se deducen la energía de fractura y la tenacidad a fractura en modo I. En el estudio se ensayan diferentes velocidades de impacto, diferentes tamaños de entalla y diferentes secciones de probeta, obtenidas mediante apilamiento sucesivo de laminados de 2 mm de espesor, según diferentes variantes de preparación, hasta alcanzar el espesor total de probeta deseado.

**Abstract.** The dynamic behaviour under impact loading for two different composite laminates is investigated. The first one consisting of a epoxy resin reinforced with carbon fibre, whereas the second one is made up by thermoplastic resin reinforced with unidirectional glass fibre. Notched specimens are tested by means of an instrumented Charpy hammer. The fracture energy and the dynamic fracture toughness under mode I are evaluated from the registered force-displacement function at the contact point between specimen and hammer (location of the loading application) the different components of. In this study, different impact velocities, different crack sizes and different transversal sections of the specimen, obtained by successive piling of 2 mm thick laminates and bound to diverse preparation until reaching the wished total thickness, are explored.

### 1. INTRODUCCIÓN

Como ya es conocido, los materiales compuestos encuentran una creciente aplicación en numerosos elementos estructurales, debido a sus altas prestaciones mecánicas, bajo peso y versatilidad de conformado.

Como resultado de esas propiedades, aparecen como componentes habituales en automoción, aeronáutica, material deportivo y en gran número de componentes de máquinas, lo que explica el creciente interés de su estudio y caracterización por parte de diferentes equipos de investigación.

En la actualidad ya se posee un aceptable conocimiento de sus características resistentes bajo carga estática, según se deduce de los numerosos estudios realizados y de las aplicaciones prácticas llevadas a efecto, mientras que el estudio de su comportamiento a fractura bajo carga dinámica, aún reconociéndose su enorme interés aplicado, parece necesitar más dedicación para llegar a desarrollar procedimientos de caracterización a fractura dinámica, en lo posible, fiables, rápidos, de sencilla realización y de bajo coste.

Este es el objetivo que, al menos parcialmente, se pretende aportar en este trabajo.

La caracterización a fractura estática y dinámica de los materiales compuestos mediante la aplicación de metodologías ( experimentación y fórmulas ) de la MFEL [1-4] deducidas para materiales isótropos y homogéneos plantea interrogantes, debido a que los materiales compuestos son heterogéneos a escala macroscópica y nunca isótropos, pudiendo considerarse ortótropos o, en el mejor de los casos, cuasi-isótropos, según el tipo y disposición de las fibras.

Por otro lado, la prefisuración de las probetas se realiza, en general, no mediante generación de fisuras por fatiga, sino mediante diferentes procesos de mecanizado o corte.

A estas circunstancias se unen otras influencias como interacción ambiental, espesor del laminado, etc.

### 2. PLANTEAMIENTO GENERAL

El objetivo de este trabajo es explorar la validez de las técnicas de impacto dinámico instrumentado en estos materiales. Para ello se ha analizado la variación de la tenacidad a fractura en función de:

- La velocidad de impacto.
- Espesor, forma de apilamiento y unión en la elaboración de las probetas.

- Tipo de material compuesto ( termoplástico reforzado con fibra de vidrio unidireccional y resina epoxi reforzada con tejido de fibra de carbono ).

En todos los casos se determinaron las características mecánicas de ambos materiales, así como la tenacidades a fractura estática,  $K_{Ic}$  y dinámica,  $K_{Id}$ .

La determinación de  $K_{Ic}$  se realizó aplicando la norma ASTM E 399 [5], válida para materiales metálicos. En los ensayos se utilizó una máquina dinámica de ensayos marca MTS, modelo 810.22, de 100KN de capacidad de carga.

Los valores dinámicos se determinaron mediante un péndulo tipo Charpy marca IBERTEST, modelo PIB-30, con una energía máxima de impacto de 300 J.

El péndulo fue instrumentado mediante la adaptación de un captador de carga extensométrico que sustituye a la cuchilla original, y los acondicionadores de señales adecuados [6].

Debido al carácter exploratorio del trabajo y al hecho de que se hicieran ensayos con diferentes espesores, se optó por mantener el factor de calibración correspondiente al espesor estándar de probetas de 10mm, lo que podría suponer una sobrevaloración de los valores de  $K_{Id}$ , entre un 3% y un 10%, según el espesor ensayado.

Para la determinación de  $K_{Id}$  se aplicó el método cuasiestático dado por la propuesta de norma ASTM E24.03.03 [7], norma restringida a materiales metálicos dentro del campo elástico lineal o con zona de fluencia limitada. El método se basa en la lectura directa de la fuerza máxima de fractura, por medio del captador de carga, colocado en la cuchilla del péndulo, respetando ciertas limitaciones dinámicas relativas al tiempo mínimo de rotura.

La aplicación de ambas normas se justifica por no existir normativa específica para materiales compuestos siendo el análisis de su idoneidad, precisamente, el principal objetivo de este trabajo.

### 3. MATERIAL

En la investigación se emplearon dos tipos de material compuesto:

El primero, fabricado con una resina epoxi reforzada con tejido de fibra de carbono, comercializada por Hercules Aerospace España S.A., con las siguientes características:

Tensión de rotura: 795 MPa

Módulo elástico 68.5 GPa

Tensión de rotura a cortadura simple: 90 MPa

Fracción volumétrica de fibra: 57%.

El material se suministra en forma de laminado, ya fabricado, de 2mm de espesor.

El segundo, fabricado a base de una resina termoplástica de altas prestaciones, PEI (polietirimida), reforzada con fibra de vidrio continuo unidireccional tipo E, fabricada por Ten Cate Advanced Composites, con las siguientes características:

Tensión de rotura: 882 MPa

Módulo elástico 87 GPa

Tensión de rotura transversal: 50 MPa

Fracción volumétrica de fibra: 50%.

Este material está suministrado en forma de rollo de preimpregnado, por lo que se hizo necesario fabricar el laminado a partir de un cierto número de capas unidireccionales apiladas. El curado se llevó a cabo en una prensa de platos calientes POLYSTAT 300S, siguiendo el ciclo de curado indicado por el fabricante.

### 4. METODOLOGÍA DE ENSAYO

Los ensayos se realizaron con probetas entalladas tipo Charpy de los materiales anteriormente seleccionados, fabricadas por apilado sucesivo de láminas hasta alcanzar el espesor deseado, con el fin de garantizar una estabilidad lateral durante el proceso de rotura. Se pudo estudiar así la influencia del espesor de la probeta y de la forma de unión entre los diferentes laminados.

Las probetas del compuesto epoxi-fibra de carbono se elaboraron a partir del laminado original de 2mm de espesor.

Se prepararon cuatro variantes de probetas tipo Charpy, de 10mm de ancho por 55mm de longitud, con diferentes espesores: 7 mm (3 capas) y 9,5 mm (4 capas) realizando la unión entre láminas de la forma que a continuación se describe:

a) Unión total de las diferentes láminas mediante adhesivo.

b) Unión sobre una longitud de 22.5 mm en ambas zonas exteriores de la probeta, pero disponiendo una hoja de teflón entre las láminas de los 10 mm restantes en la zona central.

c) Unión mediante un adhesivo de las láminas sobre una longitud de 12.5 mm en ambas zonas exteriores de la probeta y hoja de teflón entre las láminas de los 30 mm restantes en la zona central.

d) Unión transversal con adhesivo, sólo en los dos extremos de la probeta.

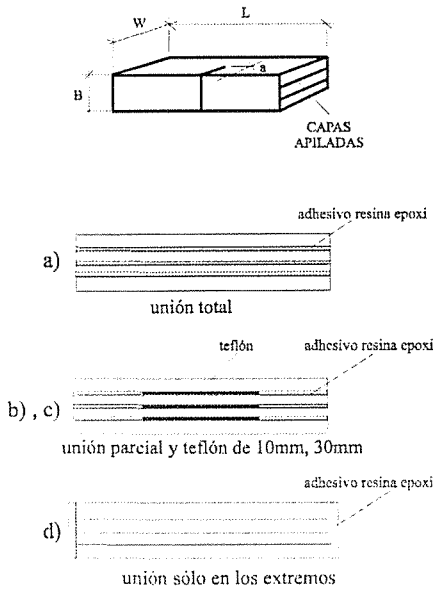


Fig. 1. Geometría y variantes en la preparación de las probetas.

Las probetas del compuesto PEI-fibra de vidrio, tal como se ha comentado anteriormente, se fabricaron directamente por apilado del preimpregnado hasta alcanzar el espesor deseado, es decir, 4, 6 y 8 mm.

Los valores de la tenacidad a fractura dinámica se pueden deducir del registro de la fuerza aplicada durante la rotura de la probeta, en función del tiempo o del desplazamiento.

Los resultados gráficos para los dos tipos de materiales aparecen reproducidos en las figuras 2 y 3, que reflejan una evidente diferencia de comportamiento entre los procesos de rotura de ambos. En el caso del compuesto de PEI-fibra de vidrio, difícilmente se puede hablar de propagación inestable de la grieta, puesto que en el gráfico fuerza-desplazamiento, se observa una evolución redondeada, que se puede definir como "plástica", en la zona de fuerza máxima, junto con una caída de la carga mucho más suave que en el caso del compuesto de resina-fibra de carbono, con la correspondiente disipación de energía tras la carga máxima. Bajo estas circunstancias, no se puede pretender determinar  $K_{Id}$  por el mismo método que en el otro compuesto. A pesar de ello, por mera comparación formal de valores, se calculó  $K_{Id}$  para el compuesto de PEI-fibra de vidrio utilizando el mismo procedimiento que en el caso del compuesto de epoxi-fibra de carbono.

El procedimiento seguido consistió en la determinación de la fuerza máxima  $F_m$ , desplazamiento máximo  $S_m$  y del tiempo correspondiente  $t_m$ . Identificando  $F_m$  con  $F_{iu}$ , es decir, como la fuerza que marca el comienzo de la

propagación inestable de la grieta, de acuerdo con ASTM 24.03.03 [7], se calcula la tenacidad a fractura (elástica-lineal),  $K_{Id}$ , para probetas a flexión, mediante la expresión:

$$K_{Id} = \left( \frac{3}{2} \frac{F_{iu} \cdot S}{B \cdot W^2} \right) \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f_m \left[ \frac{a}{W} \right] \quad [1]$$

A juzgar por los gráficos, la condición  $t_{iu} = 3\tau$ , ( en la que  $\tau$  es el periodo de oscilación de la probeta ), se da por satisfecha.

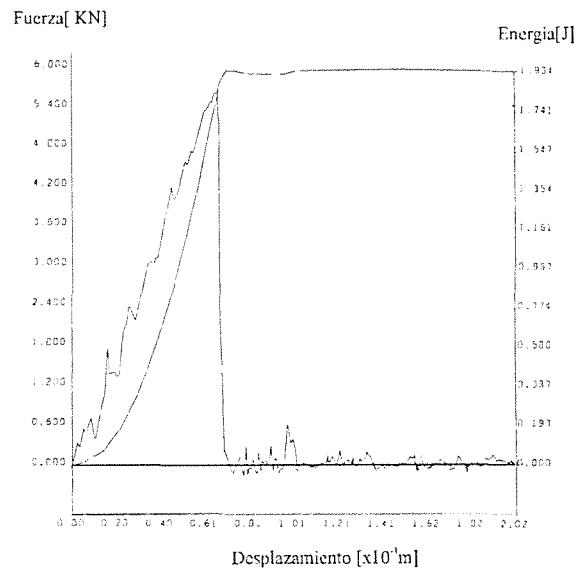


Fig. 2. Gráfica del ensayo Charpy para el compuesto de epoxi-fibra de carbono

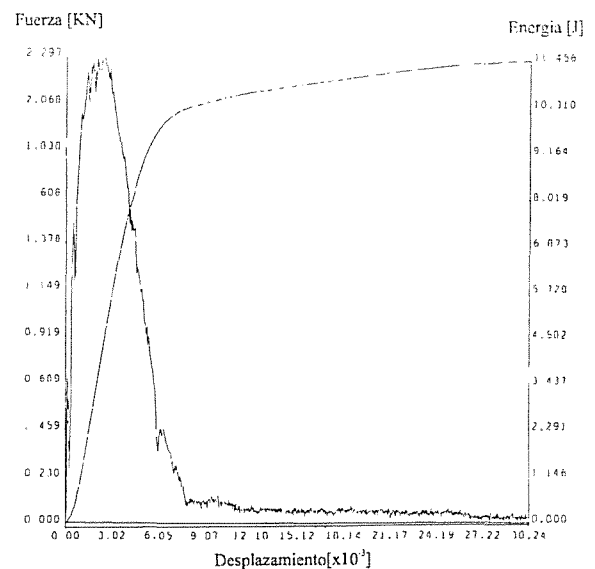


Fig. 3. Gráfica del ensayo Charpy para el compuesto de PEI-fibra de vidrio

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

A continuación se representan los resultados experimentales de los ensayos realizados, en los que se analizan los siguientes aspectos:

1.- Variación de la tenacidad a fractura dinámica, en función de la velocidad de impacto, para:

a) Probetas de fibra de carbono con entalla roma y aguda (ver figuras 4 y 5).

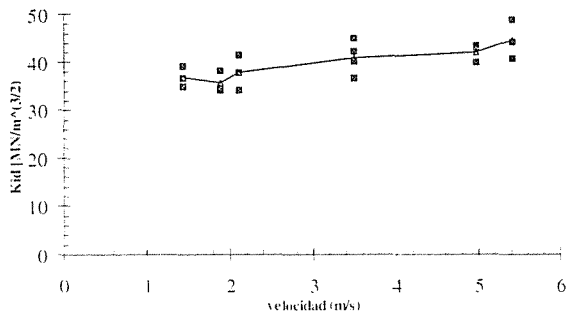


Fig. 4. K<sub>IId</sub> para diferentes velocidades de impacto en probetas de epoxi-carbono con entalla roma.

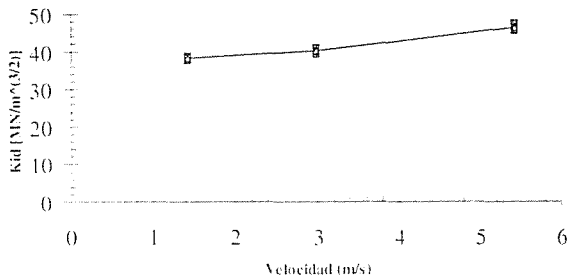


Fig. 5. K<sub>IId</sub> para diferentes velocidades de impacto en probetas de epoxi-carbono con entalla aguda

En ambos casos se constata que la forma de la entalla no modifica significativamente el comportamiento a fractura dinámica del material compuesto, observándose una clara semejanza entre los valores de la tenacidad a fractura dinámica para diferentes velocidades de impacto, si bien, se aprecia una reducción de la dispersión en los resultados en el segundo caso, lo que puede ser debido a que en éste la entalla de las probetas presenta una mayor regularidad, tanto en lo relativo al daño causado por el corte en las fibras, como en lo que atañe a las dimensiones y al radio de fondo de la entalla.

b) Probetas PEI con entalla roma (ver figura 6)

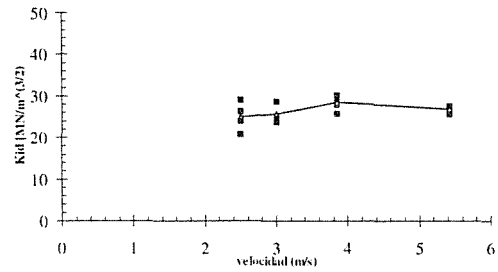


Fig. 6. K<sub>IId</sub> para diferentes velocidades de impacto en probetas de fibra de vidrio.

Aparte de una menor tenacidad a fractura dinámica, que puede ser debida a que el método de cálculo empleado no sea el idóneo para un material con este tipo de relación fuerza-desplazamiento en rotura, se observa la misma tendencia, que en el caso anterior, en el rango de valores ensayados, tanto en lo relativo a la magnitud de la dispersión de resultados como al aumento de los valores de la tenacidad para velocidades de impacto crecientes.

Los valores de K<sub>IC</sub> obtenidos en la caracterización estática fueron de 19.1 MPa√m para el compuesto de PEI-fibra de vidrio y de 23.2 MPa√m para el compuesto de epoxi-fibra de carbono. En ambos casos los valores de la tenacidad estáticos son inferiores a los dinámicos, si bien, es cierto que sus relaciones K<sub>Id</sub>/K<sub>IC</sub> difieren ostensiblemente: ≈0.75 para el PEI y ≈0.60 para el compuesto de carbono.

2.- Variación de la tenacidad a fractura dinámica en función del espesor, para diferentes longitudes de entalla y del tipo de preparación de las probetas (condiciones de unión entre láminas).

a) Probetas de epoxi-fibra de carbono (ver figuras 7 a 10).

Se presentan a continuación los resultados experimentales obtenidos para las tenacidades a fractura en probetas del compuesto de carbono, en función del espesor, para diferentes longitudes de entalla de 1.0, 1.5, 2.0 y 3.0 mm

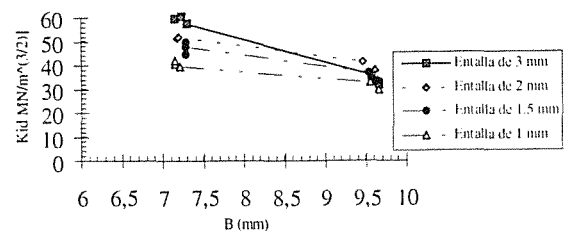


Fig. 7. Tenacidad a fractura dinámica del compuesto de fibra de carbono para el tipo de preparación "a"



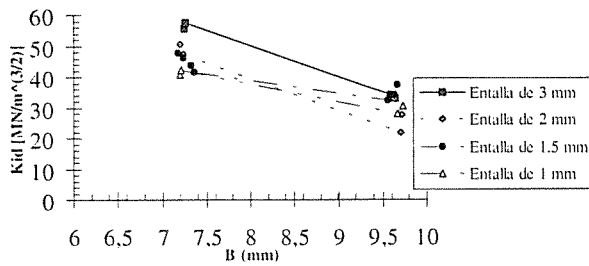


Fig. 8. Tenacidad a fractura dinámica del compuesto de fibra de carbono, para el tipo de preparación "b"

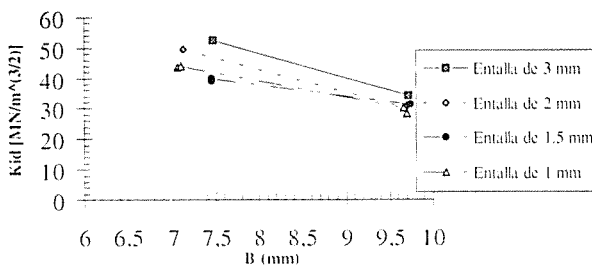


Fig. 9. Tenacidad a fractura dinámica del compuesto de fibra de carbono, para el tipo de preparación "c"

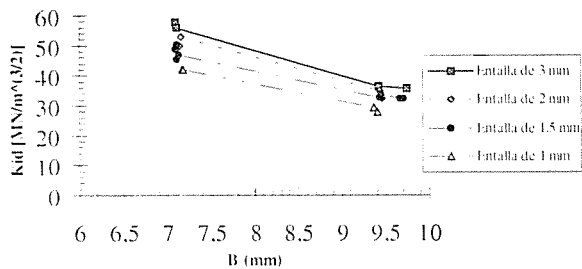


Fig. 10. Tenacidad a fractura dinámica del compuesto de fibra de carbono, para el tipo de preparación "d"

En todos los casos de preparación de las probetas se observa un comportamiento similar, con disminución de la tenacidad a fractura, a medida que aumenta el espesor de la probeta ensayada y la longitud de la entalla. Un aspecto importante es el hecho, de que los diferentes tipos de unión estudiados no parecen tener influencia sobre la tenacidad a fractura dinámica.

De este modo queda justificada la caracterización de laminados de pequeño espesor mediante el ensayo de probetas de un espesor mayor obtenidas por apilamiento.

b) Probetas de PEI-fibra de vidrio (ver figura 11).

En la figura 11, se muestran los resultados de  $K_{Id}$  obtenidos para el compuesto de PEI-fibra de vidrio

para, espesores de: 4, 6 y 8 mm, con una única entalla de 2mm y un ángulo de caída de 162,5°.

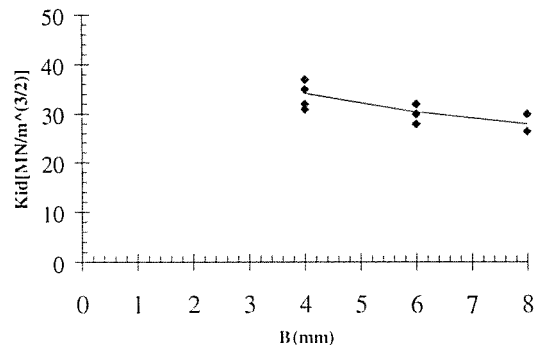


Fig. 11. Tenacidad a fractura dinámica del compuesto de fibra de vidrio, para diferentes espesores

Se deduce que el comportamiento es similar al del compuesto de carbono, si bien, hay una menor caída en los valores de la tenacidad a fractura dinámica.

## 6. CONCLUSIONES

Las conclusiones a las que ha dado lugar el presente trabajo han sido las siguientes:

1.- El ensayo Charpy instrumentado se revela como un método potencialmente adecuado para caracterizar dinámicamente los materiales compuestos aquí estudiados, a través de la deducción de la tenacidad a fractura.

2.- La tenacidad a fractura dinámica  $K_{Id}$  aumenta con la velocidad de impacto para los dos materiales compuestos ensayados. El radio de la entalla no modifica esta tendencia, aunque un fondo de grieta más agudo conduce a una menor dispersión.

3.- A medida que aumenta el espesor de las probetas, la tenacidad a fractura dinámica del compuesto disminuye ligeramente. Esta tendencia, se mantiene en los dos tipos de materiales ensayados, para las diferentes longitudes de fisura considerados.

4.- Los resultados obtenidos para diferentes tipos de conformado de probeta no difieren sustancialmente entre sí, manteniéndose dentro del propio margen de dispersión.

5.- La gráfica fuerza-deformación, obtenida mediante el ensayo instrumentado Charpy, es una buena referencia para juzgar la aplicabilidad de los métodos estándar de caracterización dinámica de aceros a la deducción de la

tenacidad a fractura dinámica de materiales compuestos. En el presente caso, se deduce que la idoneidad de la aplicación del método empleado es dudosa para el caso del compuesto PEI-fibra de vidrio, por lo que deberían desarrollarse otras alternativas.

## 7. REFERENCIAS

- [1] J. Kim, C. Baillie, J. Poh & Yiu-Wing. "Fracture Toughness of CFRP with Modified Epoxy Resin Matrices", *Composites Science and Technology*, Vol. 43, pp. 283-297, (1992)
- [2] A. Farouk & N.A. Langrana, "Fracture Properties of PMR-15 Graphite-fiber Composites". *Composites Science and Technology*, Vol. 45, pp. 265-277, (1992).
- [3] M. Brillhart & J. Botsis. "Fatigue Crack Growth in PEEK, *International Journal of Fatigue*", Vol 16 n°2, pp. 134-140. (1994).
- [4] S.K. Khanna & A. Shukla "Development of Sstress Field Equations and Determination of Stress Intensity Factors During Dynamic Fracture of Orthotropic Composite Materials", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 47, pp. 345-359, (1994).
- [5] ASTM E 399/81 "Standard Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", (1981).
- [6] J. del Coz Díaz. "Técnicas experimentales y métodos numéricos aplicados a la determinación de los parámetros de fractura dinámica". Tesis doctoral, Universidad de Oviedo, (1994)
- [7] ASTM E24.03.03 "Proposed Standard Method of Test for Instrumented Impact Testing of Pre-cracked Charpy Specimens of Metallic Materials", (1980).
- [8] "Impact and Dynamic Fracture of Polymers and Composites". ESIS Publication 19, Editors: J.G. Williams and A. Pavan, (1995)

## INFLUENCIA DE LA ORIENTACION DE LAS FIBRAS EN LA RESISTENCIA A LA DESLAMINACION EN MODO I DE RESINAS EPOXI REFORZADAS CON FIBRAS DE CARBONO

V. Barrientos y F. J. Belzunce

Departamento de Ciencia de Materiales  
Universidad de Oviedo  
E.T.S.I. Industriales, Campus Universitario, 33203 Gijón

**Resumen.** Se ha realizado la determinación experimental de la energía necesaria para iniciar el crecimiento y hacer progresar una deslaminación creada artificialmente en dos materiales compuestos aeronáuticos epoxi-carbono (AS4/3501-6 e IM7/8552) utilizando probetas tipo DCB. Se ha definido igualmente la influencia de la orientación de las láminas adyacentes a la deslaminación ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$ ) en la forma de las curvas de resistencia o curvas R. Finalmente, se han utilizado técnicas fractográficas para justificar los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos y el distinto comportamiento de los dos materiales empleados en la experimentación, en base a desviaciones del plano de deslaminación inicial, diferencias en la tenacidad de la resina epoxi y en la adherencia fibra-matriz de los materiales compuestos.

**Abstract.** The experimental determination of the energy required to the initiation and growth of an artificial delamination in two different aeronautical composite materials (AS4/3501-6 and IM7/8552) has been calculated using DCB specimens. The influence of the fibre orientation of the layers adjacent to the delamination ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  and  $90^\circ$ ) on their resistance curves, R-curves, has been explored. Finally, a fractographic analysis was performed in order to justify our mechanical testing results and the different behaviour observed between both materials. Deviations from the original delamination plane and important differences of the epoxi resin toughness and the adherence between fibre and matrix have been detected and used to explain the obtained results.

### 1. INTRODUCCION

Los materiales compuestos formados a base de resinas epoxi reforzadas con fibras de carbono de alta resistencia o alto módulo constituyen una de las familias de materiales cuyas aplicaciones en el sector aeronáutico más se han desarrollado. Ello es debido a las excelentes propiedades de estos productos, entre las que destacan, sobre todo, su rigidez y resistencia específicas, resistencia a la fatiga y su excelente comportamiento frente a la corrosión. Sin embargo, todos estos materiales se fabrican en autoclave tras apilamiento de preimpregnados para formar láminas multidireccionales, por lo que son susceptibles de sufrir deslaminaciones, es decir, dado que la dirección normal al plano del refuerzo (normalmente el espesor de la pieza) es una dirección particularmente débil desde el punto de vista mecánico, es relativamente frecuente la generación y crecimiento de grietas a lo largo de las intercaras de separación entre láminas adyacentes. Las

deslaminaciones aparecen en estos materiales compuestos, bien ya durante la fase de procesado y fabricación de las piezas o elementos estructurales, o como consecuencia de las solicitaciones de servicio (cargas de compresión, fatiga, impactos, etc.). Estas grietas constituyen uno de los factores fundamentales que limitan la vida de las estructuras realizadas con estos productos [1], y pueden terminar siendo la causa de fallos estructurales [2].

En este trabajo se ha procedido a la determinación experimental de los parámetros críticos de fractura de dos materiales compuestos epoxi-carbono unidireccionales comerciales (resistencia al crecimiento de la deslaminación entre láminas 0/0) de interés aeronáutico, y a dilucidar el efecto de la orientación de la lámina de refuerzo sobre este parámetro (resistencia a la deslaminación de las intercaras 0/45 y 0/90). Para la determinación de los citados parámetros se han utilizado probetas tipo DCB y se ha hecho uso de la reciente

norma ASTM [3] así como del Protocolo de Norma que está desarrollando el Grupo de Trabajo de Plásticos y Composites de la European Structural Integrity Society [4].

## 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales que se han utilizado en la experimentación realizada han sido dos composites aeronáuticos. El primero de ellos se ha confeccionado por apilamiento de preimpregnados del tipo Hércules AS4/3501-6. Se trata de una resina epoxi del tipo tetra glicidil metilen dianilina (TGMDA) sin modificar, reforzada con un 65 % en peso de fibras de carbono unidireccionales de alta resistencia, que habían sido tratadas superficialmente (oxidación) para mejorar la resistencia a cortadura y a tracción transversal del material compuesto. El segundo de los composites elegidos se preparó igualmente con preimpregnados Hércules IM7/8552. Se trata de una resina epoxi modificada, para mejorar la tenacidad, reforzada con un 65 % en peso de fibras de carbono de altas prestaciones y de módulo intermedio.

La preparación de todos los materiales se realizó en la Zona Limpia del Area de Materiales Compuestos del INTA. Se fabricaron paneles de 350 por 350 mm, con un espesor nominal de 3.84 mm, realizados a base de 32 capas de preimpregnados, con secuencias de apilamiento [0]<sub>16s</sub>, [0<sub>16</sub>/45/0<sub>15</sub>] y [0<sub>16</sub>/90/0<sub>15</sub>], e insertando en el plano medio de todos los paneles una lámina de tejido teflonado de 20 μm de espesor y dimensiones adecuadas para introducir en las probetas una deslaminación iniciadora adecuada. La diferencia fundamental de los tres laminados estriba entonces en la orientación de las capas entre las que se hará crecer la deslaminación, es decir las intercaras 0/0, 0/45 y 0/90 respectivamente. El curado se realizó en un autoclave controlado por ordenador, utilizando el ciclo estándar recomendado por el fabricante (Hércules), a una temperatura de 180°C.

Los paneles se recantearon para eliminar los bordes y ajustar la longitud de la deslaminación inicial (55 mm), cortándose posteriormente las probetas con un disco diamantado. Estas tenían geometría rectangular de 159±1 mm de longitud y 25±0.5 mm de ancho.

Se han utilizado probetas tipo DCB (Figura 1), de acuerdo con la norma ASTM y el Protocolo de ensayo anteriormente aludidos [3,4]. La aplicación de la carga se realizó recurriendo al uso de unas finas bisagras (tipo piano) adheridas en uno de los extremos de la probeta mediante un adhesivo tipo Araldite, que se curó a 50°C durante 24 horas. Por otro lado, uno de los cantos de las probetas se cubrió con una fina capa blanca, utilizando para ello líquido corrector mecanográfico, con el fin de poder visualizar durante todo el ensayo el avance del frente de la grieta.

El tamaño de la deslaminación, *a*, antes de iniciar el ensayo era de 45 mm. Por otro lado, se utilizó siempre

una velocidad de carga de 1 mm/min y durante todo el transcurso del ensayo, aparte de registrar gráficamente la fuerza frente al desplazamiento (*P-δ*), se realizaron igualmente, con la ayuda de una lupa, medidas de la longitud de la deslaminación sobre el canto preparado de la probeta, con el propósito de determinar la curva de Resistencia del material o curva *R*. La energía de fractura se ha calculado en estos ensayos a partir de la tasa de relajación de energía, según la teoría de vigas corregida, que es el método que proporciona los mejores resultados [3,5,6]:

$$G_I = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \quad (1)$$

*P* es la fuerza aplicada, *δ* el desplazamiento del punto de carga, *a* es el tamaño de la deslaminación y *B* el espesor de la probeta. *Δ* es un factor de corrección que se calcula representando gráficamente la raíz cúbica de la flexibilidad frente al tamaño de la grieta medida en el canto de la probeta en el curso del ensayo [3,4], con el fin de tener en cuenta que el empotramiento del dispositivo de ensayo no es perfecto.

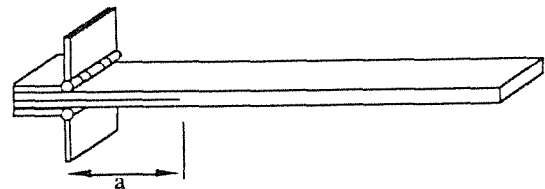


Fig. 1. Geometría de la probeta DCB

## 3. RESULTADOS

### 3.1. Energías de deslaminación

Todos los gráficos fuerza-desplazamiento obtenidos muestran una primera zona de comportamiento lineal, en la que no se observa crecimiento alguno de la deslaminación creada artificialmente. A continuación, se observó siempre una desviación clara de la linealidad hasta alcanzar el máximo de la carga y un descenso progresivo de la misma, al tiempo que la deslaminación crecía de manera más o menos estable [6]. El valor crítico del parámetro  $G_{Ic}$ , o momento en el que la deslaminación comenzaba a crecer desde el inserto,  $G_{Ic}$ , se puede definir en: a) el punto donde el gráfico *P-δ* deja de ser lineal (NL); b) el punto de corte del gráfico con una línea de pendiente un 5% inferior a la pendiente inicial (5%) o c) el punto correspondiente al inicio del crecimiento de la deslaminación observado visualmente en el canto de la probeta (VIS).

Las Tablas 1 y 2 muestran los valores medios de los parámetros críticos  $G_{Ic}$  (5 ensayos) obtenidos de acuerdo con los diferentes criterios de iniciación expresados anteriormente, junto con el valor máximo o de estabilización de la energía de fractura registrado en el ensayo tras un crecimiento de la deslaminación de

varios centímetros (se indica igualmente la desviación típica asociada a los mismos).

| Orientación | $G_{Ic}^{NL}$ | $G_{Ic}^{VIS}$ | $G_{Ic}^{5\%}$ | $G_I(max)$ |
|-------------|---------------|----------------|----------------|------------|
| 0 / 0       | 58±13         | 80±11          | 84±6           | 128±15     |
| 0 / 45      | 75±20         | 91±19          | 87±16          | 340±34     |
| 0 / 90      | 123±10        | 155±25         | 131±11         | 364±50     |

Tabla 1. Energías de deslaminación ( $J/m^2$ ) en función de la orientación de las láminas. AS4/3501-6

| Orientación | $G_{Ic}^{NL}$ | $G_{Ic}^{VIS}$ | $G_{Ic}^{5\%}$ | $G_I(max)$ |
|-------------|---------------|----------------|----------------|------------|
| 0 / 0       | 226±25        | 227±26         | 226±25         | 302±13     |
| 0 / 45      | 161±22        | 185±20         | 174±20         | 363±51     |
| 0 / 90      | 173±20        | 106±28         | 193±27         | 720±93     |

Tabla 2. Energías de deslaminación ( $J/m^2$ ) en función de la orientación de las láminas. Compuesto IM7/8552

Queremos destacar que como, por un lado, no resulta fácil definir sobre el gráfico de ensayo el punto de pérdida de la linealidad (NL) y por otro, el método visual proporciona valores de  $G_{Ic}$  un tanto dispersos en virtud de la dificultad que se encuentra en la práctica experimental a la hora de estimar este momento y dado que otros autores han demostrado que la deslaminación se inicia antes en el centro de las probetas DCB que en sus laterales [5,7], consideramos que el método del 5% es el más adecuado para definir el parámetro crítico  $G_{Ic}$ , aunque corresponderá siempre a valores  $\Delta a$  mayores que cero (es además el método que, en general, muestra la menor dispersión de resultados).

Las anteriores tablas muestran que mientras la orientación de las dos láminas adyacentes al plano de la deslaminación no parece influir demasiado en la energía necesaria para iniciar el crecimiento de ésta (existe una importante dispersión, inherente a este tipo de ensayos), sin embargo, los valores máximos de la energía necesaria para hacer crecer la grieta son mucho mayores cuando una de las láminas adyacentes tiene una orientación de 45 o 90°. Por otro lado, las energías de

deslaminación son apreciablemente mayores en el composite IM7/8552, que era el que se había fabricado utilizando la resina epoxi más tenaz.

Por otro lado, se ha procedido también a caracterizar el proceso completo de fractura por deslaminación de ambos materiales y obtener las curvas de resistencia o curvas R, que expresan la variación de  $G_I$  en el transcurso del crecimiento de la deslaminación. Las Figuras 2 y 3 exponen las curvas obtenidas.

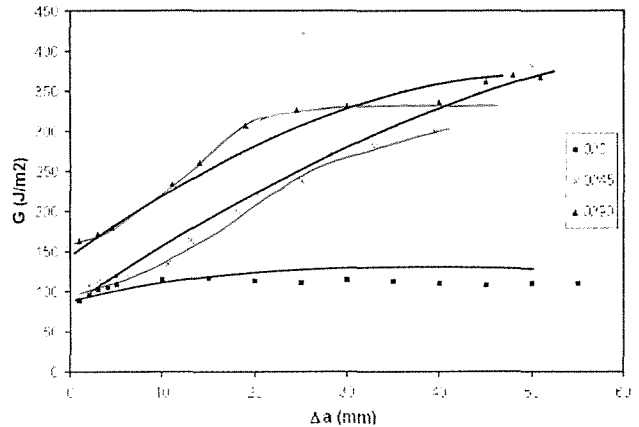


Fig. 2. Influencia de la orientación de las láminas en las curvas R (Compuesto AS4/3501-6)

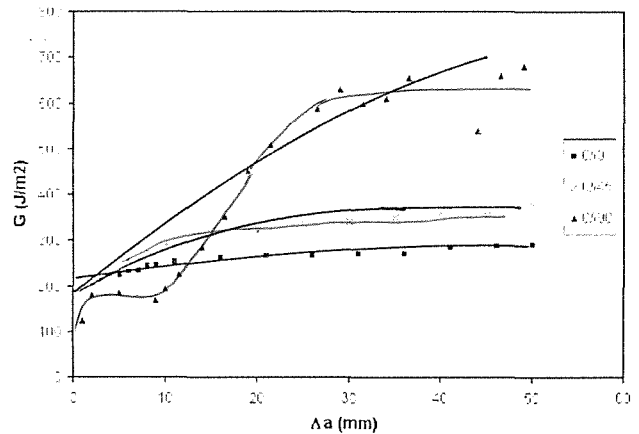


Fig.3. Influencia de la orientación de las láminas en las curvas R (Compuesto IM7/8552)

Cuando la deslaminación crece entre láminas a 0°, se aprecia una primera zona ascendente y una estabilización posterior, mientras que cuando la deslaminación avanza entre láminas 0/45 o 0/90, la curva R es continuamente ascendente. Esta diferenciado comportamiento se debe en estos últimos supuestos a desviaciones del plano de deslaminación inicial y a la existencia de puentes de fibras entre las dos semiprobetas. Similares observaciones han realizado otros investigadores [8,9, 10, 11], en el sentido de que la energía necesaria para hacer avanzar la deslaminación depende de la orientación de las láminas adyacentes, constatándose que mientras la superficie de deslaminación es coplanar, uniforme y muy poco rugosa entre láminas a 0°, sin embargo, cuando la

orientación de una de las láminas es de 45 o 90°, se observan ramificaciones de la grieta inicial y desviaciones de ésta hacia otras láminas próximas, lo que conlleva un aumento considerable de la energía necesaria para hacer avanzar la grieta.

### 3.2. Análisis fractográfico

El primer aspecto que se destaca cuando se observan las superficies de fractura de estas probetas en el microscopio electrónico de barrido es que mientras el crecimiento de la deslaminación entre las láminas a 0° siempre tiene lugar en el plano de la deslaminación inicial, cuando la deslaminación crece entre láminas de diferente orientación (0/45 y 0/90) ocurren abundantes desviaciones del plano original que originan importantes incrementos de la energía necesaria para la propagación [6]. En las Figuras 4 y 5 se reflejan con claridad las típicas desviaciones del plano original de deslaminación que se han observado en las probetas donde la deslaminación crecía entre láminas 0/45 y 0/90.

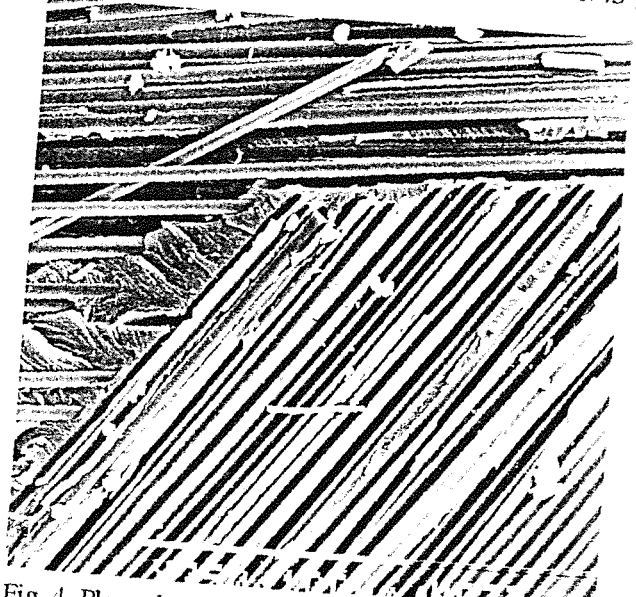


Fig. 4. Plano de deslaminación entre láminas 0/45



Fig. 5. Plano de deslaminación entre láminas 0/90

Las Figuras 6 y 7 muestran, bajo un mismo número de aumentos, el aspecto general de la superficie deslaminada entre capas a 0° de los dos materiales utilizados. Queremos destacar la marcada diferencia en cuanto al porcentaje de área de fractura ocupada por fibras en cada caso, lo que refleja evidentes diferencias en la adherencia fibra-matriz y en la tenacidad de la matriz entre los dos materiales: el composite AS4/3501-6 muestra una excelente adherencia entre la fibra y la matriz, de tal manera que la fractura se produce preponderantemente a través de la matriz, frágil; por otro lado, la matriz del composite IM7/8552 es mucho más tenaz y su deslaminación tiene lugar mayoritariamente por rotura de la intercara fibra-matriz.

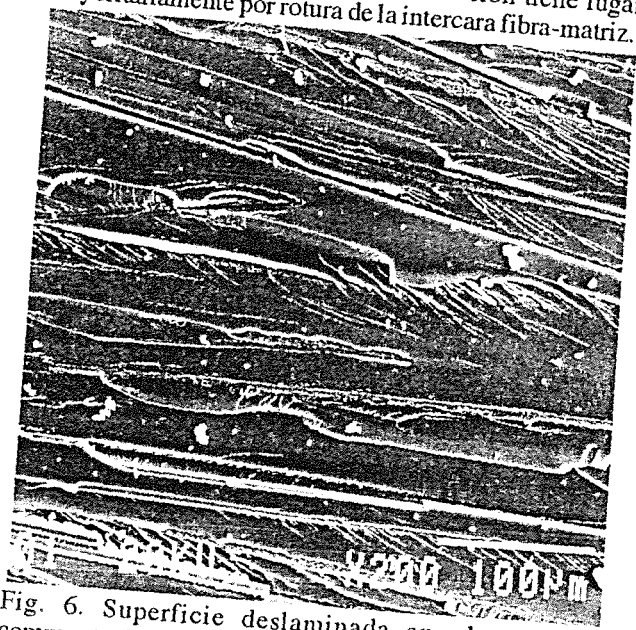


Fig. 6. Superficie deslaminada en el material compuesto AS4/3501-6 (0°/0°)

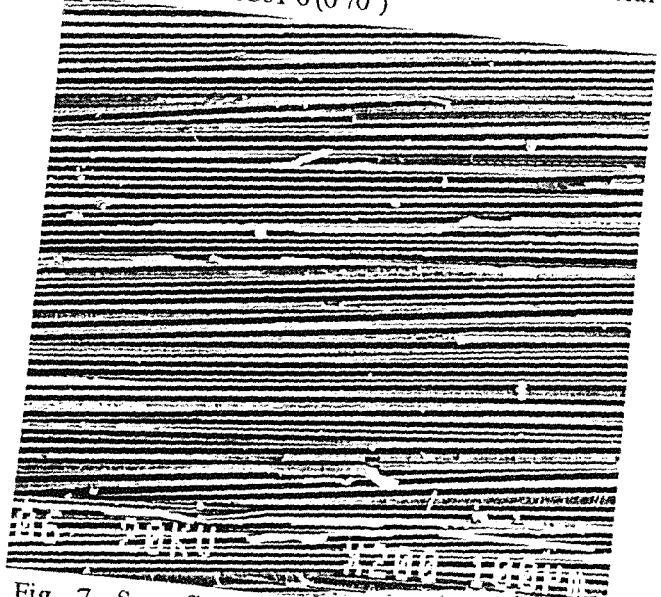


Fig. 7. Superficie deslaminada en el material compuesto IM7/8552 (0°/0°)

Las Figuras 8 y 9 muestran estos mismos aspectos más nítidamente. La Figura 8 da cuenta de la fragilidad de la resina epoxi 3501-6 y de la excelente adherencia

existente entre esta resina y las fibras de carbono AS4 (la superficie de las fibras aparece siempre recubierta de una fina capa de resina). Por el contrario, la Figura 9 refleja la rotura, mucho más dúctil, (con amplia deformación) de la resina epoxi modificada, tipo 8552 y la mala adherencia existente entre fibra y matriz en este material compuesto (obsérvese el aspecto extremadamente liso tanto de las fibras como de las improntas que dejan en la matriz).

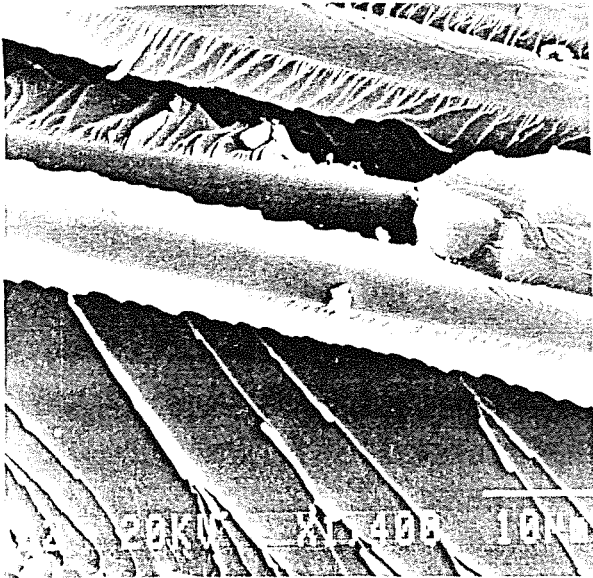


Fig. 8. Detalle de la fractura del material compuesto AS4/3501-6

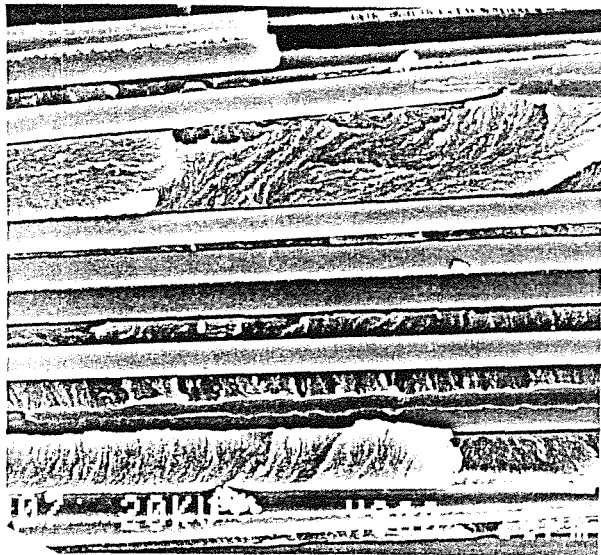


Fig. 9. Detalle de la fractura del material compuesto IM7/8552

#### 4. CONCLUSIONES

Se destacan finalmente la siguientes conclusiones:

El método de cálculo del parámetro crítico que define el inicio del avance de la deslaminación,  $G_{Ic}$ , basado en la pérdida de un 5% de rigidez es el que proporciona los mejores resultados.

Mientras los valores de la energía necesaria para iniciar el crecimiento de la deslaminación no parecen depender en gran medida de la orientación de las láminas adyacentes, sin embargo, la energía necesaria para hacer crecer la deslaminación es apreciablemente mayor cuando ésta progresa entre una lámina de  $0^\circ$  y otra de  $45^\circ$  o  $90^\circ$ , lo que se justifica en virtud de que la grieta se devía del plano original, se ramifica, y consecuentemente, se forman puentes de fibras uniendo las dos semiprobetas, hechos todos éstos que dificultan el avance de aquella.

Por otro lado, el composite AS4/3501-6 muestra una excelente adherencia entre su fibra y matriz, de tal manera que la fractura se produce preponderantemente a través de la matriz, frágil; por otro lado, la matriz del composite IM7/8552 es mucho más tenaz y su deslaminación tiene lugar mayoritariamente por rotura de la intercara fibra-matriz.

#### 5. REFERENCIAS

- [1] Carlsson L.A. y Gillespie J.W., "Mode-II interlaminar fracture of composites", Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials, Elsevier Science Pub., 135-144 (1989).
- [2] O'Brien T.K., "Delamination of composite materials", Fatigue of Composite Materials, Elsevier Science Pub., 181-198 (1990).
- [3] ASTM D5528, "Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fibre-reinforced polymer matrix composites", Annual Book of ASTM Standards, Vol. 14.02, 272-281 (1994)
- [4] Davies P., "Protocols for interlaminar fracture testing of composites", European Structural Integrity Society, Polymers & Composites Task Group (1993).
- [5] O'Brien T.K. y Martin R.H., "Round robin testing for Mode-I interlaminar fracture toughness of composite materials", J. Composite Tech. & Res., 15, Num. 4, 269-281 (1993).
- [6] Barrientos V. y Belzunce F.J., "Resistencia a la deslaminación de composites carbono-epoxi (AS4/3501-6) de uso aeronautico", II Congreso Nacional de Materiales Compuestos, Madrid, 296-304, (Nov. 1997).
- [7] Hojo M., Kageyama K. y Tanaka K., "Prestandardization study on mode I interlaminar fracture toughness test for CFRP in Japan", Composites, 26, Num.4, 243-255 (1995).
- [8] Laksimi A. y otros, "Mode I interlaminar fracture of symmetrical cross-ply composites", Composites Science and Technology, 41, 147-164 (1991)

[9] Sela N. e Ishai O., "Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review", Composites, 20, Num. 5, 423-435 (1989)

[10] Robinson P. y Song D.Q., "A modified DCB specimen for Mode I testing of multidirectional laminates", J. Composite Materials, 26, 11, 1554-1577 (1992)

[11] Lucas P.J., "Delamination fracture: Effect of fibre orientation on fracture of a continuous fibre composite laminate", Eng. Fracture Mechanics, 42,3, 543-561 (1992)

## AGRADECIMIENTOS

Agradecemos al Area de Materiales Compuestos del INTA la laminación y curado de los paneles, así como el corte y mecanizado de todas las probetas ensayadas. Queremos igualmente agradecer a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología la financiación concedida para la ejecución del Proyecto de Investigación MAT95-0613, que nos ha permitido realizar y presentar este trabajo.



## INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO NATURAL Y ACELERADO SOBRE EL COMPORTAMIENTO ESTÁTICO Y DINÁMICO DE POLIIMIDAS REFORZADAS CON FIBRA DE VIDRIO.

A. Argüelles\*, M. A. Castrillo\*, I. Viña\* y J. Viña\*\*

\* Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación

\*\* Dpto. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Gijón

Universidad de Oviedo

Campus de Gijón, s/n. 33204 GIJON

**Resumen.** Se ha ensayado un material compuesto de matriz termoplástica (polieterimida) y refuerzo en forma de tejido de vidrio E tanto estática (tracción y cortadura interlaminar) como dinámicamente (fatiga a tres niveles diferentes de tensión). El objeto ha sido determinar en las propiedades mecánicas finales del material compuesto la posible influencia tanto del envejecimiento natural (a la intemperie sufriendo las inclemencias del tiempo) como acelerado (en cámara de niebla salina), ambos realizados durante importantes períodos de tiempo.

**Abstract.** A composite material of thermoplastic matrix (polyetherimide) and E-glass fabric reinforcement have been tested as static tests (tensile and interlaminar shear) as dynamic test (fatigue in three stress levels). The end of these tests has been to measure the influence of natural ageing (inclemency of weather) and accelerated (saline atmosphere), during a long period of time, in the mechanical composite properties.

### 1. INTRODUCCION.

Los materiales compuestos de matriz polimérica han evolucionado en los últimos años en muchos aspectos, siendo uno de los más importantes las mejoras obtenidas en los polímeros empleados como matrices, tanto desde el punto de vista del incremento de magnitud sufrido en las propiedades mecánicas como en las térmicas, referidas estas últimas sobre todo al incremento logrado en la temperatura de transición vítrea.

El composite empleado en este trabajo posee como matriz un termoplástico denominado PEI (polieterimida) original de General Electric cuyas principales características son su elevada temperatura de transición vítrea ( $T_g \approx 217^\circ\text{C}$ ) y su baja absorción de agua [1], lo que le permite mantener un elevado porcentaje de sus propiedades mecánicas tras elevados tiempos de exposición a ambientes húmedos, puesto que la cadena del polímero, en principio, se debería de ver poco dañada por la presencia de humedad en su interior.

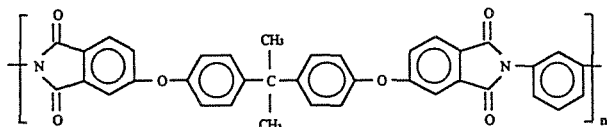
Ultimamente han sido numerosos los investigadores [2, 5] que han intentado cuantificar el posible deterioro existente en un material compuesto (en la mayor parte de los casos con matrices termoestables) sometido a ambientes más o menos agresivos, pero ha sido muy poco común la comparación, presentada en este trabajo, entre las propiedades estáticas y dinámicas del material, una vez sometido éste a situaciones adversas [6].

Obviamente, debido a las mejoras introducidas tanto en las matrices como en los refuerzos empleados, el punto más débil que poseen los composites, desde la vertiente del posible daño generado por la humedad, es la intercara fibra-matriz así como la unión entre las distintas capas que lo constituyen.

### 2. MATERIAL.

El material compuesto empleado ha sido suministrado por la empresa Ten Cate Advanced Composites y tiene

como matriz, tal y como se ha mencionado anteriormente, una resina termoplástica amorfa de altas prestaciones denominada polieterimida (PEI), cuya unidad repetitiva es la siguiente:



El grupo imida aromática le proporciona rigidez y una elevada temperatura de transición vítrea y los enlaces éter confieren flexibilidad a la cadena y permiten buenas condiciones de flujo y procesabilidad.

El material de refuerzo utilizado en este caso ha sido fibra de vidrio tipo E dispuesta en forma de tejido con 300 gr/m<sup>2</sup>. La fracción en volumen de fibra era del 30%. A lo largo de los últimos años se ha analizado el comportamiento de este tipo de fibra ante ambientes agresivos [7] siendo los resultados obtenidos bastante dispares y tremendamente dependientes del tipo de ambiente.

### 3. METODO EXPERIMENTAL.

Se ha tratado de comparar el posible daño sufrido por el composite al ser sometido a dos diferentes tipos de envejecimiento, denominados, a partir de este momento, natural y acelerado.

El envejecimiento natural [8] consistió en la exposición a las inclemencias del tiempo sobre una estructura localizada en el tejado de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Gijón. La atmósfera es, por tanto, típica de una ciudad costera e industrial con un alto grado de humedad. Los tiempos de permanencia en estas condiciones fueron 30, 90 y 180 días, siendo la fecha de inicio de la exposición el 1 de Abril de 1997 y habiéndose, por tanto, desarrollado todo el período durante la primavera y el verano.

El envejecimiento acelerado se efectuó en el interior de una cámara de niebla salina OMI y de acuerdo con la norma ASTM B-117 [3], [9]. La temperatura se mantuvo en 37±1°C, con una humedad relativa del 98%. En este caso, los tiempos fueron 25, 50, 100 y 200 días.

Para evaluar las propiedades estáticas se seleccionaron dos tipos de ensayos. El primero de ellos fue el ensayo de tracción realizado en una INSTRON Mod. 5582 (100kN), según la norma ASTM D 3039. Este ensayo estuvo condicionado parcialmente por la necesidad de adherir unos refuerzos de composite en los extremos de

la probeta para protegerla de la presión ejercida por las mordazas de la máquina de ensayo. El adhesivo empleado precisa un secado de 4 horas a 50°C, con lo que podrían verse ligeramente modificadas las condiciones de humedad obtenidas en el laminado al finalizar su envejecimiento. Las dimensiones de las probetas ensayadas han sido 200×10 mm con un espesor de 1.6 mm.

El segundo ensayo, de cortadura interlaminar (ILSS), ha sido realizado en una MTS Mod.810 (100kN), según la norma ASTM D 2344. Este ensayo permite, de manera sencilla, determinar las posibles pérdidas que se producen en la intercara fibra-matriz. Las dimensiones de las probetas han sido 21×10 mm con un espesor de 1.6 mm.

Las propiedades dinámicas se analizaron mediante el ensayo de fatiga (ASTM D 3479) realizado en una máquina MTS Mod.810 (100kN). El ensayo se ha realizado para tres niveles de tensión correspondientes al 40, 30 y 20% de la tensión de rotura del compuesto y para los mismos tiempos y condiciones de envejecimiento expuestas anteriormente. La elección de estos niveles de tensión ha venido motivada por que a niveles superiores que, en principio, serían mas lógicos y habituales, el comportamiento de este compuesto no era suficientemente homogéneo. En todos los casos la tensión mínima se determinó con un cociente de asimetría de 0.1. Para este tipo de sollicitación las dimensiones de las probetas y su preparación han sido iguales que en el caso de tracción. Asimismo, durante toda la caracterización dinámica se ha mantenido una frecuencia de 3Hz, dado que dicho parámetro puede tener gran influencia en la vida final de la probeta.

### 4. RESULTADOS.

En la figura 1 se presentan los valores de la resistencia a tracción frente al tiempo de envejecimiento tanto natural como acelerado realizado en la cámara de niebla salina. En todos los casos se representan los valores máximos, mínimos y medios de los cinco ensayos realizados.

La observación de la figura 1 permite apreciar un ligero descenso, en ningún caso importante, de la resistencia tras el envejecimiento natural ocurrido a lo largo de los 90 primeros días para posteriormente mantenerse prácticamente constante. Por contra, en el envejecimiento en cámara de niebla salina primeramente se produce también un pequeño aumento de propiedades para, a partir de los 50 primeros días, disminuir finalizando en unos valores muy semejantes a los del otro tipo de envejecimiento anterior.

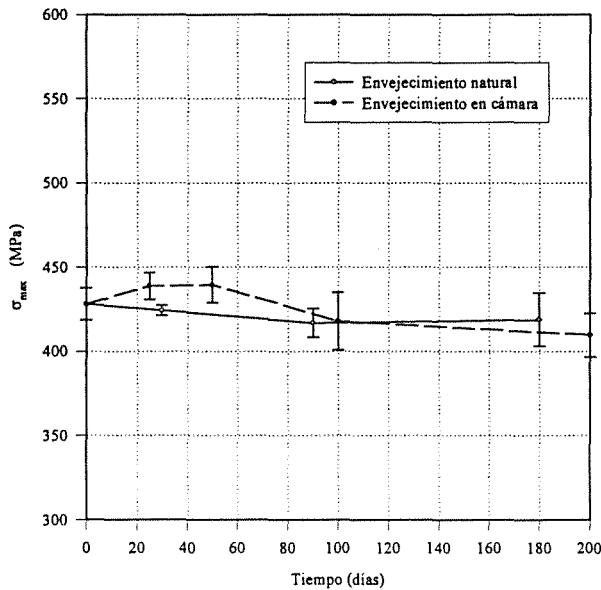


Fig. 1. Variación de la resistencia a tracción con el tiempo de envejecimiento tanto natural como en cámara de niebla salina.

La figura 2 representa los valores de la resistencia a cortadura interlaminar (ILSS) frente al tiempo de exposición, también para los dos tipos de envejecimiento y para los 10 ensayos realizados de cada caso.

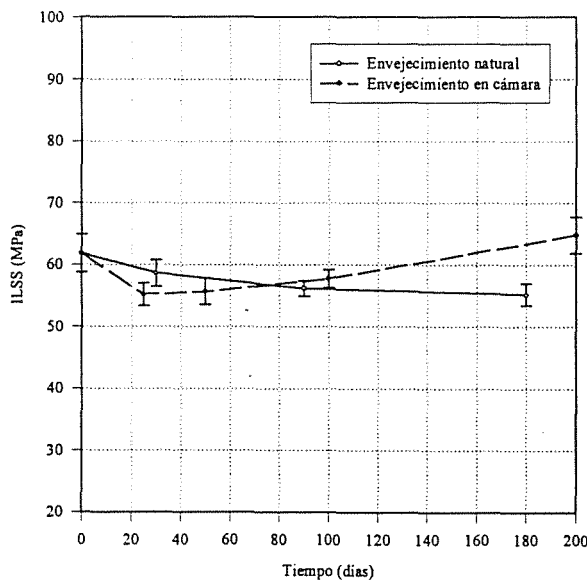


Fig. 2. Variación de la resistencia a cortadura interlaminar con el tiempo de envejecimiento tanto natural como en cámara de niebla salina.

En este caso nuevamente el envejecimiento natural provoca una ligera disminución de las propiedades a cortadura del compuesto mientras que el envejecimiento acelerado presenta unos resultados completamente distintos a los de tracción puesto que existe una disminución inicial en el transcurso de los primeros 50 días de exposición que da lugar a una mejora posterior, aunque en cualquier caso nunca de una gran importancia cuantitativa.

A continuación se mostrarán los resultados procedentes de los ensayos de fatiga que, como se mencionó anteriormente, se han llevado a cabo para tres niveles de tensión coincidentes con el 40, 30 y 20% de la resistencia a tracción del material ensayado. Así en la figura 3 se presentan los ensayos de fatiga para el material compuesto inicial. Además se representan los resultados estáticos con objeto de observar la evolución de los valores, así como los ensayos de tracción efectuados a las probetas que, sometidas a una tensión máxima coincidente con el 20% de la carga máxima han resistido  $10^6$  ciclos, con objeto de determinar lo que se conoce como resistencia residual. Se ha elegido la cantidad de un millón de ciclos por ser bastante habitual en la bibliografía y porque una cantidad superior alargaría, desde el punto de vista temporal, de manera excesiva los ensayos. En todos los casos se trata de la representación de los valores máximo, mínimo y medio de los cinco ensayos realizados.

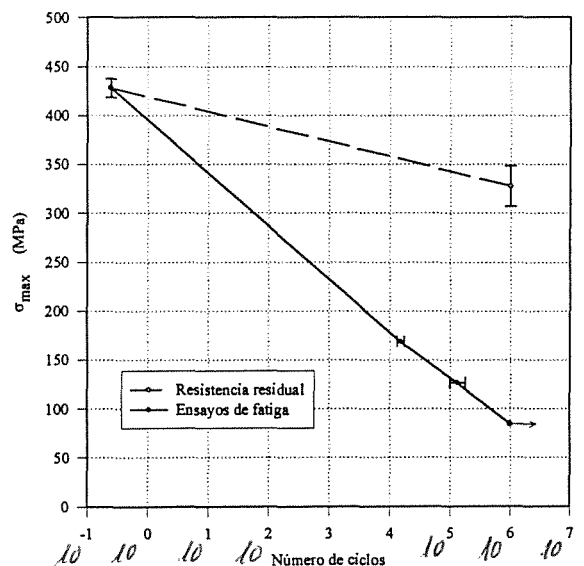


Fig. 3. Representación de la curva de fatiga del material con presencia de los valores de la resistencia residual tras  $10^6$  ciclos.

En principio lo más llamativo de los resultados existentes en la figura 3 es la pérdida de, aproximadamente, un 25% de resistencia que sufre el compuesto tras ser sometido a fatiga con una tensión máxima del 20% de la resistencia a tracción durante un millón de ciclos, así como la poca dispersión existente en el valor del número de ciclos impropia, en primer lugar por ser ensayos de fatiga y en segundo lugar por tratarse de un material tan poco homogéneo como son los composites.

La figura 4 representa la influencia que, sobre los valores de la resistencia a fatiga del compuesto, tiene el tiempo de permanencia de las probetas expuestas al envejecimiento definido como natural. De la misma forma que en el caso anterior, también aparecen los valores de las resistencias residuales obtenidos para las probetas del 20%, puesto que, de igual forma superaron los  $10^6$  ciclos para este nivel de tensión.

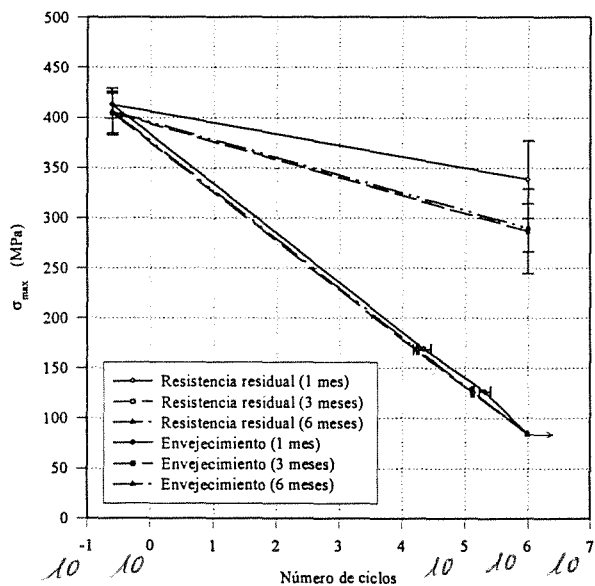


Fig. 4. Curvas de fatiga para envejecimientos naturales durante 1, 3 y 6 meses, con presencia de los valores de la resistencia residual tras  $10^6$  ciclos.

En esta figura se aprecian, en primer lugar, unas muy ligeras diferencias entre los resultados obtenidos y en segundo lugar, que parece existir una tendencia a la disminución de las propiedades dinámicas, sobre todo desde el primer mes hasta los tres meses de exposición para posteriormente mantenerse prácticamente los valores. Lo mismo se puede afirmar para el caso de las resistencias residuales.

De la misma forma que la figura 4 muestra las curvas de fatiga para el envejecimiento natural, la figura 5 lo hace para los distintos períodos de exposición a envejecimiento acelerado en la cámara de niebla salina empleada a tal efecto. Al igual que en los casos anterior, se presentan también los valores de las resistencias residuales obtenidos en las probetas que han alcanzado el millón de ciclos.

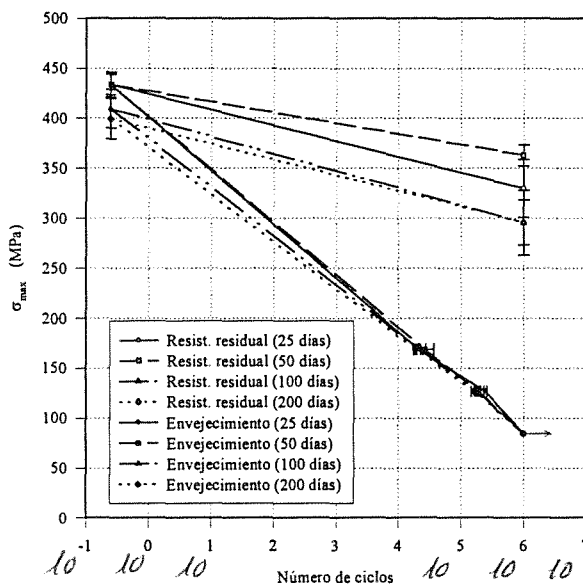


Fig. 5. Curvas de fatiga para envejecimientos acelerados durante 25, 50, 100 y 200 días, con presencia de los valores de la resistencia residual tras  $10^6$  ciclos.

A pesar de que las diferencias en los resultados obtenidos para los distintos períodos de exposición no son demasiado importantes, sí se puede apreciar que tras los envejecimientos de 25 y 50 días las propiedades son mejores que tras 100 y 200 días, de manera similar a lo que ocurría con los resultados de tracción y completamente distinto a lo obtenido en la cortadura interlaminar.

Por último se presenta la comparación entre los resultados obtenidos sin envejecimiento y con los dos tipos de envejecimiento efectuado. Con este objetivo se muestra la figura 6, donde se representan tanto los ensayos de fatiga realizados inicialmente como los efectuados en los mayores períodos de exposición para cada tipo de envejecimiento, es decir, 6 meses para el natural y 200 días para el acelerado.

En esta figura se puede apreciar una pequeña diferencia en los resultados estáticos entre las probetas sin envejecer y las que han sido envejecidas por ambos métodos. Pero en lo que se refiere a los valores procedentes de los ensayos de fatiga prácticamente no existe ningún tipo de diferencia entre los tres valores representados.

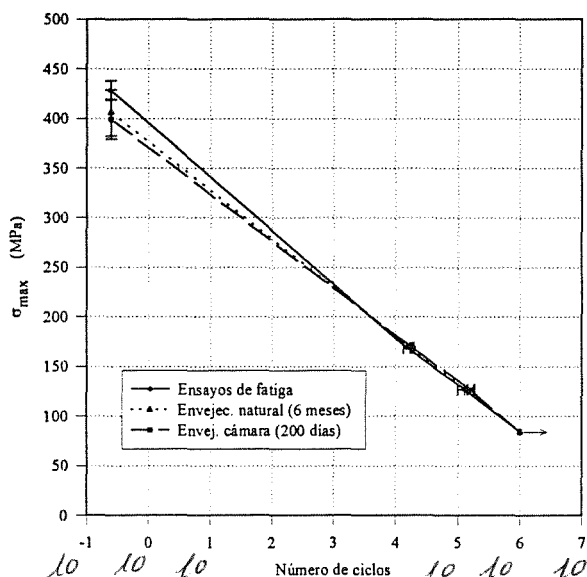


Fig. 6. Comparación entre las curvas de fatiga del material sin envejecer, tras 6 meses de envejecimiento natural y tras 200 días de envejecimiento en cámara de niebla.

## 5. CONCLUSIONES.

La primera y más importante conclusión es, que ni el envejecimiento natural ni el envejecimiento acelerado, ambos realizados durante importantes períodos de tiempo, provocan una variación importante en las propiedades estáticas o dinámicas del PEI reforzado con tejido de fibra de vidrio E. Resulta destacable la anteriormente mencionada pérdida de un 15% de la resistencia a tracción del material tras ser sometida a un millón de ciclos para un nivel de tensión del 20% de la tensión estática máxima.

Ahora bien, si se profundiza un poco más, se puede concluir que el envejecimiento natural provoca una ligera pérdida en la resistencia a tracción, a cortadura y a fatiga del composite, sobre todo durante los primeros meses de exposición (3 meses), para después prácticamente mantenerse inalterable.

Desde el punto de vista del envejecimiento acelerado en cámara de niebla salina, se puede comprobar que los resultados presentan menor homogeneidad que en el caso anterior; por una parte la resistencia a tracción aumenta ligeramente durante los primeros 50 días al tiempo que la resistencia a cortadura disminuye. A partir de ese momento la tendencia de los resultados cambia en ambos casos. En los ensayos de fatiga ocurre algo similar a lo comentado sobre los ensayos de tracción. Resulta complicado valorar y justificar estos datos aunque la mejoría inicial de los resultados a tracción y fatiga podría deberse a un postcurado ocurrido en la matriz a causa de la temperatura mantenida en la cámara (37°C), para después entrar en las pérdidas típicas del envejecimiento. Este fenómeno no es incompatible con la aparente pérdida inicial de resistencia a cortadura puesto que a la vez que la matriz mejora sus propiedades la intercara fibra matriz o la interconexión entre las distintas capas puede estar deteriorándose. Lo que ya resulta más difícil de justificar es la posterior mejora de la resistencia. El único dato bibliográfico en este sentido ha sido recogido por el mismo grupo de investigación [8] y la única justificación habría que buscarla en posibles modificaciones que haya sufrido la matriz en el curso de la exposición. De cualquier manera la variación en un u otro sentido no es importante en ningún caso.

## 6. AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido financiado (FICYT) en el marco del proyecto FC-97-PBP-MAT97-01, dentro del II Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias. Los autores agradecen la financiación recibida así como el trabajo desarrollado por D. Roberto García y D. Juan Rojo para la realización de los ensayos.

## 7. BIBLIOGRAFIA.

- [1] Fines, R. E., Bartolomucci, J. P., "Polyether-imides (PEI)", Engineered Plastics. ASM International, 156-159 (1988).
- [2] Burcham, L. J., Vanlandingham, M. R., Eduljee, R. F., Gillespie, J. W., "Moisture effects on the behavior of graphite/polyimide composites", Polymer Composites, Vol. 17, No. 5, 682-690 (1996).
- [3] Castaing, Ph., Lemoine, L., "Effects of water absorption and osmotic degradation on long-term behavior of glass fiber reinforced polyester", Polymer Composites, Vol. 16, No. 5, 349-356 (1995).
- [4] Pritchard, G., Speake, S. D., "The use of water

absorption kinetic data to predict laminate property changes", Vol. 18, No. 3, 227-232 (1987).

[5] Selzer, R., Friedrich, K., "Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture" Composites Part A 28A, 595-604 (1997).

[6] Sumsion, H. T., Williams, D. P., "Effects of environment on the fatigue of graphite-epoxy composites", Fatigue of Composite Materials, ASTM STP 569, 226-247 (1975).

[7] Qiu, Q., Kumosa, M., "Corrosion of E-glass fibers in acidic environments", Composites Science and Technology 57, 497-507 (1997).

[8] Viña, J., Sánchez, A., Lamela, M. J., Belzunce, F. J., "Ageing of glass fibre reinforced PEI in saline atmosphere", Journal of Materials Science Letters 13, 1778-1779 (1994).

[9] Viña, J., Belzunce, F. J., Argüelles, A., Viña, I., Fernández Canteli, A., "Mechanical properties of SMC-35 after prologed exposure to the atmosphere", Composites Vol. 25, No. 9, 891-894 (1994).

**EFFECTO DE LA LONGITUD ENSAYADA SOBRE LA RESISTENCIA A TRACCIÓN DE FIBRAS SIGMA**

M.C. García Leiva, I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano,  
M. Fuentes Pérez

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)  
Pº Manuel Lardizábal, 15, 20009- San Sebastián.

y  
Escuela Superior de Ingenieros de San Sebastián. Universidad de Navarra.  
Apdo. 1674, 20008 - San Sebastián.

**Resumen:** Las fibras de SiC se utilizan habitualmente como refuerzo (tanto unidireccional como tejido) en materiales compuestos, tanto de matriz metálica como cerámica, como consecuencia de su elevado módulo elástico y de su alta estabilidad química y resistencia mecánica específica a altas temperaturas. En la caracterización de la resistencia a tracción de este tipo de fibras intervienen tanto la distribución de defectos en los que se origina el fallo como el tamaño de la probeta ensayada. En esta contribución se presenta un estudio del efecto de la longitud de las probetas sobre la resistencia a tracción en fibras Sigma SM1140+ (fibras de SiC, con núcleo de W y recubrimiento de grafito).

**Abstract:** Silicon carbide fibres are frequently used as reinforcement (unidirectional or woven) in both metallic and ceramic matrix composites, because of their high Young's modulus, chemical stability and specific mechanical strength at high temperature. In the characterisation of this kind of fibres, the distribution of defect sizes and the volume of test-pieces play an important role. This paper discusses the effect of the test specimen length in the tensile strength of Sigma SM1140+ (SiC fibres, with a W core and graphite coating).

## 1. INTRODUCCIÓN

En multitud de aplicaciones de ingeniería nos gustaría disponer de un material con una extraordinaria rigidez. El material con un mayor módulo elástico es, sin duda, el diamante, pero su empleo se ve limitado a las formas disponibles y su elevadísimo precio. El siguiente candidato para proporcionar grandes rigideces es el carburo de silicio. Sus propiedades son extraordinarias como se recoge en la Tabla 1. Destaca su elevado módulo elástico y su extraordinaria dureza.

Este es el caso de múltiples componentes aeronáuticos y espaciales en los que el peso debe reducirse al mínimo posible; en aquellos en los que lo limitante es la deformación, la introducción de este tipo de material como fibras de refuerzo es enormemente atractivo.

Por contra la introducción de fibras cerámicas, intrínsecamente frágiles, conlleva una dispersión en las propiedades, mayores que las habituales en las aleaciones metálicas. En particular, existe un efecto tamaño: cuanto mayor es la longitud de fibra

introducida en un componente tanto mayor es el mayor de los defectos y, en consecuencia, menores propiedades se obtienen.

En este artículo se estudia el efecto de volumen que caracteriza a fibras de SiC obtenidas mediante deposición en estado de vapor sobre un filamento de W. La fibra se comercializa con la denominación de fibra Sigma SM1140+ (por la DRA, Reino Unido). Los detalles sobre su microestructura pueden encontrarse en [4]. Este tipo de fibra típicamente se emplea como refuerzo de las aleaciones de Ti.

## 2. MATERIAL ENSAYADO Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Los ensayos se realizaron con fibras sigma SM1140+ fabricadas por la DRA (Reino Unido). Estas fibras tienen un núcleo de W de unas 15  $\mu\text{m}$  sobre el que se crece el material principal del que se compone la fibra (SiC) por CVD. Finalmente se les aplica un recubrimiento de grafito para mejorar la intercara en la posterior elaboración de los materiales compuestos así como para proteger la fibra en sí ante la manipulación.

Tabla 1. Propiedades del SiC obtenido por deposición química desde el estado de vapor.

| Propiedad                         | Valor   | Referencias                |
|-----------------------------------|---|----------------------------|
| Densidad                          | 3.200 kg/m <sup>3</sup>   | Hirai, 1991                |
| Dureza Knoop                      | 27 -34 GPa  | Hirai, 1991                |
| Dureza Vickers                    | 31 GPa  | Hirai, 1991                |
| Módulo elástico                   | 275 - 469 GPa   | Hirai, 1991; Watkins, 1993 |
| Módulo de cortadura               | 180 GPa   | Yamada, 1991               |
| Coefficiente de Poisson           | 0'16  | Yamada, 1991               |
| Resistencia a tracción            | 590 MPa   | Hirai, 1991                |
| Carga de rotura                   | 650 MPa   | Hirai, 1991                |
| Resistencia en flexión            | 200 - 800 MPa   | Hirai, 1991                |
| Tenacidad                         | 3'1 - 6'8 MPa√m   | Hirai, 1991                |
| Resistencia específica            | 0'01 - 0'14 Ω·m   | Hirai, 1991                |
| Conductividad térmica             | 58 - 71 W/m·K   | Hirai, 1991                |
| Calor específico                  | 0'690 J/g·K   | Yamada, 1991               |
| Coefficiente de expansión térmica | 4'4 × 10 <sup>-6</sup> - 4'9 × 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> | Hirai, 1991                |

El diámetro nominal de las fibras ensayadas es de 104 μm, alcanzando hasta 115 μm con el recubrimiento de carbono.

Se prepararon probetas con este material de 10, 100 y 200 mm de longitud ensayada. Para evitar el deslizamiento entre las fibras y las mordazas de sujeción a la máquina de ensayos se prepararon unos hombros a las probetas pegando con un pegamento de contacto unos cuadrados de papel de lija de 20x20 mm a los extremos de cada fibra.

Las probetas así preparadas se ensayaron a tracción en una máquina Instron electromecánica, con una celda de carga de 500 N. Las velocidades de ensayo fueron 0.05, 0.5 y 1 mm/min para las muestras de 10, 100 y 200 mm respectivamente, a temperatura ambiente. Se registró la carga aplicada en cada momento en función del tiempo de ensayo, y posteriormente se hizo una conversión a carga-desplazamiento teniendo en cuenta la velocidad de desplazamiento constante aplicada en cada caso.

### 3. RESULTADOS Y FRACTOGRAFÍA

En todos los ensayos realizados las probetas presentaron comportamiento elástico lineal hasta el momento de la fractura. Los resultados obtenidos para la carga de rotura en todos los ensayos se presentan en la Tabla 2. En la Tabla 3 se presentan los valores medios correspondientes a cada una de las longitudes ensayadas, así como los coeficientes de correlación para las distribuciones normal, log-normal y de Weibull.

La Fig. 1 muestra, en una gráfica normal las distribuciones acumuladas de las cargas de rotura obtenidas para las tres longitudes ensayadas a tracción y temperatura ambiente (200, 100 y 10 mm). Resulta evidente, en el diagrama que las distribuciones, que los datos experimentales se ajustan mal a la hipótesis de

una distribución normal (rectas sobre el diagrama) o distribuciones logarítmico normales, a diferencia de lo que ocurre con otros materiales frágiles [5].

La Fig. 2 muestra el diagrama de acumulación representado sobre un diagrama de Weibull. Como se desprende de la observación de esta figura y de la tabla 3, el ajuste es notablemente mejor que en el caso de las distribuciones normales.

En la Fig. 3 se muestran sobre un diagrama de acumulación los resultados obtenidos para las tres longitudes ensayadas (las curvas de símbolos). Las curvas a trazo continuo se corresponden con las predicciones que se obtendrían al emplear los resultados obtenidos para las fibras de mayor longitud (200 mm) para predecir los resultados de las longitudes menores ensayadas (10 y 100 mm), de acuerdo con la ecuación:

$$F_{\sigma}^N = 1 - (1 - F_{\sigma})^N \quad (1)$$

en donde  $N$  representa una longitud  $N$  veces mayor de fibra que la que se haya empleado para obtener la función de distribución,  $F_{\sigma}$  [5].

Las predicciones obtenidas en la Fig. 3 son razonablemente esperanzadoras, pero se limitan al rango de tensiones observado para la rotura de las fibras más largas (como resulta obvio, no se pueden hacer predicciones de probabilidad para cargas que no han sido observadas en las fibras de 200 mm). Ahora bien, podemos considerar que al ensayar longitudes menores lo que se está muestreando es la zona de mayores tensiones y valores más altos de la función de distribución.



Tabla 2. Valores para la carga de rotura obtenidos en los ensayos de tracción de fibra Sigma SM1140+.

| Ref. | Carga de rotura (N) |        |        |
|------|---------------------|--------|--------|
|      | 10 mm               | 100 mm | 200 mm |
| 1    | 23.4                | 17.26  | 20.35  |
| 2    | 24.12               | 22.23  | 21.03  |
| 3    | 25.97               | 22.31  | 23.45  |
| 4    | 26.31               | 22.54  | 23.57  |
| 5    | 27.76               | 22.87  | 23.73  |
| 6    | 27.79               | 23.88  | 23.84  |
| 7    | 27.97               | 23.97  | 24.15  |
| 8    | 28.13               | 24.78  | 24.51  |
| 9    | 28.25               | 24.93  | 24.63  |
| 10   | 28.28               | 24.95  | 25.14  |
| 11   | 28.31               | 25.1   | 25.17  |
| 12   | 28.36               | 25.32  | 25.23  |
| 13   | 28.38               | 25.34  | 25.26  |
| 14   | 28.47               | 26.36  | 25.3   |
| 15   | 28.64               | 26.5   | 25.41  |
| 16   | 28.71               | 26.64  | 25.57  |
| 17   | 29.06               | 26.66  | 25.61  |
| 18   | 29.11               | 26.66  | 26.09  |
| 19   | 29.22               | 26.9   | 26.24  |
| 20   | 29.26               | 26.95  | 26.36  |
| 21   | 29.48               | 27.28  | 26.47  |
| 22   | 29.66               | 27.34  | 26.83  |
| 23   | 29.81               | 27.4   | 26.85  |
| 24   | 30                  | 27.48  | 26.9   |
| 25   | 30.04               | 27.53  | 26.99  |
| 26   | 30.19               | 27.79  | 27.02  |
| 27   | 30.23               | 28.08  | 27.26  |
| 28   | 30.23               | 28.16  | 27.38  |
| 29   | 30.64               | 28.44  | 27.5   |
| 30   | 30.64               | 28.98  | 27.57  |
| 31   | 31.22               |        |        |

Tabla 3. Valores medios y coeficientes de correlación para las distintas longitudes ensayadas.

|                              | 10 mm | 100 mm | 200 mm |
|------------------------------|-------|--------|--------|
| Carga media de rotura (N)    | 28.6  | 25.7   | 25.4   |
| Coef. correlación Normal     | 0.938 | 0.934  | 0.950  |
| Coef. correlación Log-normal | 0.923 | 0.905  | 0.936  |
| Coef. correlación Weibull    | 0.982 | 0.972  | 0.976  |
| Módulo de Weibull            | 19+3  | 16+3   | 17+3   |

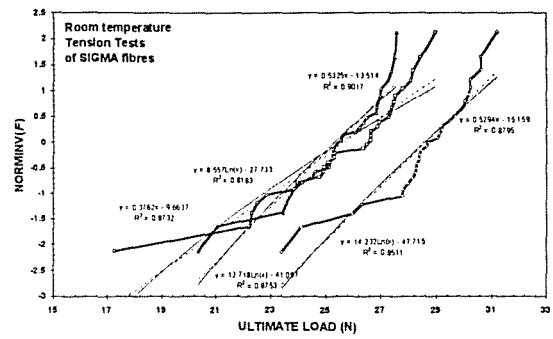


Fig. 1. Diagrama de acumulación de las cargas de rotura sobre un papel normal. Resulta aparente que los resultados experimentales no encajan bien en funciones de distribuciones normales (rectas de trazos) o logarítmico normales (líneas continuas).

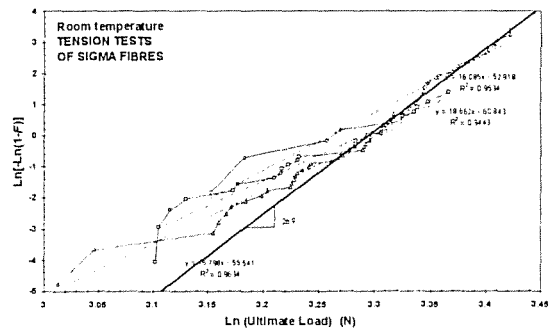


Fig. 2. Diagrama de acumulación de las cargas de rotura sobre un diagrama de Weibull. Se representan los ajustes obtenidos para las diferentes longitudes ensayadas y al conjunto de los datos experimentales.

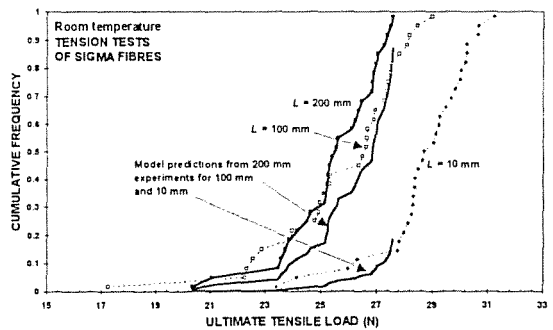


Fig. 3. Diagrama de acumulación de las cargas de rotura de las fibras Sigma SM1140+ para cada una de las 3 longitudes ensayadas. Asimismo se representa la predicción que se obtiene a partir de los datos experimentales con longitud de 200 mm para 100 y 10 mm (líneas continuas).

La Fig. 4 muestra, en un diagrama de Weibull, la totalidad de los resultados experimentales cuando las probabilidades acumuladas de fallo se normalizan

teniendo en cuenta las diferentes longitudes ensayadas. Como se observa, los resultados se ajustan razonablemente a una recta, y por lo tanto se corresponden con una sola distribución de Weibull. En consecuencia, el ajuste que se propone para la resistencia mecánica a tracción de las fibra Sigma SM1140+ es el siguiente:

$$F = 1 - \exp \left[ - \frac{L}{100 \text{ mm}} \left( \frac{P}{26 \text{ N}} \right)^{19.6} \right] \quad (2)$$

En la Fig. 5 se muestran los resultados experimentales (símbolos) junto con las predicciones que resultan empleando la Ec. (2) propuesta (curvas de trazo continuo).

Como se ha explicado en el apartado de técnicas experimentales, las probetas están amarradas a la máquina de ensayos por medio de unas mordazas que las sujetan en unos "hombros" de longitud 20 mm. Como consecuencia de la forma de amarre es cuestionable hasta qué punto la longitud de fibra que se encuentra dentro del amarre también se muestrea. Si esto fuera así debería considerarse la longitud total de la fibra como ensayada.

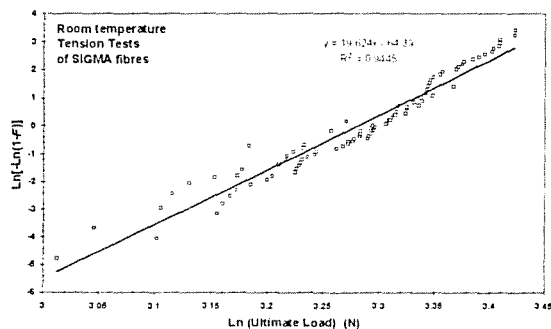


Fig. 4. Diagrama de Weibull de la distribución de las cargas de rotura cuando se pondera la frecuencia en función de la longitud de fibra Sigma SM1140+ ensayada.

Sin embargo, aunque no sea la totalidad de la fibra la muestreada, parece incuestionable que habrá una longitud de transferencia de carga, dentro de las mordazas, que habrá que tener en cuenta si se pretende obtener una predicción fiable. Esto tendría un efecto de particular importancia en las probetas ensayadas de menor longitud y apenas tendría efecto sobre la longitudes mayores, puesto que la longitud de fibra introducida en los amarres es constante en los ensayos, con independencia de la longitud de la fibra ensayada. Teniendo en cuenta la corrección por efecto de la longitud de amarre, se ha representado en la Fig. 5 (en línea de puntos) la predicción que se realizaría para una longitud de fibra de 20 mm. Como se observa resulta una razonable cota superior para los resultados experimentales.

Todos las fracturas observadas nuclean en la intercara entre el núcleo de W y el SiC depositado en estado de vapor. El aspecto de la rotura en el SiC tiene un aspecto radial con el origen en el núcleo de W, como se puede observar en la Fig. 6.

En algunas de las probetas rotas se observó un agrietamiento en el núcleo de W, que en todos los casos progresa hasta la intercara entre el mismo y el SiC. Un detalle de uno de estos casos se presenta en la Fig. 7.

p

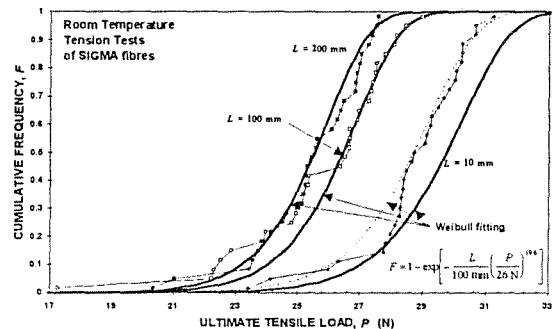


Fig. 5. Diagrama de acumulación de las cargas de rotura obtenidas para tres longitudes distintas de fibra Sigma SM1140+ ensayada a temperatura ambiente y las predicciones que se obtienen empleando el ajuste a la ecuación de Weibull.

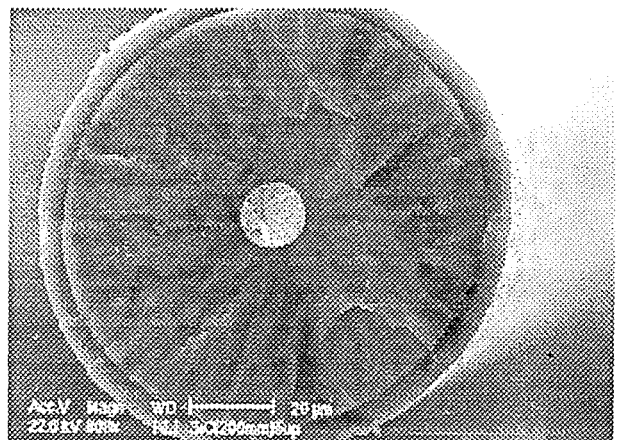


Fig. 6. Micrografía electrónica de barrido de una fibra rota a tracción. Se observa como la fractura en el SiC es radial, comenzando en la intercara con el núcleo de W.

#### 4. CONCLUSIONES

- La resistencia mecánica de la fibra Sigma SM1140+ se ajusta a una distribución de Weibull.
- Se propone un método que permitir incluir diferentes longitudes de fibra ensayadas en el cálculo de la función de distribución.

- Las predicciones del modelo encajan razonablemente bien con los resultados experimentales obtenidos, variando la longitud de la fibra ensayada en un factor de 20.
- La fractografía indica que las fibras rotas a tracción presentan una superficie plana, perpendicular al eje de tracción. La fractura en el SiC es radial y comienza en la intercara con el núcleo de W.

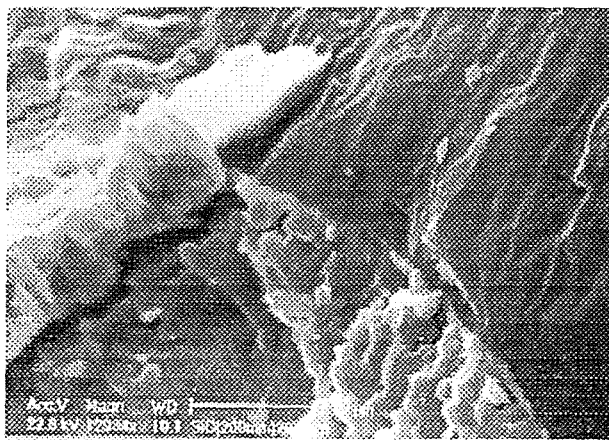


Fig. 7. Detalle de la intercara entre el núcleo de W y el SiC. En este caso se observa un agrietamiento del núcleo que ha progresado en el SiC.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado en el marco de un proyecto financiado por el Departamento de Industria,

Agricultura y Pesca del Gobierno Vasco y la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Hirai, T. y Sasaki, M. "Silicon Carbide Prepared by Chemical Vapor Deposition", en Silicon Carbide Ceramics-1, Edt. S. Sóniya y Y. Inomata, Elsevier Applied Science, 1991, 77-98.
- [2] Watkins, T.R., Green, D.J. y Ryba, E.R., "Determination of Young's Modulus in Chemical Vapor-Deposited SiC Coatings", *J. Am. Ceram. Soc.*, 76, 8 (1993) 1965-1968.
- [3] Yamada, K. y Mohri, M., "Properties and Applications of Silicon Carbide Ceramics", en Silicon Carbide Ceramics-1, Edt. S. Sóniya y Y. Inomata, Elsevier Applied Science, 1991, 13-44.
- [4] Ocaña Arizcorreta, I, Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. y Fuentes Pérez, M., "Distribución de la resistencia mecánica de monofilamentos de SiC recubiertos de grafito", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 14 (1997) 288-293.
- [5] Martín Meizoso, A, Martínez Esnaola, J.M., Ocaña, I. y García Leiva, M.C., "Distribución de la resistencia mecánica de los espaguetis", en este volumen.

## CARACTERIZACIÓN DE LA INTERCARA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA A PARTIR DE ENSAYOS DE EMPUJE DE FIBRAS

M.R. Elizalde, J.M. Sánchez, A.M. Daniel, I. Puente, A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez-Esnaola y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT),  
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián.  
Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra,  
Apdo. 1674, 20080 San Sebastián

**Resumen.** En un material compuesto, una vez elegidos la matriz y el refuerzo, son las características de la intercara las que determinan el comportamiento final a fractura del material. Es por tanto necesario disponer de una técnica para medir las propiedades mecánicas de la intercara. Entre los ensayos existentes, el ensayo de empuje de fibras presenta grandes ventajas para la determinación *in situ* de las propiedades de la intercara, pero es un ensayo complejo en cuanto a la ejecución e interpretación. Por lo general, los modelos existentes se han aplicado a materiales densos con bajas energías de despegue y tensiones de fricción en la intercara débiles. En el presente trabajo se estudia la validez del ensayo y de su modelización a partir de los resultados obtenidos para materiales con características que alejan su comportamiento del ideal para la interpretación de los ensayos de empuje de fibras. Los materiales ensayados son un material compuesto de matriz de calcio-aluminosilicato (CAS) reforzada con fibras de Nicalon® con estructura laminada [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>, y un material de matriz de β-SiC obtenida por infiltración de vapor reforzada con fibras de Nicalon® con estructura tejida. Se miden la tensión de fricción en la intercara, la tensión de despegue y las tensiones residuales en la fibra. Entre los resultados obtenidos se destacan la importancia del efecto de Poisson y la gran variabilidad de las tensiones residuales de las fibras.

**Abstract.** In a Ceramic Matrix Composite (CMC), once the matrix and the reinforcement are selected, the characteristics of the interface determine the fracture behaviour of the overall material. Hence, a technique to measure the mechanical properties of the interface is needed. Among all the tests, the fibre push-in test presents important advantages to determine *in situ* the interfacial mechanical properties, but it is complex to perform and to interpret. In general, the models have been applied to dense materials with low debonding energies and low interfacial shear stresses. In this work, the validity of this test and its modelisation is studied from the results obtained for materials with characteristics significantly different when compared with the materials defined as ideal to be tested with this technique. The composites used in this work are a cross-ply [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub> Nicalon® fibre reinforced, Calcium-aluminosilicate matrix (CAS), and a 2D woven Nicalon® fibre reinforced, chemical vapour infiltrated β-SiC matrix. The interfacial frictional stress, the debonding stress and the residual stresses in the fibre are measured. From these results the importance of the Poisson's effect and the high variability of the residual stresses in the fibres is pointed out.

### 1. INTRODUCCIÓN

Para un material compuesto, una vez elegidos la matriz y el refuerzo, son las características de la intercara las que determinan las propiedades mecánicas finales del material. En concreto, en materiales compuestos de matriz cerámica las propiedades de la intercara necesarias para obtener un material con comportamiento tenaz son: una energía de descohesión de la intercara  $G_{ic}$  sensiblemente menor que la energía de fractura de la fibra  $G_{fc}$  (en teoría,  $G_{ic} < 1/4-1/2G_{fc}$ , dependiendo de las propiedades elásticas de la fibra y la matriz [1]), y la tensión de fricción en la intercara  $\tau$  debe ser optimizada.

En efecto, si  $\tau$  es demasiado elevada, el CMC puede tener un comportamiento frágil, y si es muy baja, la transferencia de carga de la matriz a las fibras es ineficaz obteniéndose valores pequeños de la tensión última de fractura  $\sigma_{UTS}$ , de la tensión de agrietamiento de la matriz  $\sigma_{mc}$  y del trabajo de extracción de fibras. Asimismo, se debe tener en cuenta que si en algún momento las tensiones de operación superan la  $\sigma_{mc}$ , el componente presentaría grietas en la matriz. En este caso cualquier atmósfera agresiva se puede poner en contacto con las fibras y la intercara, pudiéndose producir reacciones que degradasen la resistencia y la tenacidad del CMC. Por estas razones se requiere una

técnica para medir las propiedades mecánicas de la intercara y poder de esta forma correlacionar cuantitativamente las características de la intercara con el comportamiento de un CMC.

Entre las diversas técnicas que se han utilizado para medir el despegue de la intercara y las características del deslizamiento con fricción, las más ventajosas son las basadas en la introducción de fibras. Así, se pueden obtener  $\tau$  y  $G_{ic}$ , e incluso las tensiones residuales, con muestras de preparación sencilla que pueden extraerse, si es necesario, de un componente real. Además, esta técnica de ensayo se puede aplicar a fibras con diámetros muy variados (desde 150  $\mu\text{m}$  [2] hasta fibras de diámetro < 20  $\mu\text{m}$  [3]) e incluso se podría adaptar para ensayos a alta temperatura, como ya se ha hecho con algunos microdurómetros [4].

Sin embargo, el ensayo de empuje de fibras resulta complejo en cuanto a la interpretación de los resultados. Los modelos existentes se han aplicado, por lo general, a materiales densos con bajas energías de despegue y tensiones de fricción en la intercara débiles [3, 5, 6, 7 y 8]. En trabajos previos [9, 10] se ha observado que el empleo de modelos que no consideran el efecto de Poisson y las tensiones residuales en las fibras supone introducir un error importante en el cálculo de las propiedades mecánicas. Con objeto de considerar el efecto de Poisson, en este trabajo se ha empleado el modelo de Hsueh [7] para caracterizar las intercaras de dos CMCs, el CAS/SiC con estructura laminada y el SiC/SiC con estructura tejida en dos direcciones, en estado de recepción y tras ser sometidos a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a temperaturas entre 375°C y 800°C.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales y preparación de muestras

El estudio se ha realizado con dos materiales compuestos comerciales (Fig. 1). El primero fue suministrado por la 'Société Européenne de Propulsion' (S.E.P., Francia) y consta de una matriz de  $\beta$ -SiC obtenida por infiltración química de vapor reforzada con fibras de Nicalon® tejidas en dos dimensiones. La intercara es de carbono, posee un espesor de 0.125  $\mu\text{m}$  [9] y se obtiene por deposición. El segundo fue suministrado por Rolls-Royce plc (UK) y está constituido por una matriz vítrea de calcio aluminosilicato (CAS) obtenida por compresión en caliente reforzada con fibras de Nicalon® con estructura laminada [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. La intercara es rica en carbono con un espesor de 0.15  $\mu\text{m}$  [9] y formada *in situ* durante el proceso de fabricación.

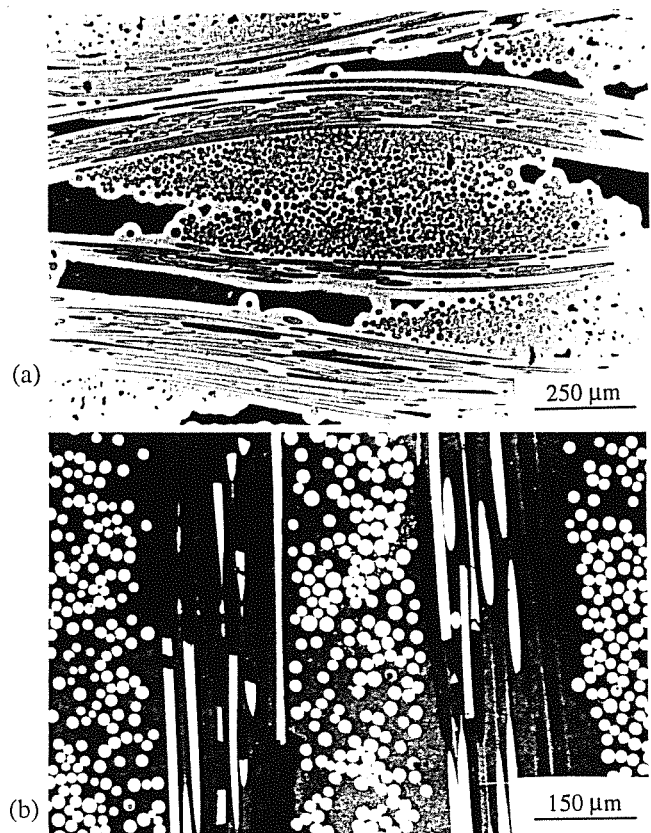


Fig. 1. Micrografía electrónica de barrido de la sección transversal del (a) SiC/SiC tejido y (b) CAS/SiC laminado.

Para realizar los tratamientos térmicos en aire se coloca un paralelepípedo de material de 10 x 10 x 3 mm sobre un soporte de alúmina y se introduce en un horno a temperatura ambiente. Todos los paralelepípedos utilizados se han obtenido a partir de una misma teja cortando con una sierra de diamante (DISCOTOM). El horno se calienta a una velocidad de 60°C/min. hasta alcanzar, respectivamente, 375°C, 450°C, 525°C, 600°C, 700°C y 800°C, y se mantiene a la misma temperatura durante 100 horas. Se apagan entonces los elementos calefactores y se deja enfriar la muestra dentro del horno.

Los ensayos de empuje de fibras se realizan en la sección media de las muestras tratadas térmicamente para evitar efectos localizados únicamente en la superficie. Con este objetivo las muestras se cortan por la mitad y una parte de 5 mm de largo se engasta en resina epoxy y se pule la sección media con un acabado de pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ .

### 2.2. Ensayos de empuje de fibras

El ensayo de empuje de fibras [3] consiste en aplicar una carga sobre el extremo de una fibra orientada paralelamente a la dirección de aplicación de la carga hasta que se produzca el despegue y posterior

deslizamiento entre fibra y matriz. En cada ensayo se han realizado tres ciclos de carga y descarga y se han registrado simultáneamente la carga aplicada y el desplazamiento de la punta del indentador Berkovich. Se ha empleado un dispositivo comercial, el Nano Indenter II (Nano Instruments, Inc., Oak Ridge, TN, USA), que registra la carga aplicada y el desplazamiento con una resolución de 0.3  $\mu\text{N}$  y 0.1 nm, respectivamente. Una vez ensayadas las muestras se midieron los radios de las fibras en el microscopio electrónico de barrido.

El deslizamiento real de la fibra dentro de la matriz se obtiene a partir del desplazamiento total de la punta registrado durante el ensayo sustrayendo el desplazamiento de la punta correspondiente a la deformación elastoplástica de la fibra consecuencia de la indentación con la punta Berkovich [9].

Una vez obtenidas las curvas carga aplicada frente a deslizamiento de la fibra, se determinan las propiedades mecánicas de la intercara ajustando las curvas con el modelo de Hsueh [7]. Este modelo considera intercara pegadas, el efecto de Poisson, aunque de forma promediada, y las tensiones residuales, y permite incluir la porosidad entre los haces y dentro de los haces característica del SiC/SiC tejido en dos dimensiones [9, 11].

**Tabla 1.** Parámetros del material introducidos en el modelo de Hsueh [7] para el CAS/SiC [12].

|                                      |      |      |
|--------------------------------------|------|------|
| $E_f$ (GPa)                          | 200  | [10] |
| $\nu_f$                              | 0.25 | [13] |
| $E_m$ (GPa)                          | 80   | [13] |
| $\nu_m$                              | 0.25 | [13] |
| $f$ (fracción volumétrica de fibras) | 0.4  | [14] |
| $m$ (fracción volumétrica de matriz) | 0.6  | [14] |
| $b/R$                                | 10   | [7]  |

Los parámetros de la intercara que define el modelo de Hsueh [7] son el coeficiente de fricción entre la fibra y la matriz,  $\mu$ , la tensión de despegue,  $\sigma_d$ , y dos componentes de la tensión residual en la fibra debida a efectos termomecánicos entre fibra y matriz durante la fabricación del material compuesto: la tensión residual radial,  $\sigma_r$ , y la tensión residual axial,  $\sigma_z$ . En [11] se detallan los parámetros del material utilizados para el ajuste de los resultados experimentales en el caso del SiC/SiC, y en la tabla 1 se recogen los valores empleados para el CAS/SiC.

### 3. RESULTADOS

En las tablas 2 y 3 se recogen las propiedades mecánicas de las intercara de SiC/SiC y CAS/SiC en estado de recepción y tras envejecimiento en aire a temperaturas entre 375°C y 800°C.

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas de la intercara del SiC/SiC tras ser sometido a tratamientos térmicos de 100 horas en aire obtenidas con el modelo de Hsueh [7]. Valores medios de al menos 20 ensayos e I.C. del 95%.

| Muestra | $\mu$                | $\sigma_d$<br>(MPa) | $\sigma_r$<br>(MPa) | $\sigma_z$<br>(MPa) |
|---------|----------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| TA      | 0.4984 $\pm$ 0.0437  | 1758 $\pm$ 58       | -21.4 $\pm$ 8.1     | -33.2 $\pm$ 12      |
| 375°C   | 0.46441 $\pm$ 0.0643 | 3069 $\pm$ 106      | -36 $\pm$ 13        | -56 $\pm$ 8         |
| 450°C   | 0.46203 $\pm$ 0.0761 | 3156 $\pm$ 218      | -32.6 $\pm$ 13.7    | -50.6 $\pm$ 21.2    |
| 525°C   | 0.6181 $\pm$ 0.1011  | 3047 $\pm$ 129      | -40.8 $\pm$ 21.6    | -62.2 $\pm$ 34      |
| 600°C   | 0.6273 $\pm$ 0.0503  | 472 $\pm$ 62.5      | -27 $\pm$ 3.2       | -42 $\pm$ 4.9       |
| 700°C   | 0.4456 $\pm$ 0.045   | 421 $\pm$ 80        | -19 $\pm$ 5.97      | -29.6 $\pm$ 9.3     |
| 800°C   | 0.4616 $\pm$ 0.0983  | 175 $\pm$ 52        | -39.8 $\pm$ 13.2    | -61.9 $\pm$ 20.57   |

**Tabla 3.** Propiedades mecánicas de la intercara del CAS/SiC tras ser sometido a tratamientos térmicos de 100 horas en aire obtenidas con el modelo de Hsueh [7]. Valores medios de al menos 10 ensayos e I.C. del 95%.

| Muestra | $\mu$               | $\sigma_d$<br>(MPa) | $\sigma_r$<br>(MPa) | $\sigma_z$<br>(MPa) |
|---------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| T.A.*   | 0.1859              | 1472                | -32.1               | -82.2               |
| 375°C   | 0.2684 $\pm$ 0.0535 | 272 $\pm$ 134       | -53.2 $\pm$ 18.7    | -107.6 $\pm$ 25.5   |
| 450°C   | 0.7118 $\pm$ 0.1191 | 656 $\pm$ 413       | -46.9 $\pm$ 20      | -120.3 $\pm$ 62     |
| 525°C   | 0.8369 $\pm$ 0.1011 | 832 $\pm$ 246       | -51.1 $\pm$ 20.2    | -131.2 $\pm$ 52     |
| 600°C   | 0.8406 $\pm$ 0.135  | 1049 $\pm$ 433      | -58.3 $\pm$ 24.2    | -149.4 $\pm$ 61.9   |
| 800°C   | 0.2353 $\pm$ 0.0328 | 633 $\pm$ 108       | -25.4 $\pm$ 10.4    | -65.2 $\pm$ 26.9    |

\*Resultado de un ensayo

En el modelo de Hsueh [7], el coeficiente de fricción en la intercara  $\mu$  es el parámetro que define la fricción. La tensión de fricción en la intercara  $\tau$  se define a partir de  $\mu$  y consta de dos términos:

$$\tau = \mu(\sigma_c + \sigma_p) \tag{1}$$

El primer término es una característica intrínseca del material, pues depende de las tensiones residuales radiales, y el segundo término introduce el efecto de Poisson y depende de la carga axial que se aplica sobre la fibra durante el ensayo. Denominaremos  $\tau_\theta$  a la tensión de fricción en la intercara al final de la descarga, es decir  $\tau_\theta = \mu\sigma_c$ , y  $\tau_m$  a la tensión de fricción en la intercara correspondiente a la carga máxima aplicada en el ensayo de ‘push-in’.

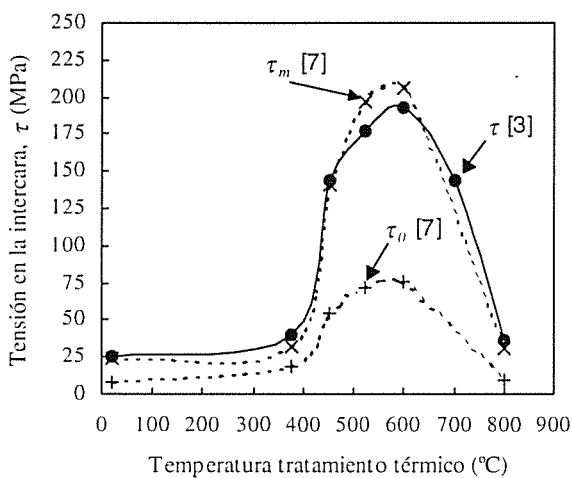


Fig. 2. Tensiones de fricción en la intercara para el CAS/SiC calculadas con distintos modelos a partir de ensayos de empuje de fibras sobre muestras tratadas térmicamente en aire durante 100 horas.

En la figura 2 se representan las tensiones de fricción en la intercara  $\tau_\theta$  y  $\tau_m$  calculadas con el modelo de Hsueh [7] para las muestras de CAS/SiC ensayadas junto con la tensión de fricción en la intercara  $\tau$  calculada con el modelo de Marshall y Oliver [3], que no considera ni el efecto de Poisson ni las tensiones residuales.

4. DISCUSIÓN

En el ensayo de ‘push-in’, el efecto de Poisson es mayor cuanto mayor es la carga aplicada. En el caso del LAS/SiC y del Nicalon/MDF cement, las tensiones máximas alcanzadas durante el ensayo son, respectivamente, 550 MPa y 400 MPa [7]. En el caso del CAS/SiC, se alcanzan tensiones máximas del orden de 1500 MPa. En [10] se calcularon los valores de la energía de fractura de la intercara y de la tensión de fricción para el CAS/SiC en estado de recepción empleando el modelo de Marshall y Oliver [3], que no considera ni tensiones residuales ni efecto de Poisson, y el de Hutchinson y Jensen [15], que considera las tensiones residuales. Los resultados mostraron que si no

se considera el efecto de Poisson se sobrestima el valor de la tensión de fricción en la intercara, especialmente cuando se ensayan las fibras de menor radio. Este efecto es aún más importante en el caso del SiC/SiC, donde son necesarias tensiones máximas de entre 2500 MPa y 4000 MPa, según el tipo de respuesta en los ensayos de ‘push-in’ [11].

En la tabla 4 se recogen los valores de la tensión de fricción en la intercara obtenidos en ensayos de ‘push-in’ en CAS/SiC con los modelos de Marshall y Oliver [3] y Hsueh [7], en ensayos de ‘push-through’ [10 y 16] y en el ensayo de flexión interrumpida en cuatro puntos [12] en el cual se calcula la tensión de fricción en la intercara a partir de la densidad de grietas una vez alcanzada la saturación empleando el modelo ACK [17]. El valor así calculado no se ve afectado por el efecto de Poisson pues el agrietamiento se mide en una sección longitudinal sometida a un estado de tracción pura. En los ensayos de ‘push-through’ el efecto de Poisson es menor que en el de ‘push-in’ porque las cargas necesarias para realizar el ensayo son menores. Se observa, en primer lugar, que el valor de la tensión de fricción disminuye considerablemente a medida que disminuye el efecto de Poisson en el ensayo (‘push-in’ con el modelo de Hsueh [7] → ‘push-through’ → flexión en cuatro puntos). De hecho, los valores de  $\tau$  obtenidos en ensayos de ‘push-in’ con modelos que no consideran el efecto de Poisson, y los valores de  $\tau$  obtenidos en el ensayo de flexión en cuatro puntos difieren en un factor de tres. Se destaca que el valor de la tensión de fricción intrínseca  $\tau_\theta$  obtenida con el modelo de Hsueh [7] concuerda con el obtenido en el ensayo de flexión en cuatro puntos. Finalmente, se observa que el valor de  $\tau_m$  obtenido con este modelo coincide con el valor de  $\tau$  obtenido con el modelo de Marshall y Oliver [3].

Tabla 4. Valores medios y desviaciones típicas de la tensión cortante de fricción en la intercara para el CAS/SiC obtenidos en ensayos de empuje de fibras con distintos modelos, en ensayos de ‘push-through’ y a partir de ensayos de flexión en cuatro puntos.

| ‘Push-in’        |                    |                         | ‘Push-through’    | Flexión en 4 puntos |
|------------------|--------------------|-------------------------|-------------------|---------------------|
| $\tau$ [3] (MPa) | $\tau_m$ [7] (MPa) | $\tau_\theta$ [7] (MPa) | $\tau$ [16] (MPa) | $\tau$ [12] (MPa)   |
| 26 ± 3           | 24*                | 8*                      | 12 ± 4            | 9.6 ± 2             |

\*Un único ensayo

En la figura 2 se observa que, en general, los valores de  $\tau$  obtenidos con el modelo de Marshall y Oliver [3] coinciden con los valores de  $\tau_m$  obtenidos con el modelo de Hsueh [7]. Se señala que para las muestras tratadas a 450°C, 525°C y 600°C fue necesario aumentar la tensión máxima aplicada de unos 1500 MPa (TA, 375°C y 800°C) hasta alrededor de 3000 MPa.

Todos estos resultados indican, por un lado, el papel crítico del efecto de Poisson en la interpretación de los ensayos de 'push-in' y, por otro, que el modelo de Hsueh [7] introduce correctamente este efecto en el caso del CAS/SiC laminado, puesto que proporciona valores de  $\tau$  comparables a los obtenidos mediante ensayos macroscópicos.

Respecto al SiC/SiC tejido en dos direcciones, en un trabajo previo [11] se mostró que los valores de  $\mu$  obtenidos con el modelo de Hsueh [7] no dependen del radio de las fibras ensayadas. Se produce además un aumento del valor de  $\mu$  respecto al obtenido para el CAS/SiC en estado de recepción, tendencia observada por otros autores [18] que obtuvieron para 2 ensayos los valores indicados en la tabla 5. Estos son los únicos resultados de ensayos de 'push-in' encontrados en la bibliografía para el SiC/SiC.

**Tabla 5.** Propiedades de la intercara del SiC/SiC tejido en dos direcciones obtenidos por [18] en dos ensayos de 'push-in' empleando el modelo de Marshall y Oliver [5].

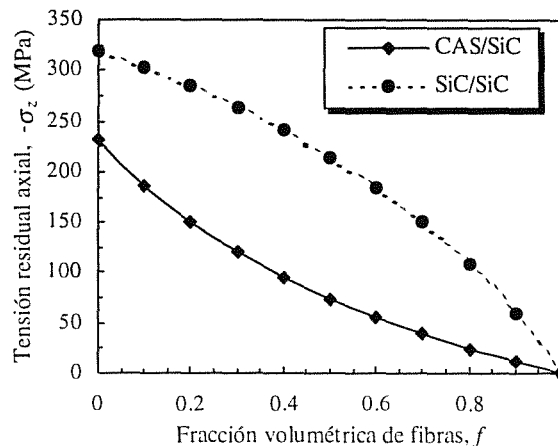
| Fibra | $\sigma_{max}$<br>(MPa) | $\tau$<br>(MPa) | $G_{ic}$<br>(Jm <sup>-2</sup> ) | $\sigma_z$<br>(MPa) |
|-------|-------------------------|-----------------|---------------------------------|---------------------|
| 1     | 2575                    | 65              | 1.22                            | -670                |
| 2     | 2185                    | 42              | 1.14                            | -522                |

Se observa que las tensiones residuales son muy superiores a las obtenidas con el modelo de Hsueh [7] (tabla 2) como consecuencia de la utilización de un modelo que supone energías de fractura de la intercara débiles y no tiene en cuenta el efecto de Poisson [9, 12].

Los valores de las tensiones residuales axiales y radiales presentan una gran dispersión, tanto para el CAS/SiC como para el SiC/SiC (tablas 2 y 3). Esta dispersión puede estar originada por la no uniformidad en la distribución de las fibras (fig. 1) y, en el caso del CAS/SiC, por diferentes composiciones locales de la matriz.

Para estudiar la influencia de la distribución de las fibras en la sección, en la figura 3 se representan las tensiones residuales axiales en la fibra, calculadas según la expresión propuesta por Marshall [8], frente a la fracción volumétrica de fibras. Se señala que esta expresión supone que el material compuesto es denso, y por lo tanto, en el caso del SiC/SiC tejido en dos direcciones, facilita un valor límite superior de las tensiones residuales, especialmente considerando que las fibras ensayadas están próximas a los macroporos. En esta figura se observa que la distribución de las fibras influye fuertemente en las tensiones residuales. Se observa asimismo que si el SiC/SiC fuese un material denso sus tensiones residuales serían superiores a las del

CAS/SiC. Sin embargo, los datos experimentales demuestran el hecho contrario. De este modo se manifiesta la importancia de la porosidad que provoca una importante relajación de las tensiones residuales. Esta porosidad inherente al SiC/SiC constituye, además, otra fuente de variabilidad.



**Fig. 3.** Tensión residual axial en las fibras calculada con la expresión propuesta por Marshall [8] para materiales densos en función de la fracción volumétrica de fibras  $f$ .

Por otra parte, la variabilidad de las tensiones residuales indica la conveniencia de disponer de un modelo que calcule las tensiones residuales para cada fibra, dado que el introducir un valor medio supondría introducir errores importantes. Esto además constituye una ventaja del ensayo de 'push-in' frente a ensayos macroscópicos.

## 5. CONCLUSIONES

El ensayo de empuje de fibras presenta grandes ventajas para la determinación *in situ* de las propiedades de la intercara de los CMCs. Sin embargo, resulta complejo en cuanto a la interpretación de sus resultados, especialmente si se aplican tensiones elevadas durante el ensayo (superiores a 1000 MPa), bien sea por una elevada energía de fractura de la intercara o por una elevada fricción. En este caso, es imprescindible emplear un modelo que considere el efecto de Poisson. De lo contrario, se sobrestiman considerablemente la tensión de fricción en la intercara y las tensiones residuales.

Se ha observado una gran variabilidad en las tensiones residuales de las fibras, debida en gran medida a su distribución no uniforme y a la porosidad inherente al material en el caso del SiC/SiC. Es por tanto aconsejable el empleo de modelos que obtengan las tensiones residuales *in situ*. Este problema se presenta para materiales con fibras de diámetro pequeño (~ 10 - 20 μm), como el Nicalon®. Las fibras de mayor tamaño se distribuyen de forma más uniforme. Se ha observado,



asimismo, que la porosidad relaja de forma considerable las tensiones residuales.

## 6. 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 (UK) y en colaboración con SNECMA (Francia) y SEP (Francia). El equipo fue adquirido gracias a las subvenciones de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y de la Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco. M.R.E., A.M.D. e I.P. agradecen las becas recibidas, respectivamente, al Ministerio de Educación y Ciencia, a la Comisión de la Comunidad Europea Dirección General XII para Ciencia, Investigación y Desarrollo y al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco.

## 7. REFERENCIAS

- [1] He, M.Y. y Hutchinson, J.W., "Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials". *Int. J. Solids Structures*, **25** (9), pp. 1053-1067, (1989).
- [2] Parthasarathy, T.A., Jero, P.D. y Kerans, R.J., "Extraction of interface properties from a fiber push-out test". *Scripta Metall. et Mater.*, **25**, pp. 2457-2462, (1991).
- [3] Marshall, D.B. y Oliver, W.C., "Measurements of interfacial mechanical properties in fiber-reinforced ceramic composites". *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** (8), pp. 542-548, (1987).
- [4] Kooner, S., Lawrence, C.W. y Derby, B., "High-temperature interfacial shear strength testing of ceramic matrix composites". *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **14** (7-8), pp. 229-236, (1993).
- [5] 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).
- [6] Hsueh, C.H. y Ferber, M.K., "Evaluations of residual axial stresses and interfacial friction in Nicalon fiber-reinforced macro-defect-free cement composites". *J. Mat. Sci.*, **28**, pp. 2551-2556, (1993).
- [7] Hsueh, C.H., "Evaluation of interfacial properties of fiber-reinforced ceramic composites using a mechanical properties microprobe". *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** (12), pp. 3041-50, (1993).
- [8] Marshall, D.B., "Analysis of fiber debonding and sliding experiments in brittle matrix composites". *Acta Metall. Mater.*, **40** (3), pp. 427-441, (1992).
- [9] Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Daniel, A.M., Martínez Esnaola, J.M., Puente, I. y Martín Meizoso, A., "Interfacial characterization of 2D woven SiC/SiC and cross-ply 0°/90° CAS/SiC composites". *Composites Part A*, **27A**, pp. 787-792 (1996).
- [10] Daniel, A.M., Elizalde, M.R., Martínez Esnaola, J.M. y Janczak, J., "Residual stress and Poisson expansion effects on the fibre-matrix interfacial properties measured in fibre push tests". *Ceram. Eng. & Sci. Proc.*, **17** (4), pp. 225-232, (1996).
- [11] Elizalde, M.R., Daniel, A.M. y Martínez-Esnaola, J.M., "SiC/SiC interface characterisation using nanoindentation techniques". *Key Eng. Mat.*, **127-131**, pp. 609-616, (1997).
- [12] Elizalde, M.R., "Efecto de la intercara en materiales compuestos de matriz cerámica y fibras continuas". Tesis Doctoral, Universidad de Navarra, España, (1997).
- [13] Daniel, A.M., "Interfacial properties of fibre reinforced ceramic matrix composites". Tesis Doctoral, Universidad de Warwick, Reino Unido (1994).
- [14] Puente, I., "Efecto de la temperatura y la velocidad de deformación en el comportamiento a tracción de un composite de matriz cerámica CAS/SiC". Tesis Doctoral, Universidad de Navarra, España, (1997).
- [15] Hutchinson, J.W. y Jensen, H.M., "Models of fiber debonding and pullout in brittle composites with friction". *Mech. Materials*, **9**, pp. 139-163, (1990).
- [16] Daniel, A.M., Elizalde, M.R., Sánchez, J.M., Janczak, J. y Martínez Esnaola, J.M., "Interfacial Micromechanical Characterisation of a Ceramic Matrix Composite". *Key Eng. Mat.*, **127-131**, pp. 599-608, (1997).
- [17] Aveston, J., Cooper, G.A. y Kelly, A., "Single and multiple fracture". *Proc. Conference on the Properties of Fibre Composites*, NPL, Teddington, UK. Paper 2. IPC Science and Technical Press, Guilford, U.K., pp. 15-26 (1971).
- [18] Sudre, O., Passilly, B. y Parlier, M., "Evaluation of thermal residual stresses in SiC/MLAS and SiC/SiC composites by the microindentation push-down test". *Ceram. Eng. Proc.*, **14** (7-8), pp. 180-187, (1993).

## EFFECTO DE LA TEMPERATURA Y LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LAS PROPIEDADES DE LA INTERCARA DE UN CMC

I. Puente, M.R. Elizalde, A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez-Esnaola, M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), Dpto. Materiales,  
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián y  
Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra  
Apartado 1674, 20080 San Sebastián

**Resumen.** La tensión de deslizamiento fibra-matriz es un parámetro clave del comportamiento a fractura de los CMCs. En este trabajo se ha estimado su valor para un compuesto laminado CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>, utilizando el modelo ACK, a partir de medidas experimentales del espaciado entre grietas. Esta evaluación se ha realizado para probetas ensayadas en aire, en un amplio rango de temperaturas (desde 20 hasta 900° C) y velocidades de deformación (desde 10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> hasta 2 s<sup>-1</sup>). A la luz de los resultados obtenidos, se discute la evolución del comportamiento mecánico del material en estas condiciones. Se concluye que las variaciones en la tensión de deslizamiento, debidas a la oxidación y degradación de la intercara, pueden explicar el comportamiento del material en todas las condiciones de temperatura y velocidad de deformación estudiadas.

**Abstract.** The interfacial sliding stress is a key parameter of the fracture behaviour of CMCs. In this work, this value has been estimated for a laminated CAS/SiC with architecture [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub> using the ACK prediction, based on experimental measures of the matrix crack spacing. This evaluation has been done for specimens tested in air, in a wide range of temperatures (from 20 to 900° C) and strain rates (from 10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> to 2 s<sup>-1</sup>). In the light of the obtained results, the evolution of the mechanical behaviour of the material in these conditions is discussed. It is concluded that the variations in the interfacial sliding stress, due to oxidation and degradation of the interface, can explain the behaviour of the material in all the studied conditions of temperature and strain rate.

### 1. INTRODUCCIÓN

Las cerámicas reforzadas con fibras cerámicas largas son materiales que resultan sumamente interesantes para su utilización en motores a reacción y en protecciones térmicas estructurales.

Este tipo de materiales presenta características que justifican sobradamente su utilización, pero ésta se ve limitada por el desconocimiento de su comportamiento mecánico, su intrínseca variabilidad, precio, potencial enfragilización, etc. En consecuencia, resulta necesario estudiar en profundidad su comportamiento y su fiabilidad. Sin embargo, no es suficiente con conocer su comportamiento desde un punto de vista fenomenológico, sino profundizar hasta las causas últimas de dicho comportamiento. En este contexto, resulta particularmente interesante conocer las variaciones que experimenta la tensión de deslizamiento de la intercara fibra-matriz, que es un parámetro clave para poder interpretar la respuesta del material frente a las diversas condiciones que pueden presentarse en su utilización.

### 2. OBTENCIÓN DE LOS VALORES DE $\tau$ A PARTIR DEL MODELO ACK

El modelo ACK [1] es un análisis sencillo, basado en consideraciones energéticas, que predice el espaciado entre grietas para materiales compuestos unidireccionales reforzados con fibras largas.

Según el modelo ACK, el espaciado mínimo entre grietas en la saturación,  $X$ , viene dado por la siguiente expresión:

$$X = \frac{V_m \sigma_{mu} r}{V_f 2\tau} \quad (1)$$

donde  $\sigma_{mu}$  es la tensión de rotura de la matriz;  $V_m$  y  $V_f$  son las fracciones volumétricas de matriz y de fibras en la dirección de aplicación de la carga, respectivamente;  $r$  es el radio de las fibras y  $\tau$  es la tensión de deslizamiento de la intercara entre la fibra y la matriz.

Kimber y Keer [2], basándose en la predicción ACK, propusieron la siguiente expresión para el valor medio del espaciado de grietas,  $l_{mcs}$ :

$$l_{mcs} = 1.34 \cdot \left( \frac{V_m}{V_f} \right) \frac{\sigma_{mu} \cdot r}{2 \cdot \tau} \quad (2)$$

La tensión de rotura de la matriz se puede obtener a partir de la tensión de agrietamiento  $\sigma_{mc}$  [3], teniendo en cuenta que en el material compuesto, y debido a efectos térmicos durante el proceso de fabricación, la matriz está sometida a una tensión residual  $q$  que debe sumarse a la tensión externa aplicada, de forma que:

$$\sigma_{mu} = \sigma_{mc} \frac{E_m}{E_c} + q \quad (3)$$

donde  $\sigma_{mc}$  es el valor de la tensión de agrietamiento de la matriz, obtenida de los ensayos de tracción a partir de la pérdida de linealidad [4] y  $E_m$  y  $E_c$  son los módulos elásticos de matriz y compuesto, respectivamente.

El valor de la tensión residual,  $q$ , se puede obtener analíticamente, en función de la deformación de desajuste térmico,  $\varepsilon$ , mediante la expresión propuesta por [3]:

$$q = E_m \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \left( \frac{E_f}{E_c} \right) \left( \frac{V_f}{1 - \nu_m} \right) \varepsilon \quad (4)$$

donde  $E_f$  es el módulo elástico de las fibras y  $\nu_m$  es el coeficiente de Poisson de la matriz. Los coeficientes  $\lambda_1$  y  $\lambda_2$  se obtienen a partir de las siguientes expresiones:

$$\lambda_1 = \frac{1 - \left( 1 - \frac{E_c}{E_f} \right) \frac{1 - \nu_f}{2} + (1 - \nu_f) \frac{\nu_m - \nu_f}{2} - \frac{E_c}{E_f} \left[ \nu_f + (\nu_m - \nu_f) \frac{V_f E_f}{E_c} \right]}{(1 - \nu_m) \left[ 1 + \nu_f + (\nu_m - \nu_f) \frac{V_f E_f}{E_c} \right]}$$

$$\lambda_2 = \frac{1 - \frac{E_c}{E_f} + \frac{1 - \frac{E_c}{E_f}}{2(1 - \nu_f)} + (1 + \nu_f) \frac{\nu_m - \nu_f}{2}}{1 + \nu_f + (\nu_m - \nu_f) \frac{V_f E_f}{E_c}} \quad (5)$$

y la deformación de desajuste térmico,  $\varepsilon$ , vale:

$$\varepsilon = (\alpha_m - \alpha_f) \Delta T \quad (6)$$

donde  $\alpha_m$  y  $\alpha_f$  son los coeficientes de dilatación térmica de matriz y fibras, respectivamente, y  $\Delta T$  es la diferencia de temperatura entre la temperatura de transición vítrea de la matriz vitrocerámica (en este caso CAS) y la de cada ensayo.

Algunos de los parámetros que se deben utilizar en el cálculo son de índole geométrico ( $V_m$ ,  $V_f$  y  $r$ ), y por tanto invariantes con la temperatura y la velocidad de deformación. Lo mismo ocurre con los coeficientes de dilatación térmica y la temperatura de transición vítrea de la matriz ( $\alpha_m$ ,  $\alpha_f$  y  $T_{gt}$ ). Por otro lado, las constantes elásticas de las fibras ( $E_f$  y  $\nu_f$ ) no varían hasta temperaturas superiores a los 1000° C [5]. Finalmente, el módulo de Poisson de la matriz ( $\nu_m$ ) también se ha considerado constante. Los valores numéricos adoptados en este trabajo se recogen en la Tabla 1.

Tabla 1. CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Valores de las constantes elásticas y parámetros geométricos utilizados.

| Constante  | Valor    | Unidades         | Fuente            |
|------------|----------|------------------|-------------------|
| $V_m$      | 0'825    | -                | Observ. microest. |
| $V_f$      | 0'175    | -                | Observ. microest. |
| $r$        | 6'9      | μm               | Observ. microest. |
| $E_f$      | 200      | GPa              | [6]               |
| $\nu_m$    | 0'3      | -                | [7]               |
| $\nu_f$    | 0'2      | -                | [7]               |
| $T_{gt}$   | 750      | °C               | [7]               |
| $\alpha_m$ | 5'00E-06 | °C <sup>-1</sup> | [6]               |
| $\alpha_f$ | 4'00E-06 | °C <sup>-1</sup> | [6]               |

Por otro lado, se ha debido obtener una estimación del valor del módulo elástico de la matriz; para lo cual se ha partido del módulo elástico del compuesto en las condiciones correspondientes, obtenido a partir de ensayos de tracción, y se ha aplicado una ley de mezclas:

$$E_m = \frac{E_c - E_f V_f}{V_m} \quad (7)$$

Finalmente, el espaciado de saturación de grietas en las capas a 0° se ha obtenido a partir del estudio fractográfico de las probetas ensayadas. Este espaciado se ha medido en las capas exteriores de las

probetas, sin realizar ningún proceso de pulido, para evitar la inducción de daño durante dicho proceso. Las medidas se han realizado en un microscopio óptico Leinz, a lo largo de dos centímetros de la zona entallada de la probeta.

Por lo tanto, el valor de la tensión de deslizamiento fibra-matriz se despejará de la Eq. (2), en función de los valores de las constantes presentados en la Tabla 1 y de los resultados de los ensayos de tracción que se exponen a continuación.

### 3. RESULTADOS

Para aplicar el método presentado anteriormente, se ha seleccionado un composite de matriz cerámica (CMC), disponible comercialmente. Está compuesto por una matriz de CAS (Calcio Alúmino-Silicato), reforzado con fibras de Nicalon™ ( $\beta$ -SiC), con arquitectura laminada [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Su mesoestructura consiste en doce láminas orientadas alternativamente a 0 y 90°, con las dos capas centrales a 90° unidas entre sí [8].

#### 3.1. Ensayos de tracción

Se han realizado ensayos de tracción en 10 condiciones diferentes de temperatura y velocidad de deformación. A temperatura ambiente (25° C) y a 900° C, se realizaron ensayos a tres velocidades de deformación (0'0005, 0'01 y 1 s<sup>-1</sup>); mientras que a 500 y 700° C se realizaron tan sólo a dos velocidades (0'0005 y 1 s<sup>-1</sup>). La Tabla 2 presenta los valores medios del módulo elástico del compuesto ( $E_c$ ), la tensión de agrietamiento de la matriz ( $\sigma_{mc}$ ) y la densidad de energía absorbida (SED) obtenidos en estos ensayos.

Tabla 2. CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Valores medios obtenidos en los ensayos de tracción.

| T<br>° C | $\dot{\epsilon}$<br>s <sup>-1</sup> | $E_c$<br>GPa | $\sigma_{mc}$<br>MPa | SED<br>MJ/m <sup>3</sup> |
|----------|-------------------------------------|--------------|----------------------|--------------------------|
| 25       | 0'0005                              | 119          | 62'2                 | 1'43                     |
| 25       | 0'01                                | 119          | 52'0                 | 1'84                     |
| 25       | 2                                   | 138          | 56'2                 | 2'18                     |
| 500      | 0'0005                              | 105          | 41'6                 | 3'45                     |
| 500      | 2                                   | 110          | 42'4                 | 1'59                     |
| 700      | 0'0005                              | 109          | 43'6                 | 1'31                     |
| 700      | 2                                   | 103          | 48'6                 | 1'38                     |
| 900      | 0'0005                              | 110          | 52'0                 | 0'57                     |
| 900      | 0'01                                | 108          | 61'2                 | 0'59                     |
| 900      | 2                                   | 113          | 81'0                 | 0'89                     |

#### 3.2. Fractografía

El espaciado de grietas de saturación en las capas a 0° se ha medido, para cada condición de temperatura y velocidad de deformación, en la probeta que absorbió una energía más cercana a la media de las ensayadas en esas condiciones.

La Tabla 3 presenta las medidas obtenidas para el espaciado de grietas de saturación en cada una de las condiciones estudiadas.

Tabla 3. CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Espaciados entre grietas en la condición de saturación en las capas a 0°.

| T<br>° C | $\dot{\epsilon}$<br>s <sup>-1</sup> | $l_{mcs}$           |                 |
|----------|-------------------------------------|---------------------|-----------------|
|          |                                     | Media<br>( $\mu$ m) | Desv.<br>típica |
| 25       | 0'0005                              | 214                 | 78              |
| 25       | 0'01                                | 200                 | 70              |
| 25       | 2                                   | 176                 | 57              |
| 500      | 0'0005                              | 107                 | 25              |
| 500      | 2                                   | 176                 | 57              |
| 700      | 0'0005                              | 250                 | 101             |
| 700      | 2                                   | 300                 | 138             |
| 900      | 0'0005                              | 3030                | 3030            |
| 900      | 0'01                                | 333                 | 167             |
| 900      | 2                                   | 429                 | 260             |

#### 3.3. Valores de $\tau$

Los resultados obtenidos mediante el método descrito, se presentan en la Tabla 4.

Tabla 4. CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Tensión de deslizamiento de la matriz en función de la temperatura y la velocidad de deformación.

| T<br>° C | $\dot{\epsilon}$<br>s <sup>-1</sup> | $\tau$<br>MPa |
|----------|-------------------------------------|---------------|
| 25       | 0'0005                              | 7'75 ± 2'07   |
| 25       | 0'01                                | 7'35 ± 1'91   |
| 25       | 2                                   | 9'29 ± 2'27   |
| 500      | 0'0005                              | 8'34 ± 1'58   |
| 500      | 2                                   | 5'27 ± 1'29   |
| 700      | 0'0005                              | 3'26 ± 0'94   |
| 700      | 2                                   | 2'93 ± 0'92   |
| 900      | 0'0005                              | 0'31 ± 0'15   |
| 900      | 0'01                                | 3'28 ± 1'09   |
| 900      | 2                                   | 3'44 ± 1'30   |

#### 4. DISCUSIÓN

El análisis del comportamiento de un material compuesto resulta extremadamente complejo debido a los múltiples factores que influyen en él, así como a la gran variabilidad observada [9]. En este contexto, resulta interesante como aproximación al problema, establecer correlaciones entre distintas variables, para analizar las tendencias independientemente de las condiciones en las que se hayan realizado los ensayos. La Fig. 1 presenta la relación entre la densidad de energía absorbida en los ensayos y el valor de la tensión de deslizamiento fibra-matriz obtenida. Como se observa, parece existir un acoplamiento entre ambas, independientemente de la temperatura y la velocidad de deformación.

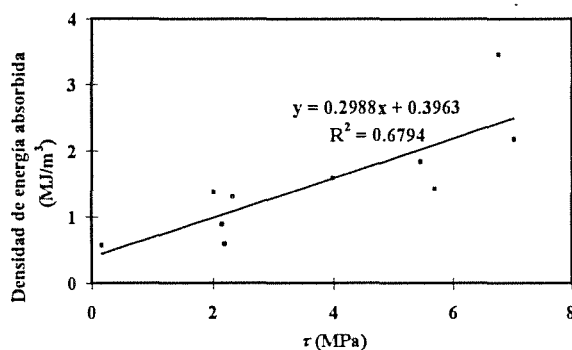


Fig. 1. CAS/SiC [(0/90)<sub>3</sub>]<sub>s</sub>. Relación entre la densidad de energía absorbida y la tensión de deslizamiento.

Por otro lado, es indispensable un análisis pormenorizado de la influencia de la tensión de deslizamiento de la intercara fibra-matriz en cada condición de temperatura y velocidad de deformación. Para ello, deben tenerse en cuenta dos factores fundamentales: la temperatura a la que se ha realizado el ensayo y el tiempo durante el que la intercara ha estado en contacto directo con el aire a lo largo del ensayo.

El valor de la tensión de deslizamiento fibra-matriz depende, en primer lugar, de las tensiones residuales, que provienen de la diferencia de coeficientes de dilatación térmica entre la fibra y la matriz (mayor en esta última). En el proceso de fabricación (la matriz se infiltra en estado líquido), el material se procesa a temperaturas superiores a la temperatura de transición vítrea de la matriz, con lo que, al enfriarse, ésta tiende a contraerse más que las fibras, produciéndose unas tensiones residuales que comprimen a la fibra. Así, al incrementarse la temperatura de ensayo, disminuyen las tensiones residuales y, por tanto, la intercara está menos comprimida por la matriz. Por tanto, es lógico

suponer que el valor de la tensión de deslizamiento debe disminuir con la temperatura.

Por otro lado, es también importante considerar que la intercara del CAS/SiC está compuesta fundamentalmente por carbono, que proviene de una reacción química espontánea, producida durante el proceso de fabricación [7]. Esta capa de carbono ejerce de lubricante entre la fibra y la matriz, de forma que disminuye el valor de la tensión de deslizamiento. Sin embargo, el carbono de la intercara, al entrar en contacto con el oxígeno a alta temperatura, reacciona y se convierte en CO ó CO<sub>2</sub>, quedando la intercara sin el elemento lubricante. En estas condiciones, se puede esperar que se produzca un incremento en el valor de la tensión de deslizamiento. Pero, al incrementarse la velocidad de deformación, el oxígeno está menos tiempo en contacto con el carbono, con lo que este fenómeno puede no producirse.

A temperatura ambiente, la tensión de deslizamiento permanece prácticamente constante hasta los 0'01 s<sup>-1</sup> de velocidad de deformación (en torno a 7'5 MPa); sin embargo, a 2 s<sup>-1</sup>, su valor se incrementa de forma significativa (hasta más de 9 MPa). Este fenómeno puede ser debido a la transición de un rozamiento estático a uno dinámico.

A 500° C, la relajación de tensiones residuales debería producir una reducción en los valores observados; sin embargo, a velocidad cuasi-estática, 0'0005 s<sup>-1</sup>, se observa que el valor (8'3 MPa) no sólo no ha disminuido sino que, incluso, aumenta respecto al observado a temperatura ambiente. Como ya se ha mencionado anteriormente, la causa de este aumento parece estar ligada a la oxidación del carbono presente en la intercara, que ejercía una función lubricante. Sin embargo, al aumentar la velocidad de deformación hasta 1 s<sup>-1</sup>, esta oxidación no tiene lugar por falta de tiempo (el ensayo dura unos 10 milisegundos), con lo que el valor de la tensión de deslizamiento cae hasta unos 5 MPa. Por tanto, a esta temperatura, influye más la presencia de la intercara de carbono que la aparición del rozamiento dinámico.

A 700° C no existen prácticamente tensiones residuales, con lo que la tensión de deslizamiento cae de forma importante (en torno a 3 MPa) para las dos condiciones de velocidad de deformación estudiadas. En este caso, al ser muy pequeñas las tensiones residuales, el efecto de la desaparición de la intercara de carbono es parecido al del rozamiento dinámico.

Finalmente, a 900° C, los mecanismos se complican de forma importante, debido a varios efectos. Por un lado,

a velocidad cuasi-estática ( $0'0005 \text{ s}^{-1}$ ), no llega a producirse deslizamiento en la intercara, debido a que ésta no se despega. En otros trabajos anteriores [10-11], se observó que la degradación de las fibras a esta temperatura da lugar a la formación de óxido de silicio en la intercara, que pega las fibras a la matriz, e impide la deflexión de la grieta. De hecho, en estas condiciones, el material presentó un comportamiento similar al de las cerámicas monolíticas. En este contexto, no tiene sentido hablar de deslizamiento fibra-matriz, con lo que los valores presentados para la tensión de deslizamiento ( $0'3 \text{ MPa}$ ) no tienen sentido físico.

Sin embargo, al incrementarse la velocidad de deformación, las fibras no llegan a degradarse por contacto con el oxígeno del aire, con lo que vuelve a tener sentido el hablar de deslizamiento en la intercara. En estas condiciones se han obtenido valores en torno a los  $3'3\text{-}3'4 \text{ MPa}$  para dos velocidades de deformación diferentes ( $0'01$  y  $2 \text{ s}^{-1}$ ). Estos valores se hallan en el orden de magnitud de los obtenidos a  $700^\circ \text{ C}$ , lo cual parece lógico, al hallarse ambas temperaturas cercanas a la temperatura de transición vítrea de la matriz ( $750\text{-}780^\circ \text{ C}$ ).

## 5. CONCLUSIONES

Se ha comprobado que existe una cierta correlación entre los valores de la tensión de deslizamiento de la intercara fibra-matriz y la densidad de energía absorbida en un ensayo. Esta relación es debida al espaciado de grietas de saturación de la matriz, directamente dependiente de la tensión de deslizamiento, y que además es uno de los principales contribuyentes al total de energía absorbida en un ensayo [12].

En los casos en los que el comportamiento del material no resulta pseudo-tenaz, éste no se ve afectado por la tensión de deslizamiento. Esto es debido a que, al no producirse la deflexión de la grieta en la intercara, no se produce el despegue de la misma y, por tanto, no tiene lugar el deslizamiento entre la fibra y la matriz.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo, quieren expresar su agradecimiento 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.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Aveston, J. et al.; "Single and multiple fracture", Proceedings of the National Physical Laboratory (IPC Science and Technology Press Ltd), pp. 15-25, 1971.
- [2] Kimber, A.C. y Keer, J.G., "On the Theoretical Average Crack Spacing in Brittle Matrix Composites Containing Continuous Aligned Fibres", J. Mater. Sci. Lett, 1, pp. 353-354, 1982.
- [3] Cao, H.C. y Thouless, M.D., "Tensile Tests of Ceramic Matrix Composites: Theory and Experiments", J. Amer. Ceram. Soc., 73, pp. 2091-2094, (1990).
- [4] Sánchez, J.M. et al., "Tensión de agrietamiento de la matriz en CMC's". Proc. IV Cong. Nac. de propiedades mecánicas, Vitoria 1994.
- [5] Bunsell, A.R. y Berger, M.H., "Ceramic Fibre Development and Characterisation", Key Engineering Materials, 127-131, pp. 15-26, 1997.
- [6] Beyerle, D.S. et al., "Damage Mechanisms and the Mechanical Properties of a Laminated 0/90 Ceramic Matrix Composite". J. Am. Ceram. Soc., 75(12) pp. 3321-3330, (1992).
- [7] Daniel, A.M., "Interfacial Properties of Fibre Reinforced Ceramic Matrix Composites", Tesis Doctoral, Centre for Advanced Materials Technology, Physics Department, University of Warwick, UK, 1994.
- [8] Puente, I. et al., "Mecanismos de fallo en CAS/SiC en función de la velocidad de deformación". Anales de Mecánica de la Fractura, 11, 1994, pp.354-359.
- [9] Puente, I. et al., "Variabilidad del CAS/SiC en ensayos de tracción", Anales de Mecánica de la Fractura, 12, pp. 314-319, 1995.
- [10] Allen, R.F. et al., "Effect of test temperature and loading rate on the fatigue and fracture resistance of a continuous fibre reinforced glass ceramic matrix composite". Proc. ICCM-9, Vol. 2, pp. 121-128, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, 1993.
- [11] Puente, I., "Efecto de la temperatura y la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico a tracción de un composite de matriz cerámica CAS/SiC", Tesis Doctoral, ESII de San Sebastián, Universidad de Navarra, 1997.
- [12] Puente, I. et al., "Energy Absorption in CAS/SiC Glass Ceramic Matrix Composite Tensile Tests", Mat. Sci. & Tech., 1998, in press.

## EFECTO DEL CONTENIDO DE HUMEDAD EN EL COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE LA POLIAMIDA 6 REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO

I. Carrascal, J.A. Casado, J.A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana y L. Sánchez

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales  
Universidad de Cantabria

E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

**Resumen.** La poliamida (PA) 6 reforzada con fibra de vidrio se emplea, entre otras aplicaciones, para inyectar piezas de alta responsabilidad de sujeciones de vía de ferrocarril. Su carácter higroscópico le hace susceptible de sufrir variaciones considerables, tanto dimensionales como de sus propiedades mecánicas, al ser capaz de absorber humedad durante su normal funcionamiento.

En este trabajo se presenta la caracterización mecánica en fatiga de la PA 6, con diferentes contenidos de humedad, reforzada con fibra corta de vidrio (35% en peso) e inyectada en probetas halteras normalizadas sometidas a cargas dinámicas alternas de tracción. Asimismo, se realiza un exhaustivo estudio fractográfico sobre las superficies de fractura de las probetas ensayadas, por medio de técnicas de microscopía electrónica de barrido.

**Abstract.** Fibre-glass reinforced Polyamide (PA) 6 is used, among other applications, for injecting high responsibility parts in railway fastenings. Its hygroscopic nature makes it susceptible to suffering dimensional variations and important changes in its mechanical characteristics due to its ability to absorb moisture.

This work presents the fatigue characterization with different moisture contents of PA 6 reinforced with short fibre glass (35% by weight) and injected into normalized tensile strength specimens subjected to alternate dynamic tensile loading. An exhaustive fractographic study was also performed on the fracture surfaces of the tested specimens using scanning electron microscope techniques.

## 1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

En las moléculas de PA el carácter fuertemente polar de los grupos amida origina fuertes atracciones entre grupos análogos consecutivos, estableciéndose puentes de hidrógeno entre moléculas contiguas alineadas. La existencia de estos puentes originan la absorción de agua exclusivamente en grupos que quedan en zonas amorfas, sustituyendo el puente amida-amida por el de amida-agua [1].

Este carácter higroscópico de la PA 6 puede afectar a las propiedades mecánicas de componentes estructurales de alta responsabilidad inyectadas con dicho material, como es el caso de las piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril que, entre otras sollicitaciones, se encuentran sometidas a variaciones cíclicas de tensión o deformación que podrían originar su fallo por fatiga en servicio.

La absorción de agua en la PA 6 varía según el estado de las condiciones ambientales, incrementándose con el aumento de la temperatura y de la humedad relativa. En condiciones de equilibrio a 20°C en atmósfera controlada del 35% de humedad relativa se consigue un contenido de humedad próximo al 2%, pudiendo modificarse hasta el 10.2% después de una inmersión en agua a 23°C durante 160 días. La cantidad de humedad absorbida disminuirá con el contenido en fibra de vidrio del material compuesto. Si la PA 6 se refuerza con un 40% de fibra de vidrio, en las mismas condiciones

anteriores, sólo se conseguirá un contenido de humedad del 4.6% [2].

La posibilidad de que un elemento estructural inyectado con PA 6 reforzada con fibra de vidrio absorba agua bajo condiciones ambientales de trabajo, impulsó la realización de un estudio estadístico sobre piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril procedentes de diferentes puntos geográficos del territorio español. Los resultados del citado estudio se presentan en la figura 1, hallándose valores del contenido de humedad, H(%), comprendidos entre 1.74 y 2.83%.

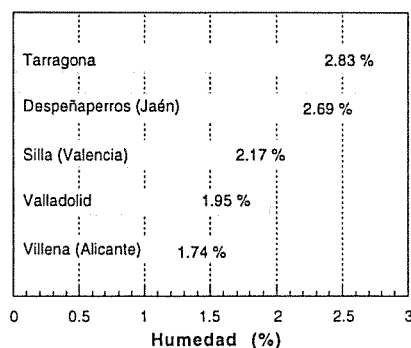


Fig. 1. Variación del contenido de humedad

El objetivo de este trabajo es caracterizar el comportamiento en fatiga de la PA 6 reforzada con fibra de vidrio en función de la humedad que contiene, variable con las condiciones ambientales.

## 2. MATERIAL ENSAYADO

Para el desarrollo del presente estudio se empleó PA 6 reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio con diferentes contenidos de humedad.

El material se inyectó en probetas de tracción normalizadas (halteras) de 40.4 mm<sup>2</sup> de sección, con la geometría establecida según norma UNE 53.280-79 [3], de forma que la fibra corta de vidrio se orientó paralelamente al eje longitudinal de las mismas.

A tenor de los resultados observados en la figura 1, se estudió el comportamiento del material bajo cuatro cantidades diferentes de agua absorbida: 0, 1, 2 y 3%. Para dotar a las probetas con estos grados de humedad, previamente se sometieron a un tratamiento de secado en estufa a 90°C durante 9 días y, posteriormente, se introdujeron en un baño de agua a 40°C del que se extrajeron a medida que adquirían el contenido de humedad deseado. Durante el estudio las probetas se mantuvieron almacenadas en bolsas herméticamente cerradas a fin de preservar su contenido de humedad.

## 3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Previamente a la caracterización en fatiga se realizaron ensayos convencionales de tracción y de impacto a la tracción a fin de establecer la variación de los parámetros mecánicos en régimen estático y dinámico en función del contenido de humedad presente en el seno del material.

Para la caracterización dinámica en fatiga se realizaron dos tipos de ensayos diferentes:

- Ensayo Locati [4]
- Ensayo de fatiga convencional sobre probeta entallada.

La metodología del ensayo Locati consiste en aplicar una fuerza máxima escalonada y creciente a partir de un valor inferior al límite de fatiga, durante un número constante de ciclos a una frecuencia determinada. En este estudio se aplicaron bloques de ondas senoidales de 20.000 ciclos a la frecuencia de 5 Hz. La carga mínima se mantuvo constante en todos los ensayos e igual a 0.3 kN (7.42 MPa). Por otro lado, la carga máxima se incrementó en 0.2 kN para cada escalón de carga desde el valor inicial de 2.4 kN. La figura 2 indica esquemáticamente cómo varía la fuerza aplicada en cada escalón o bloque de carga.

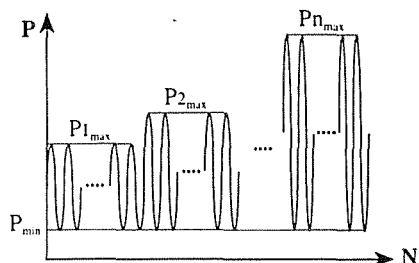


Fig. 2. Variación de la carga aplicada

Este tipo de ensayo se presenta como alternativa a la curva de Wöhler, permitiendo estimar de forma rápida, con único ensayo, el límite de durancia del componente en estudio. Asimismo, permite comparar

cómodamente los diferentes parámetros dinámicos determinados en cada uno de los ensayos realizados.

La tabla 1 muestra de forma resumida los parámetros empleados en este ensayo. En la misma se indica el número del escalón de carga aplicado, la fuerza y la tensión máxima ( $P_{max}$ ,  $\sigma_{max}$ ), la fuerza y la tensión media ( $P_m$ ,  $\sigma_m$ ) y la amplitud de la fuerza y de la tensión aplicadas ( $P_a$ ,  $\sigma_a$ ).

Tabla 1. Parámetros empleados en el ensayo Locati

| Esc. | Intervalo Ciclo·(10 <sup>3</sup> ) | $P_{max}$ (kN) | $\sigma_{max}$ (MPa) | $P_m$ (kN) | $\sigma_m$ (MPa) | $P_a$ (kN) | $\sigma_a$ (MPa) |
|------|------------------------------------|----------------|----------------------|------------|------------------|------------|------------------|
| 1    | 0-20                               | 2.4            | 59.41                | 1.35       | 33.42            | 1.05       | 26.00            |
| 2    | 20-40                              | 2.6            | 64.35                | 1.45       | 35.89            | 1.15       | 28.47            |
| 3    | 40-60                              | 2.8            | 69.31                | 1.55       | 38.37            | 1.25       | 30.94            |
| 4    | 60-80                              | 3.0            | 74.26                | 1.65       | 40.84            | 1.35       | 33.42            |
| 5    | 80-100                             | 3.2            | 79.21                | 1.75       | 43.32            | 1.45       | 35.89            |
| 6    | 100-120                            | 3.4            | 84.16                | 1.85       | 45.79            | 1.55       | 38.37            |
| 7    | 120-140                            | 3.6            | 89.11                | 1.95       | 48.27            | 1.65       | 40.84            |
| 8    | 140-160                            | 3.8            | 94.06                | 2.05       | 50.74            | 1.75       | 43.32            |
| 9    | 160-180                            | 4.0            | 99.01                | 2.15       | 53.22            | 1.85       | 45.79            |
| 10   | 180-200                            | 4.2            | 104.0                | 2.25       | 55.69            | 1.95       | 48.27            |

Con el propósito de conocer la evolución continua de la temperatura de la probeta a lo largo del ensayo se colocó un termopar que incorpora una resistencia sensitiva en contacto con la superficie del material.

Por otro lado, se realizaron ensayos de fatiga sobre probetas entalladas con la finalidad de estudiar la influencia del contenido de humedad en el mecanismo de propagación de fisuras. Para ello, se aplicaron ondas senoidales de amplitud constante entre valores de 0.3 y 1.9 kN con una frecuencia de 5 Hz.

Las entallas se realizaron empleando una cuchilla incorporada al pistón de una máquina de ensayo, para obtener una profundidad de entalla controlada, próxima a los 2 mm.

Por último, sobre la superficie de rotura de las probetas ensayadas se realizó un análisis fractográfico por medio de técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB).

Para la realización de los ensayos se empleó una máquina universal de ensayo servohidráulica INSTRON 8501, de 100 kN de capacidad y un equipo de extensometría del mismo fabricante de 12.5 mm de base nominal y  $\pm 5$  mm de recorrido. Las condiciones ambientales de temperatura y humedad relativa se mantuvieron entre los intervalos de  $20 \pm 2^\circ\text{C}$  y  $65 \pm 5\%$ , respectivamente, durante la totalidad de los ensayos.

## 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

### 4.1. Ensayos de tracción e impacto a la tracción

Las figuras 3 y 4 muestran los registros tensión ( $\sigma$ )-deformación ( $\epsilon$ ) obtenidos en los ensayos de tracción e impacto a la tracción. En régimen estático el aumento de humedad provoca una flexibilización del material (caída del módulo de elasticidad, E) y una disminución del límite elástico y de la resistencia a la rotura,



mientras que la deformación en rotura aumenta considerablemente. En régimen dinámico, se observan las mismas pautas de comportamiento, aunque la capacidad de deformación es prácticamente independiente de la humedad.

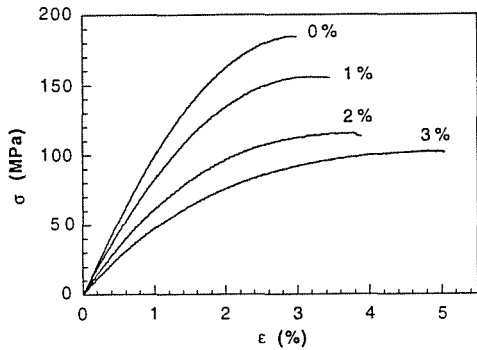


Fig. 3. Ensayo de tracción

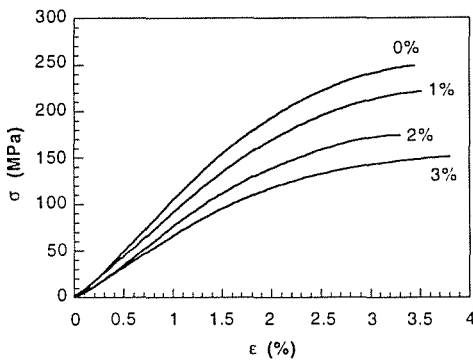


Fig. 4. Ensayo de impacto a la tracción

En el gráfico de la figura 5 se representa la variación porcentual de los parámetros mecánicos (estáticos y dinámicos) medidos anteriormente con respecto a los valores obtenidos para la condición H=0%. Se observa para H=1% una variación de los parámetros en torno al 15%, para H=2% cercanas al 35%, mientras que para H=3% existe una mayor dispersión, registrándose un intervalo de variación entre el 40 y el 60%.

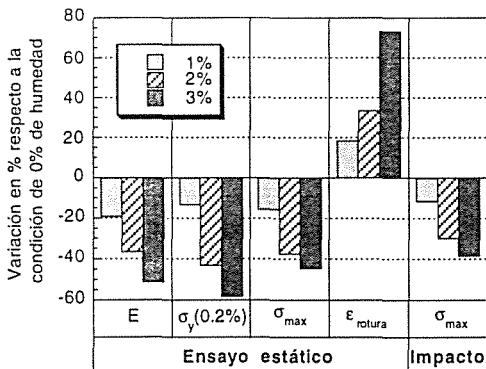


Fig. 5. Variación de parámetros respecto a H = 0%

4.2. Ensayos Locati

En los ensayos realizados se registraron datos de ondas completas cada 500 ciclos, almacenándose 50 puntos por onda de carga y de deformación, además de la temperatura, permitiendo representar la evolución de

todos los parámetros a lo largo del ensayo. En la figura 6 se muestra el progreso de las deformaciones medias ( $\epsilon_m$ ) y de las amplitudes de deformación ( $\epsilon_a$ ), así como el de la temperatura con el número de ciclos aplicado para cada uno de los contenidos de humedad estudiados.

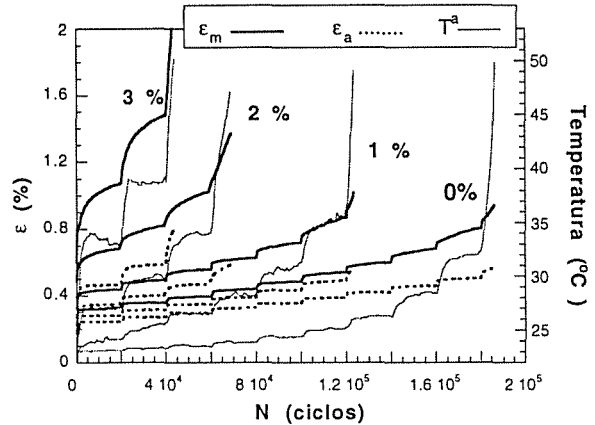


Fig. 6. Ensayo Locati

Según se observa existe un escalón de carga crítica para cada una de las humedades a partir del cual los valores de los parámetros medidos pierden su estabilidad y crecen con una velocidad crítica que precede a la rotura de la muestra. Para la condición H=3% existe una clara tendencia al fallo en el primer escalón, por lo que se realiza un nuevo ensayo Locati, para este caso, comenzando dos escalones por debajo, es decir, con cargas máximas de 2 y 2.2 kN.

Se comprobó que la aplicación de dos nuevos escalones influye, ligeramente, sobre la deformación media, mientras que la temperatura y la amplitud permanecieron inalteradas. Por lo tanto, se consideró el primer bloque como escalón de carga crítica debido a que la deformación media en el segundo es muy elevada.

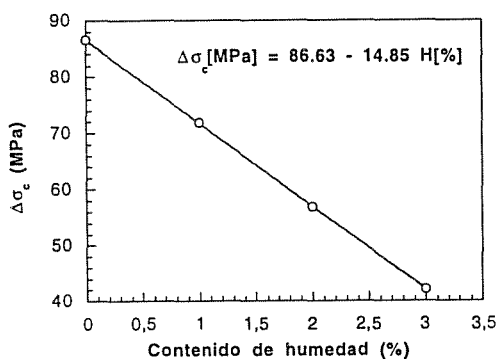
De este modo, es posible establecer a partir de las consideraciones previas un nivel de variaciones de tensiones crítico,  $\Delta\sigma_c$ , que determina el valor de la resistencia a la fatiga del material.

Los resultados obtenidos en los ensayos Locati se resumen en la tabla 2, donde se indican con el subíndice "c" los parámetros críticos de  $\Delta\sigma$ , T,  $\epsilon_m$  y  $\epsilon_a$ .

Tabla 2. Resumen ensayo Locati

| H (%) | $\Delta\sigma_c$ (MPa) | $T_c$ (°C) | $\epsilon_{m,c}$ (%) | $\epsilon_{a,c}$ (%) |
|-------|------------------------|------------|----------------------|----------------------|
| 0     | 86.63                  | 28.5       | 0.65                 | 0.45                 |
| 1     | 71.78                  | 30.5       | 0.70                 | 0.42                 |
| 2     | 56.93                  | 30.0       | 0.80                 | 0.55                 |
| 3     | 42.08                  | 27.5       | 0.75                 | 0.35                 |

La variación de la tensión crítica o del límite de durancia estimado es lineal respecto al contenido de humedad expresado en %. En la figura 7 se muestra dicha variación así como la ecuación que rige dicho comportamiento. Esta relación podrá extrapolarse hasta la condición de saturación próxima al 5%.

Fig. 7. Variación del  $\Delta\sigma_c$  en función de H

A la vista de los resultados, tanto la deformación como la temperatura son parámetros que establecen un índice de fallo. La deformación media crítica se situó en torno al 0.7% y la amplitud alrededor del 0.45%. En cuanto a la temperatura máxima, ésta rondó los 30°C, correspondiéndose con la temperatura de transición vítrea,  $T_g$ , que para la PA 6 se sitúa entre 25 y 30°C. Sin embargo una disminución en el contenido de humedad incrementa la  $T_g$ , llegando a alcanzar los 60°C, característica que no se refleja en los resultados obtenidos del ensayo Locati.

Es interesante analizar la evolución de relación fuerza-deformación a medida que transcurre el ensayo. En el proceso de carga y descarga se produce una histéresis creciente con el número de ciclos según se muestra en la figura 8 para el caso H = 3%.

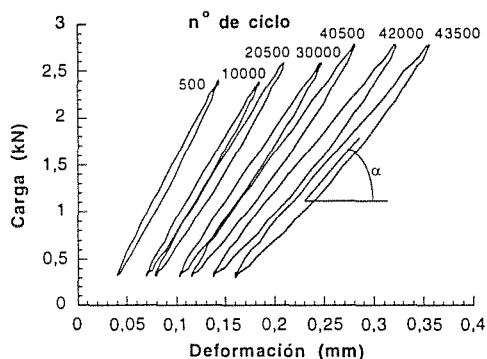


Fig. 8. Evolución de los ciclos de carga

Se comprueba que a medida que transcurre el ensayo el área encerrada por los bucles es más grande, están más distanciados del origen y su inclinación se hace más acusada. La separación entre los bucles marca la deformación remanente o la evolución de la deformación media y la inclinación ( $\tan \alpha$ ) indica la amplitud de la onda de deformación. La evolución de estos dos parámetros es similar a la establecida en la figura 6. Por otro lado, el bucle representa una energía, es decir, el trabajo absorbido en el material en un ciclo de tensión. Una parte de esta energía se utiliza en producir una ligera deformación plástica o remanente y la otra se disipa en forma de calor. Esta energía perdida en forma de calor se relaciona con la fricción interna del material y el amortiguamiento interno elevando la temperatura de la probeta [5]. Si se representa en un gráfico la evolución de la temperatura y el área de los bucles

frente al número de ciclos se puede observar una total coincidencia en su evolución según se advierte en la figura 9.

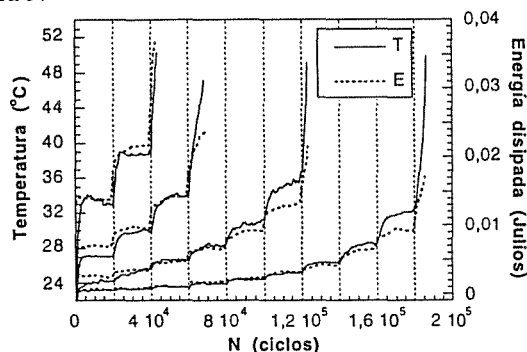


Fig. 9. Equivalencia entre T y energía disipada

#### 4.3. Ensayos de fatiga sobre probeta entallada

En la figura 10 se representa la evolución de la deformación en el material con el número de ciclos aplicado en función de su grado de humedad. Los resultados indican una disminución de la vida en fatiga del material al aumentar su contenido de humedad, como previamente se observó en los ensayos Locati realizados sobre probetas no entalladas.

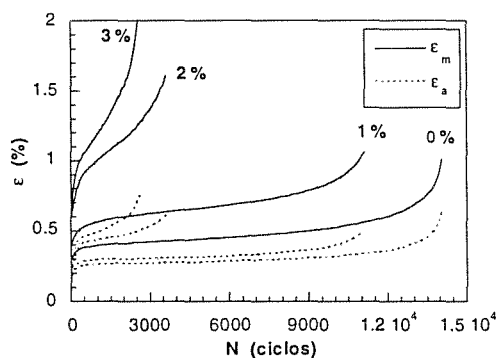


Fig. 10. Fatiga sobre probeta entallada

#### 4.4. Propagación

La macrografía de la figura 11 muestra las superficies de fractura de cuatro probetas entalladas con diferentes contenidos de humedad y el n° de ciclos de rotura ( $N_R$ ) de cada una de ellas.

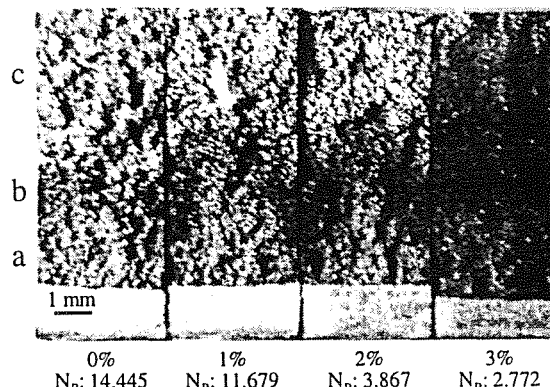


Fig. 11. Macrografía de las superficies de rotura

Como se puede apreciar aparecen tres zonas claramente diferenciadas a simple vista por su tonalidad. Estas zonas serán denominadas "a", "b" y "c" empezando por la contigua a la entalla.

Para comprender mejor la morfología de cada una de estas zonas se seguirá el esquema de las figuras 12 y 13 en las que se muestra una evolución de las superficies en función de la curva de comportamiento  $\epsilon$ - $N$  y el aspecto final de dichas zonas tras la rotura.

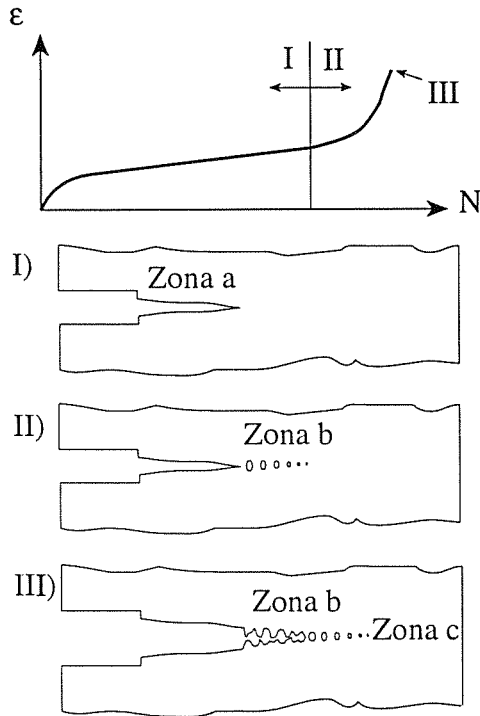


Fig. 12. Esquema de formación de las diferentes zonas

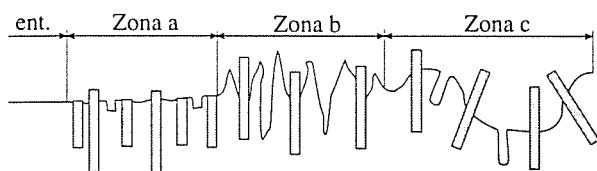


Fig. 13. Esquema de las diferentes zonas de rotura

La morfología de la **zona a** corresponde a la primera parte de la curva de la figura 12, es decir, al tramo donde la pendiente de la misma se mantiene constante (I). Se trata de un crecimiento de fisura lento que poco a poco va agotando la sección recta de la probeta. Como puede observarse en las figuras 13 y 14, esta zona se corresponde con una superficie de rotura más bien lisa, con poco relieve, en la que la matriz está muy poco deformada y las fibras aparecen rotas en el plano de la fisura o arrancadas, presentando una escasa longitud al descubierto. En la probeta con  $H = 3\%$  esta zona es prácticamente inapreciable, aumentando su tamaño conforme disminuye  $H$ , alcanzando el máximo en la probeta seca.

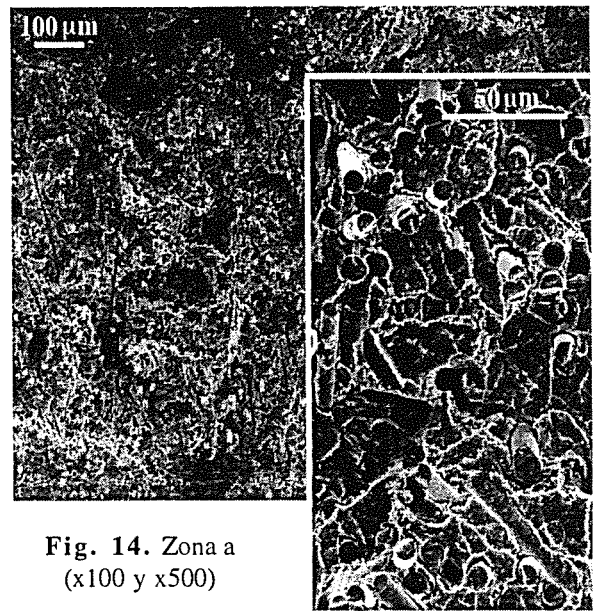


Fig. 14. Zona a (x100 y x500)

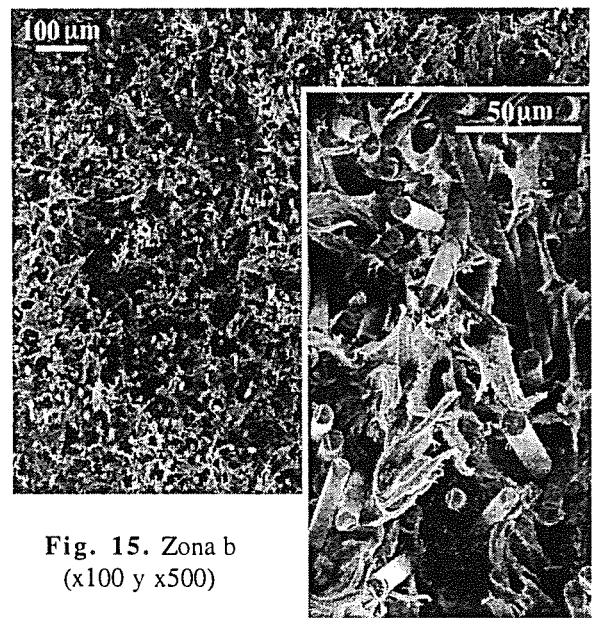


Fig. 15. Zona b (x100 y x500)

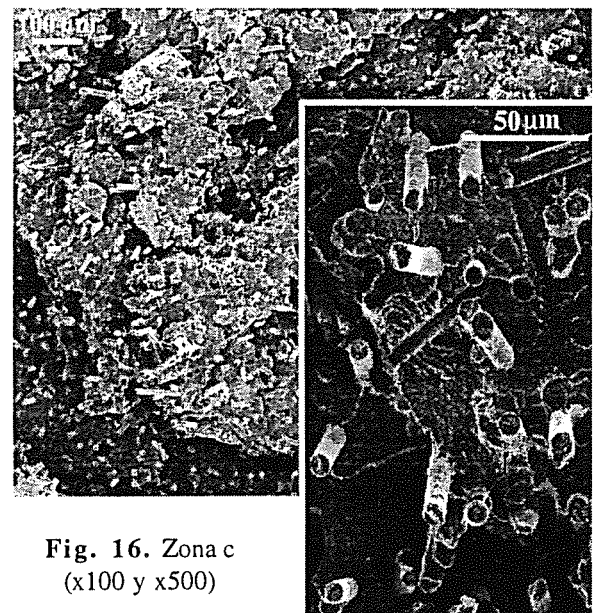


Fig. 16. Zona c (x100 y x500)

La **zona b** se corresponde con el tramo II de la curva de la figura 12, donde la pendiente se hace creciente. Su desarrollo se genera a partir de pequeños huecos que aparecen en el fondo de fisura según se esquematiza en dicha figura, dando lugar a la creación de pseudo-fisuras o "crazes". La coalescencia de las mismas debilita el ligamento resistente (fisura cohesiva), provocando deformaciones elevadas acompañadas de aumentos en la temperatura, debido al mayor estiramiento de las cadenas moleculares, que provoca que el material se torne más blando y deformable. Este ciclo termina con la rotura del material. Como se observa en las figuras 13 y 15, el aspecto característico de la superficie de rotura presenta una matriz muy deformada. Por otro lado, las fibras aparecen enteras y sin restos de interfase adherida a su superficie. Esta morfología, por lo general, no aparece en las probetas secas, mientras que en las húmedas ocupa prácticamente la totalidad de la superficie. Este fenómeno puede favorecerse por el efecto dañino que la humedad ejerce sobre la interfase fibra-matriz, reduciendo el efecto reforzante de las fibras al disminuir su adherencia con la matriz [6].

La **zona c** es la zona última o de rotura y sobreviene cuando los huecos generados en la zona b son lo suficientemente grandes como para que la sección neta no resista las cargas aplicadas. Esta zona es muy parecida morfológicamente a la zona a, en cuanto que la matriz se rompe frágilmente. La diferencia radica en que esta rotura se produce en un único ciclo y el relieve de la fractura es un poco más acusado, mostrando varios planos de rotura. Las fibras no aparecen rotas, sino que se han desgarrado de la matriz, apareciendo con mayor longitud visible que en la zona a. Del mismo modo, los huecos se manifiestan con mayor profundidad.

## 5. CONCLUSIONES

El desarrollo del estudio realizado sobre el material de PA 6 reforzado con fibra de vidrio permite establecer las siguientes consideraciones:

- Su carácter higroscópico provoca variaciones en sus dimensiones y en sus propiedades mecánicas.
- El aumento de humedad provoca que su resistencia a la tracción y al impacto disminuyan, al igual que su rigidez, incrementando su deformación en rotura.
- La presencia de humedad reduce su tiempo de vida en fatiga, de tal modo que su límite de endurancia disminuye linealmente con el aumento de dicho parámetro.
- El comportamiento mecánico en fatiga de la PA 6 está biunívocamente relacionado con la variación térmica sufrida por el material, debido al carácter termoplástico del mismo. Cuando el material alcanza valores de temperatura próximos al de la  $T_g$ , sufre una variación importante en sus propiedades mecánicas.

- La superficie de fractura del material ensayado a fatiga presenta tres zonas diferentes:

- Zona a: superficie que presenta una morfología de aspecto frágil, cuya extensión aumenta al descender el contenido de humedad.
- Zona b: superficie de aspecto dúctil generada a partir del desarrollo de una fisura cohesiva, cuya extensión disminuye, o no existe, al descender el contenido de humedad.
- Zona c: es la zona de rotura producida en el último ciclo y morfológicamente es similar a la zona a, presentando en este caso un aspecto de desgarro. En probetas con humedad abundante esta zona es muy pequeña.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean expresar su más sincera gratitud a la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) por la subvención del proyecto MAT 96-0568 "Criterios de selección de polímeros, con y sin refuerzo de fibras, resistentes a fatiga e impacto".

Asimismo, se hace extensivo el agradecimiento a las empresas D.S.M., RENFE y TIFSA.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Ramos, M.A.; De María, M.R. "Ingeniería de los materiales plásticos". Madrid, 1988.
- [2] Charles, R. and Bauer, R.: "Moisture-related failure". Engineering Plastics. Vol 2. Engineered Materials Handbook. ASM International Ohio, 1988.
- [3] UNE 53.280-79. Marzo, 1977. "Determinación de las propiedades en tracción".
- [4] Casado, J.A.; Polanco, J.A.; Carrascal, I. y Gutiérrez-Solana, F. "Application of the Locati method to material selection for reinforced polymeric parts subjected to fatigue". Proceedings of the International Conference on Fatigue of Composites. 454-461. Paris, 1997.
- [5] Aviles, R.: "Fatiga de Materiales en el diseño y análisis mecánico". Bilbao, 1993.
- [6] Hull, D.: "Materiales Compuestos". Barcelona, 1987.

## ANALISIS "POST-MORTEM" DE ROTURAS INTERLAMINARES PROVOCADAS BAJO FATIGA EN MATERIALES COMPUESTOS CARBONO/EPOXI.

J.M. Pintado Sanjuanbenito y F. Cabrerizo García.

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial Esteban Terradas (INTA)  
Area de Materiales Compuestos  
División de Materiales y Estructuras  
cra. Ajalvir P.K. 4, 28850 Torrejón de Ardoz MADRID

**Resumen.** El presente trabajo pretende, por una parte, confirmar la existencia de caracteres microfractográficos típicos de fracturas interlaminares provocadas bajo fatiga y modo-II de apertura de grieta, previamente identificados en el caso de una matriz epoxi sin modificar, para el caso de una matriz epoxi modificada para mejorar tenacidad y, por otra parte, tratar de hallar diferencias en la morfología de los rasgos microfractográficos indicativos de fallo bajo cargas cíclicas, al variar, para cada tipo de matriz epoxi, el valor de la relación entre los valores máximo y mínimo de flecha de la probeta durante la aplicación de los ciclos de carga. Se discuten e ilustran con fotografías obtenidas mediante microscopio electrónico de barrido los detalles mencionados y puede concluirse que, al menos para la matriz modificada estudiada, sí se hallan los mismos rasgos microfractográficos ligados a roturas bajo fatiga y, además, dichos rasgos permiten realizar afirmaciones sobre las condiciones de carga que provocaron la rotura y arrojan luz en relación con los micromecanismos que los produjeron.

**Abstract.** Two are the main goals of this work. First one is to confirm that typical mode-II interlaminar fatigue microfractographical features found on a non-modified epoxy matrix previously investigated, are also found on a modified matrix for toughness improvement. Second one is to find, for every matrix type, possible morphological differences of the typical fatigue features when maximal to minimal load application central point deflexion ratio changes. Above mentioned details are discussed and illustrated by means of SEM pictures and it can be concluded that for the modified epoxy matrix investigated, same microfractographical features observed on the non-modified epoxy matrix are found and, in addition, features like "striations" change its appearance when loading parameters change and give valuable information on the micromechanisms that did produce the fractographical features.

## 1. INTRODUCCION

Por desgracia y al contrario de lo que sucede en el caso de los materiales metálicos, hoy en día y en términos generales, la información disponible a la hora de utilizar con efectividad métodos fractográficos en análisis post-fallo de elementos de mecanismo o estructura realizados con materiales compuestos es insuficiente. Un problema típico a resolver en investigaciones de fallos en los que se encuentran involucrados estos materiales estructurales es el poder identificar de modo fiable si las roturas presentes fueron consecuencia de crecimiento de daño por fatiga o se trata de una rotura por sobrecarga estática.

Por todo ello y desde hace algunos años se planteó en el INTA la necesidad de trabajar en el desarrollo de una metodología que permitiera examinar e interpretar los caracteres fractográficos propios de estos materiales, cada vez más utilizados y no sólo en ingenios aeroespaciales. Como parte de ese esfuerzo se establecieron algunos proyectos en colaboración con Instituciones Nacionales y Extranjeras.

Este trabajo muestra parte de los resultados obtenidos en el INTA durante el desarrollo de un amplio programa sobre "Fractura y Fatiga de laminados de fibra de carbono" realizado en colaboración con la Universidad de Oviedo (Proyecto CICYT MAT95-0613-C02-02), en particular en relación con la identificación de características microfractográficas sobre superficies de fractura provocadas bajo modo-II y cargas cíclicas en laminados de material compuesto carbono/epoxi, comentándose y mostrándose la posible influencia de la naturaleza de la matriz epoxi (matriz modificada para mejorar tenacidad frente a matriz sin modificar) sobre los caracteres microfractográficos ("estriaciones") que permiten identificar un fallo interlaminar por fatiga, al menos bajo modo-II de apertura de grieta. Se comentan brevemente las condiciones de observación empleadas y el posible significado de los detalles observados en relación con el material y las condiciones del ensayo.

Tras las investigaciones iniciales realizadas sobre material AS4/3501-6 y con valores de  $R = 0.167$  y  $R = 0.250$  [1, 2], surgieron preguntas tales como si los caracteres microfractográficos observados ("estriaciones" y "guija-

ros" o residuos de matriz) seguían estando presentes y con qué variaciones, tanto para el mismo material pero con diferentes valores de R (en particular para valores negativos), como para otros materiales diferentes.

Asimismo se planteó la conveniencia de tratar de explicar el modo en que se producían las "estriaciones" de fatiga observadas en las improntas de fibras y los "guijarros" que cubrían las caras de fractura, tratando de ligar estos caracteres microfractográficos con los posibles micromecanismos que los producían, para intentar explicar su morfología y cómo y por qué cambia ésta en función del tipo de matriz y condiciones del ensayo. Todo ello ha llevado a un programa de investigación del que en este trabajo se presenta una parte de los resultados obtenidos hasta la fecha.

## 2. MATERIALES UTILIZADOS Y PREPARACION DE PROBETAS.

Para desarrollar la fase experimental de la presente investigación se eligieron dos matrices epoxi diferentes pero reforzadas ambas con las mismas fibras continuas de carbono. Ambos materiales compuestos, en forma de preimpregnado unidireccional, fueron adquiridos de la compañía Hexcel, estando el primero de ellos constituido por una matriz epoxi sin modificar, en concreto la 3501-6 (epoxi del tipo tetra glicidil metilen dianilina), reforzada con fibras continuas de carbono Hexcel AS4 (precursor PAN) de alta resistencia y deformación a rotura y tratadas superficialmente (oxidación) para mejorar la resistencia en cortadura y tracción transversal del material compuesto. Aplicaciones típicas de este material son elementos de estructura primaria y secundaria de sistemas espaciales y aquéllas en las que se requiere bajo peso y elevada rigidez en medios ambientes de servicio con temperaturas de hasta 165°C.

El segundo material, a base de una matriz base epoxi modificada para mejorar tenacidad y agente de curado base amina, en concreto la Hexcel 8552, reforzado también con fibras continuas de carbono AS4, es un material con buenas propiedades de tolerancia al daño y resistencia a impacto, ampliamente utilizado en aplicaciones aeroespaciales e industriales con temperaturas de servicio de hasta 120°C.

Los paneles de material carbono/epoxi se laminaron en Zona Limpia existente en las instalaciones del Area de Materiales Compuestos del INTA y ambos materiales se curaron a temperatura de 180°C, empleando un autoclave controlado mediante ordenador, utilizando un ciclo de curado estándar en la Industria Aeroespacial para los materiales seleccionados y para aplicaciones en estructura primaria.

Todos los paneles de ambos materiales, de dimensiones 350 mm por 300 mm y con un espesor de  $5.6 \pm 0.2$  mm se realizaron a base de 30 capas con secuencias de apilamiento  $[0]_{15s}$ , introduciendo en el plano medio de todos ellos una lámina de tejido teflonado de espesor 20  $\mu$ m y dimensiones adecuadas para disponer en las probetas de una delaminación iniciadora apropiada.

La calidad de los paneles se establece mediante inspección visual, los registros del ciclo de curado, medidas de espesores y contenidos volumétricos en fibra y en microvacíos, en base a los registros y experiencia previa en relación con estos materiales de que se dispone en el INTA. En el momento de escribir esta presentación, no se dispone aún de los contenidos volumétricos en fibra y microvacíos de los paneles, aunque nominalmente se espera sean de alrededor del 60% y menor del 1% respectivamente.

Los paneles se recantearon a 300 mm por 260 mm para eliminar los bordes y ajustar la longitud de la delaminación artificial, cortándose posteriormente de ellos mediante disco diamantado, tanto las probetas para determinación de contenido volumétrico en fibra y microvacíos, como las probetas de tipo "Flexión con Entalla Final" de forma rectangular y dimensiones  $160 \pm 1$  mm en longitud y  $25 \pm 0.5$  mm en anchura y de forma que la delaminación artificial iniciadora situada en el plano medio de cada probeta tuviera una longitud de 55 mm. y situada en uno de los extremos de cada probeta [3]. El corte se realizó mediante una sierra puente especial dotada de varios discos diamantados en paralelo y utilizando fluido refrigerante. No se realizó un pulido final de los cantos de las probetas y cada una de ellas fué convenientemente identificada y medida antes de proceder a su acondicionamiento previo al ensayo mecánico.

Finalmente y antes de comenzar los ensayos, la delaminación iniciadora situada en el plano medio de cada probeta, fué prolongada unos mm bajo modo-I con una máquina universal de ensayos, a fin de lograr un fondo de grieta interlaminar "natural" y evitar los problemas asociados a un fondo "artificial" de grieta iniciadora, rico en matriz y por tanto no representativo de una delaminación real producida en servicio.

## 3. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES.

Los ensayos de flexión cíclica de probetas con "entalla final" (FEF) se realizaron a temperatura ambiente ( $23 \pm 3$ °C) y humedad relativa del  $50 \pm 10\%$ , utilizando una máquina universal de ensayos hidráulica controlada mediante ordenador y un utillaje de ensayo especialmente diseñado para realizar ensayos de flexión en tres puntos bajo cargas cíclicas con valores de R negativos y construido en el INTA [3].

Se realizaron ensayos con forma de onda de tipo sinusoidal y frecuencia de 5Hz, con valores de  $R = 0.1$  y  $-1$  para ambos materiales y sobre material en condición «as received», en modo de control por desplazamiento. Todos los detalles experimentales y resultados obtenidos relativos a los ensayos de fatiga realizados sobre las probetas cuya investigación «post-mortem» se discute en el presente trabajo, están detallados en la referencia [3].

Una vez finalizado el ensayo de fatiga, se terminaron de separar ambas caras de la fractura de forma manual y bajo modo-I, para proceder a su estudio fractográfico y tratar de identificar algún detalle típico de rotura bajo fatiga, detalle que permitiría establecer, ante una rotura consumada, si lo fué por sobrecarga estática o debido a cargas cíclicas.

Para las observaciones fractográficas de las superficies de rotura, previamente recubiertas de Au mediante deposición de vapor en alto vacío, se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-840, utilizando filamento de W, un voltaje acelerador de 10 KV, distancia de trabajo de 37 y 38 mm y como modo de detección, el de electrones secundarios.

#### 4. RESULTADOS Y DISCUSION.

Las roturas de fatiga obtenidas durante los ensayos bajo modo-II puro, tanto para el caso de la matriz epoxi sin modificar (3501-6), como para la de tenacidad mejorada (8552) e independientemente del valor de «R» empleado, presentan una superficie de fractura que, en términos generales y para todos los casos considerados, resultan objetivamente imposibles de diferenciar, mediante observación macroscópica con ojo desnudo, de las correspondientes a sobrecarga estática, detalle que coincide con observaciones anteriores sobre material AS4/3501-6 [1].

Para ambos materiales y en las dos condiciones de «R» utilizadas, una primera observación microscópica hasta unos 1000 aumentos de las superficies de fractura generadas en fatiga bajo modo-II, muestra un aspecto genérico similar al observado en el caso de roturas quasi-estáticas en material AS4/3501-6 [2]. El rasgo más sobresaliente que diferencia estas superficies de fractura de las correspondientes a sobrecarga estática, es la presencia de abundantes «residuos» de matriz sobre la superficie de fractura, más o menos redondeados en función de la distancia al final de la grieta interlaminar bajo modo-II. Otra diferencia menos aparente es el que las escamas y veneras presentan un aspecto dañado o «machacado», con sus bordes redondeados y con aspecto de estar deformados plásticamente, tanto más cuanto más próximas se hallen del origen de la grieta interlaminar.

Una observación más cuidadosa pone de manifiesto unas

marcas de aspecto más o menos parabólico y distribución periódica situadas en ocasiones sobre fibras semienterradas y, especialmente y con mucha mayor claridad y abundancia, sobre las improntas de fibras. Estas «estriaciones» son indicativas de fallo interlaminar por fatiga, al menos bajo modo-II y para material AS4/3501-6, [1]. Presentan su lado cóncavo apuntando hacia el origen de la delaminación y un espaciado que, siendo del orden del valor experimentalmente hallado para  $da/dN$  [1, 3], presenta variaciones locales [1].

Parece claro, en base a la posición de la muestra respecto al detector de electrones secundarios, que la parte cóncava de las líneas parabólicas que limitan cada estriación de fatiga, forma un «escalón» o declive con su normal dirigida en el sentido de la concavidad, es decir, moviéndose en el sentido de avance de la grieta, se «subirían los escalones».

Con cada ciclo de carga, la fibra se despegaba de la matriz (rotura interfacial) una distancia que será función del estado local de esfuerzos (suponiendo que la resistencia de la interfase sea constante), creciendo una grieta por la interfase (quizás sea más apropiado decir por la matriz justo junto a la interfase) y formando, por tanto, una «estriación» cuya anchura va creciendo al ir progresando la fractura de la matriz junto a la interfase, hasta que en el ciclo de descarga se disminuye el esfuerzo local crítico y la grieta se detiene, no aumentando más la anchura de la estriación.

En definitiva, tres son los caracteres microfractográficos cuya presencia sobre una superficie de rotura interlaminar provocada bajo modo-II indica cargas de fatiga, en concreto la presencia de residuos cubriendo las caras de fractura, el aspecto deteriorado de las escamas y veneras y la presencia de estriaciones. El aspecto topográfico de estos caracteres en relación con su entorno puede arrojar luz respecto a los micromecanismos que los originaron y las posibles variaciones de morfología de estos caracteres, puede a su vez indicar variaciones en las condiciones de las cargas cíclicas, propiedades del material, medio ambiente de servicio ligado al fallo, etc..

A continuación se discutirán brevemente los detalles y diferencias ligados a cada uno de los caracteres microfractográficos recién citados en relación con los dos materiales investigados y los dos valores de «R» considerados para ambos materiales.

##### 4.1. Aspecto de los «residuos» o restos de matriz

Tomando como referencia el material AS4/3501-6 ensayado con  $R = 0.1$ , ya investigado previamente para  $R = 0.167$  y  $R = 0.250$  [1, 2] se corrobora la existencia generalizada de residuos sobre la superficie de fractura, residuos que aparecen más irregulares cerca del final de la



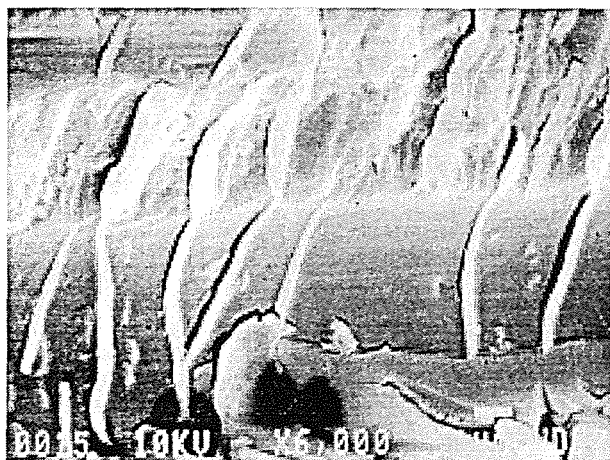


Fig. 1. Impronta de fibra y escamas dañadas cubiertas por «fideos» en material AS4/3501-6 ( $R = 0.1$ ).

delaminación y muy redondeados («guijarros», figura 3) e incluso esféricos cerca del origen, presentando un aspecto más fusiforme en la zona intermedia.

En la zona final de grieta interlaminar de modo-II bajo cargas cíclicas se aprecia como detalle curioso y característico el que sobre la superficie de rotura, aparecen con profusión una especie de «fideos» orientados perpendicularmente a las fibras, de diámetro y alargamiento variable, aparentemente formados de matriz y que atraviesan improntas de fibras y zonas de escamas simultáneamente. El espaciado entre ellos es muy periódico. Al alejarse del final de la delaminación y hacia su origen, los «fideos» van apareciendo segmentados o fragmentados en su longitud y, finalmente, dichos fragmentos adquieren el aspecto de los residuos fusiformes. Parece como si fueran crestas de escamas rotas por el desplazamiento relativo de las caras de rotura que se van «amasando» y alargando debido al efecto de dicho desplazamiento relativo (efecto parecido al de plastilina amasada entre ambas manos), extendiéndose entre fibras e improntas y, finalmente, frag-

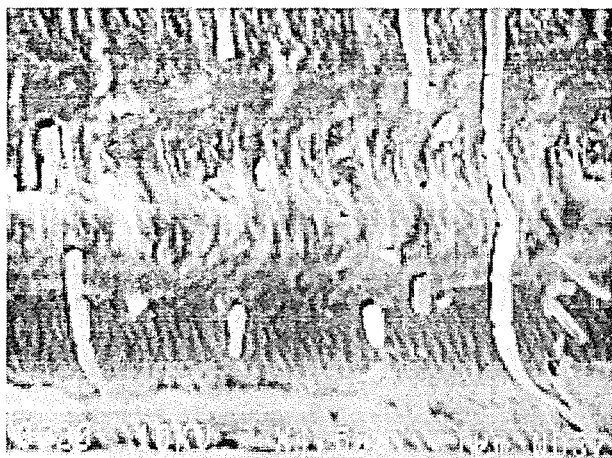


Fig. 2. Impronta de fibra cubierta de estriaciones y escamas dañadas cubiertas por «fideos» fragmentándose en material AS4/8552 ( $R = -1$ ).

mentándose en lo que serían los «residuos fusiformes» y «guijarros» de matriz hallados sobre las superficies de fractura. Los «fideos» se hallan tan sólo en los 2 ó 3 últimos mm del final de la grieta interlaminar y parecen menos abundantes al alejarse desde el eje de la probeta hacia ambos cantos.

Los detalles recién indicados se ilustran en la figura 1, correspondiente una zona a unas 100-150 micras antes de la línea frontera modo-II/modo-I, mostrando improntas de fibras y los «fideos» de matriz anteriormente descritos y apreciándose la forma en que los fragmentos de escamas se van convirtiendo en «fideos». Estos detalles son perfectamente aplicables al caso del mismo material ensayado con valor de  $R = -1$  y asimismo aplicables al material AS4/8552 ensayado tanto con  $R = 0.1$  como  $R = -1$  (figura 2).

#### 4.2. Aspecto de las «escamas»

El material AS4/3501-6 ensayado con  $R = 0.1$ , previamente investigado [1], presenta un considerable desgaste o dañado de las escamas (figura 3) que aparecen rectas y perpendiculares a las fibras, bastante machacadas y con sus cantos y bordes muy redondeados, con aspecto de estar incluso deformados plásticamente. En «valles» de la superficie de rotura, las escamas aparecen menos dañadas y en las zonas altas aparecen muy dañadas y, en los últimos milímetros de grieta, con fideos machacados.

Las escamas aparecen bastante perpendiculares al plano medio de la superficie delaminada (quizás un efecto de su «desgaste»), formando respecto a ella un ángulo mucho mayor que el generalmente observado en fracturas por sobrecarga estática y aparentemente mayor para el caso de  $R = -1$  que para  $R = 0.1$ . Presentan, además y generalmente, poco desarrollo (menor para  $R = -1$  que para  $R = 0.1$ ), son estrechas, muy periódicas y con espaciado pequeño entre ellas (aparentemente menor para  $R = -1$  que para  $R = 0.1$ ).

En relación con el material AS4/8552, puede aplicarse en términos generales lo recién indicado para AS4/3501-6, incluyendo las pequeñas diferencias comentadas en relación con los ensayos para  $R = 0.1$  y  $R = -1$  y pudiendo quizás aventurarse para el caso de la matriz 8552, la impresión de una mayor deformación plástica de la matriz en relación con la 3501-6.

#### 4.3. Aspecto de las «estriaciones»

En trabajos anteriores se han mostrado «estriaciones» halladas en fracturas interlaminares bajo modo-II y cargas de fatiga para material AS4/3501-6, ensayado con  $R = 0.167$  y  $R = 0.250$  [1, 2], estriaciones halladas asimismo en el caso aquí considerado con  $R = 0.1$ . Para este material y valor de  $R$  y aun cuando resulta difícil localizar



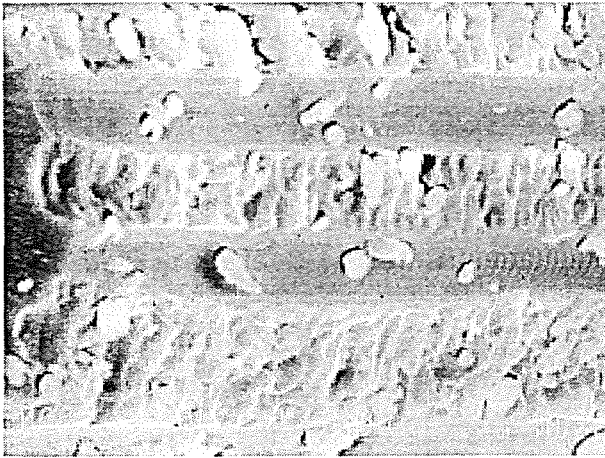


Fig. 3. Inicio de la grieta interlaminar bajo fatiga y modo-II en material AS4/3501-6 ( $R = 0.1$ ).

estriaciones de fatiga junto al origen de la delaminación bajo cargas cíclicas en modo-II (esporádicamente se aprecian de forma sutil y en general poco definida sobre algunas improntas de fibras como en la parte derecha de la impronta inferior de la figura 3), al avanzar desde dicho origen se hallan con claridad y en abundancia relativa estriaciones en improntas de fibras (figura 4).

Detalle sistemáticamente observado en la investigación que se presenta es el que las estriaciones siempre parecen encontrarse claramente y bien marcadas justo donde comienza la impronta (figuras 7, 8 y 9) (cuando empieza la grieta interfacial) y luego parecen irse haciendo más tenues hasta desaparecer. En algunas ocasiones se aprecia que tras “difuminarse” y llegar a casi desaparecer, reaparecen y se hacen más nítidas, aunque finalmente acaban por desaparecer definitivamente. Análogamente y para el caso de las fibras que afloran a la superficie de rotura, las estriaciones aparecen (figuras 5 y 10) sobre la fibra aflorante justo junto al afloramiento de la fibra semienterrada (de hecho, ambos detalles son contraimagen

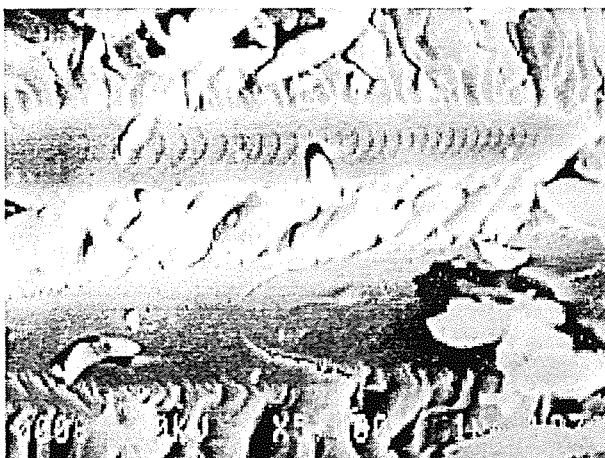


Fig. 4. Aspecto de las estriaciones sobre la impronta de una fibra en material AS4/3501-6 ( $R = 0.1$ ).

uno de otro).

En ambos casos, pero de forma más acusada para las fibras semienterradas, al desplazarse en el sentido de crecimiento de la grieta interfacial y desde el punto de emergencia de la fibra o de comienzo de marcado de la impronta, las estriaciones se van “difuminando” hasta desaparecer, mucho más rápida y sistemáticamente en el caso de las halladas sobre fibras. En estas últimas, de volver a enterrarse, cerca del punto de inmersión en la matriz no se han observado estriaciones.

Si una impronta de fibra (cara sobre la matriz de la grieta interfacial) presenta una grieta transversal a ella, en ocasiones y a partir de dicho defecto vuelven a reaparecer estriaciones que, al ir avanzando por la impronta, acaban por hacerse más tenues y, finalmente, desaparecer, pero sólo en el caso de que el defecto estuviera ya formado previamente a la formación de la impronta al irse separando la fibra de la matriz.

Si antes de desarrollarse la rotura por la interfase fibra/matriz lo suficiente como para que desaparezcan las estriaciones, la grieta interfacial se aproxima a otro defecto preexistente que intersecta su desarrollo (por ejemplo un agrietamiento perpendicular a la fibra), las estriaciones se “acumulan” o disminuyen su espaciado al acercarse al defecto (figura 4).

En la cara de rotura dominada por fibras semienterradas, estas aparecen en general desnudas de matriz. Si, como parece deducirse de las observaciones realizadas, las estriaciones se forman por deformación plástica de la matriz, parece lógico sea necesario que exista una película de matriz sobre las fibras para que sobre ellas se formen estriaciones; sobre una fibra de carbono totalmente desnuda de matriz no parece posible se hallen estriaciones y quizás por ello se localicen con mucha mayor dificultad las estriaciones sobre fibras que sobre sus improntas correspondientes.

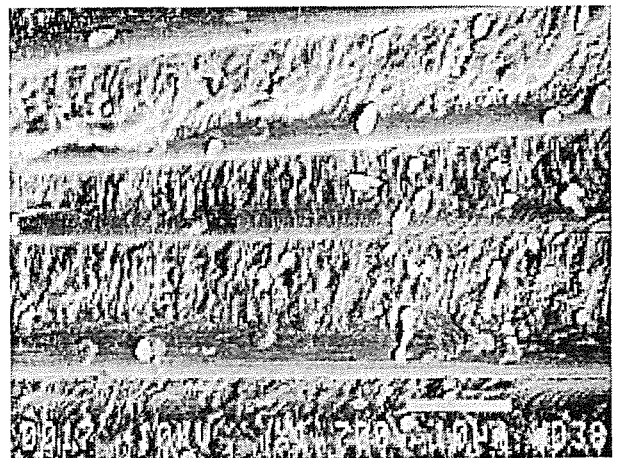


Fig. 5. Aspecto de las estriaciones sobre una fibra semienterrada en material AS4/8552 ( $R = -1$ ).

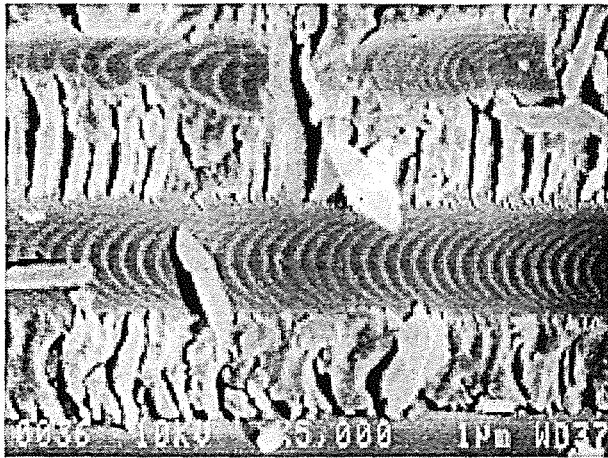


Fig. 6. Aspecto de las estriaciones sobre improntas de fibra en material AS4/8552 ( $R = 0.1$ ).

A la vista de las observaciones parece lógico pensar que a cada ciclo de carga le corresponde una estriación y que el espaciado entre estriaciones se corresponda con el valor local de  $da/dN$  pero como el espaciado entre estriaciones parece estar condicionado por detalles muy locales (dos improntas adyacentes presentan estriaciones con espaciados diferentes o una misma impronta muestra variaciones de espaciado oscilantes a lo largo de su desarrollo), salvo en zonas de improntas en que se mantiene uniforme y durante una cierta distancia dicho espaciado, el relacionarlo con el crecimiento macroscópico de la grieta interlaminar puede conducir a conclusiones erróneas.

Localmente se aprecian estriaciones de fatiga con la convexidad apuntando hacia el origen macroscópico de la delaminación, lo que indica inversión local del sentido de crecimiento de la grieta, posiblemente debido a haces de fibras puenteando ambas caras de la rotura (figura 6).

Cuando el mismo material AS4/3501-6 se ensaya con un

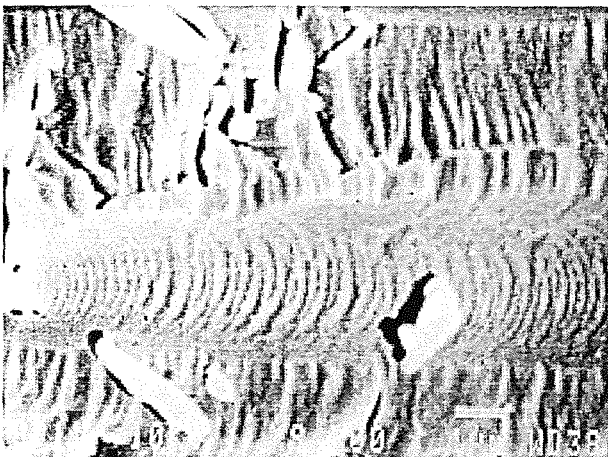


Fig. 7. Aspecto de estriaciones al comenzar una impronta de fibra en material AS4/3501-6 con  $R = -1$ .

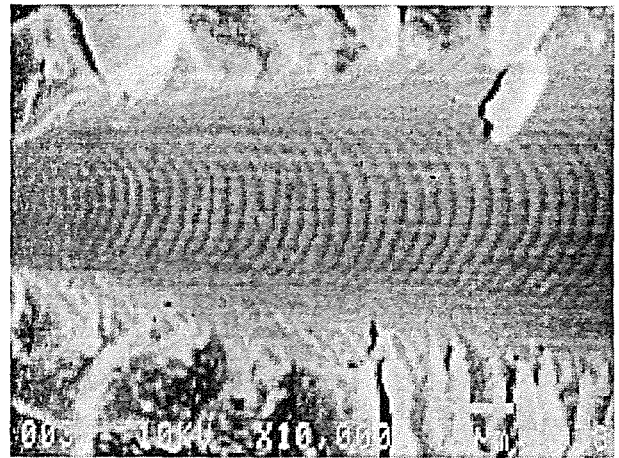


Fig. 8. Aspecto de las estriaciones al comienzo de una impronta de fibra en material AS4/8552 ( $R = 0.1$ ).

valor de  $R = -1$ , el aspecto general de las estriaciones de fatiga cambia sustancialmente, presentando un aspecto peculiar, como redondeado y bastante irregular, con una aparente deformación plástica o desgaste de sus crestas, menos parabólicas y poco individualizadas, cruzándose a veces unas con otras, aspecto ilustrado en la figura 7, en la que la impronta superior parece lisa y sin estriaciones y la inferior que nace precisamente en el extremo izquierdo de la foto, presenta estriaciones muy poco espaciadas, con cierto entrecruzamiento y de topografía suave, como ondulaciones.

El material AS4/8552 ensayado con  $R = 0.1$  muestra estriaciones "de libro" en las improntas de fibra. Aparecen en abundancia en toda la superficie de fractura y desde muy cerca del origen de la grieta interlaminar, nítidas y claramente, muy suaves y regulares y con un espaciado muy pequeño, de unas dos décimas de micra, sin dañado y en todo similares a lo indicado para material AS4/3501-6 (figura 8). Se localizaron en algunos casos las contraimágenes de estas improntas y, en general, la fibra emergente correspondiente presenta una superficie limpia, lisa y sin trazas de nada parecido a estriaciones ni restos de matriz sobre ella, aunque en ocasiones, sí se observan sobre la superficie de la fibra estriaciones parabólicas que son como pequeñas crestitas de matriz. En estos casos se da la particularidad de emerger la fibra en una pequeña depresión de la superficie de rotura, protegida del roce relativo de las caras de la rotura interfacial.

Análogamente a lo comentado con el material de matriz 3501-6, cuando el material AS4/8552 se ensaya con  $R = -1$ , la diferencia fundamental estriba en el aspecto de las estriaciones (figura 9), que aparecen deformadas plásticamente y como machacadas debido al roce relativo de ambas caras de la fractura interfacial. La figura 9 corresponde a la contraimagen de la figura 10 y en la fibra central que aflora se aprecian muy tenuemente restos de estriaciones parabólicas sobre la superficie de la fibra,

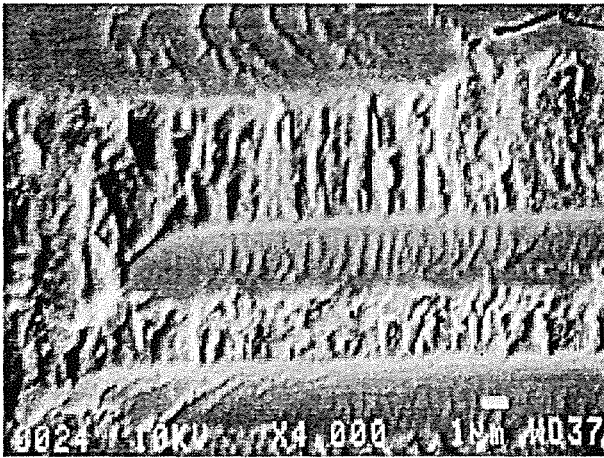


Fig. 9. Aspecto de las estriaciones al comenzar una impronta de fibra en material AS4/8552 con  $R = -1$ .

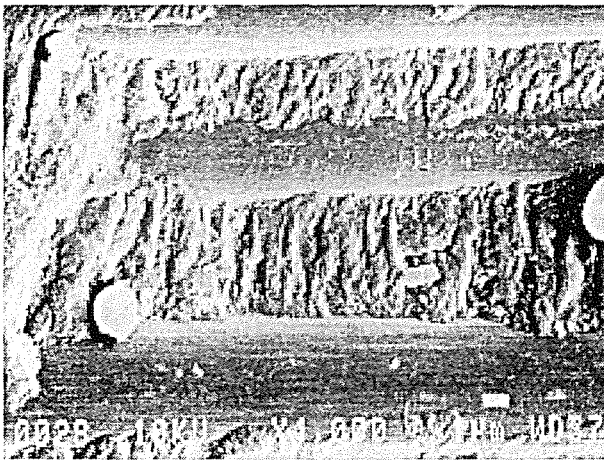


Fig. 10. Contraimagen de la figura anterior, mostrando estriaciones poco definidas sobre una fibra aflorente en material AS4/8552, ensayado con  $R = -1$ .

pareciendo confirmarse la hipótesis de que esa especie de microgrietas que se observan en el fondo de las improntas, serían los “valles” entre estriaciones sucesivas “aplastadas” y dañadas por la fibra desenterrada. Además, siguen la pauta que se comentó para las estriaciones de fatiga, es decir, empiezan a aparecer donde empieza a grabarse la impronta, para luego y según crece la grieta interfacial, acabar por desaparecer.

**CONCLUSIONES.**

- Las roturas de fatiga consideradas en este trabajo, presentan una superficie de fractura que resulta objetivamente imposible de diferenciar, mediante observación macroscópica con ojo desnudo, de la correspondiente a sobrecarga estática.
- Se han localizado e identificado los rasgos

microfractográficos característicos de fracturas interlaminares bajo cargas cíclicas y modo-II para material AS4/3501-6 y  $R = 0.167$  y  $0.250$ , asimismo para los valores de  $R$  y materiales considerados en este trabajo, permitiendo así diferenciar roturas interlaminares bajo fatiga de fracturas por sobrecarga estática y abriendo la posibilidad de que las características halladas sean comunes a otros materiales compuestos.

- Las “estriaciones de fatiga” aparecen con total claridad, al menos en fracturas interlaminares bajo modo-II y para las condiciones y materiales utilizados en los ensayos presentados en el trabajo discutido.
- En los dos materiales estudiados y para las dos condiciones de “ $R$ ” consideradas en este trabajo, puede afirmarse que las estriaciones de fatiga presentan su lado cóncavo apuntando hacia el origen de la delaminación y un espaciado del orden del valor experimentalmente hallado para  $da/dN$ .
- Se han establecido las zonas más apropiadas para buscar “estriaciones” cuando se sospecha que la rotura interlaminar pudiera haber sido provocada bajo cargas cíclicas y modo-II.
- Las estriaciones parecen estar más definidas y claras y localizarse mejor en el caso de material con matriz 8552.
- En base a la diferente morfología presentada por las estriaciones para  $R = 0.1$  y  $R = -1$ , pueden distinguirse, al menos para los materiales y condiciones experimentales considerados en esta investigación, ambos estados de cargas cíclicas en una investigación “post-mortem”.
- Se ha identificado un nuevo carácter microfractográfico para este tipo de materiales y condiciones experimentales, denominados “fideos” y que puede explicar la formación de, al menos, parte de los “residuos” sobre las caras de fractura interlaminar.
- Parece que las estriaciones se formaran mediante deformación plástica de la matriz y el hecho de que aparezcan con mucha mayor abundancia en improntas de fibras que sobre fibras semienterradas, también parece explicado.

*Agradecimientos.*

Los autores quieren dejar constancia de su agradecimiento a todos aquellos que han hecho posible el trabajo presentado, en particular a nuestros compañeros del Area de Materiales Compuestos. Asimismo quieren agradecer la ayuda de Dña. Beatriz Romero de Pedro y D. Federico Longo del Area de Materiales Metálicos del INTA que realizaron los ensayos de fatiga y la de D. José Alvarez

del Area de Materiales Metálicos del INTA por su inestimable ayuda en la observación de probetas en el microscopio electrónico de barrido y sus comentarios altamente instructivos.

Los autores también quieren dejar patente su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) por la subvención Nr. MAT95-0613-C02-02 sin la que este trabajo no podría haberse realizado.

#### REFERENCIAS.

- [1] Pintado J. M. y Cabrerizo F., "Algunos aspectos microfractográficos en roturas interlaminares de materiales compuestos carbono/epoxi bajo cargas cíclicas en modo-II", *Actas del II Congreso Nacional de Materiales Compuestos*, Madrid, 1997 (25 - 28 Noviembre).
- [2] Pintado J. M., «Caracteres o rasgos microfractográficos en roturas interlaminares de materiales compuestos carbono/epoxi», *XII Encuentro del Grupo Español de Fractura*. La Coruña, 1995 (29 - 31 de Marzo).
- [3] Cabrerizo F. y Pintado J. M., "Crecimiento bajo fatiga en modo-II de grietas interlaminares en materiales compuestos carbono/epoxi", *XV Encuentro del Grupo Español de Fractura*. Zamora, 1998 (25 - 27 de Marzo).

## CRECIMIENTO BAJO FATIGA EN MODO-II DE GRIETAS INTERLAMINARES EN MATERIALES COMPUESTOS CARBONO/EPOXI.

Fernando Cabrerizo García, J. M. Pintado Sanjuanbenito.

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial Esteban Terradas (I.N.T.A.)

Área de Materiales Compuestos

División de Materiales y Estructuras

Tfn. 34 1 520 15 06; e-mail: cabrerizogf@inta.es

Ctra. de Ajalvir Km. 4. 28850 Torrejón de Ardoz. MADRID

**Resumen.** En este trabajo se va a evaluar el comportamiento de compuestos carbono/epoxi a crecimiento de grietas en Modo-II bajo cargas cíclicas de manera experimental. Dicha valoración experimental se ha realizado sobre probetas dimensionadas para el ensayo de flexión con entalla final (ENF). En concreto en este estudio se van a evaluar las leyes de crecimiento de grieta para dos materiales y en dos condiciones de carga distintas, carga cíclica reversa ( $R=-1$ ) y carga cíclica para  $R=0.1$ . Al tratarse de dos materiales con matrices de distinta tenacidad, se podrá comparar además la influencia de esta propiedad en el crecimiento de grietas.

**Abstract.** In this work it will be evaluated by testing the behaviour of carbon/epoxy composites to Mode-II cyclic crack growth. The End Notched Flexure specimen (ENF) is the most adequate specimen for this kind of test. There will be two materials under two different load conditions,  $R=-1$  and  $R=0.1$  for evaluate the crack growth rate. With these two materials of different matrix it is possible compare the influence of toughness.

## 1.- INTRODUCCIÓN.

Dentro del amplio espectro de propiedades mecánicas que presenta un material estructural y que son necesarias para poder diseñar y calcular las estructuras que estos forman, se encuentran las propiedades relacionadas con la mecánica de la fractura. Estas propiedades forman parte del estudio posterior al diseño de la estructura. Una vez diseñada y calculada, el ingeniero debe de saber predecir bajo qué cargas y ante qué determinados defectos, la estructura puede continuar su vida operativa y por cuanto tiempo más.

En este trabajo en concreto se pretende obtener para dos materiales de la industria aeroespacial las leyes que rigen el crecimiento de una grieta cuando esta forma parte de una estructura sometida a fatiga y la carga es introducida en el frente de grieta por cortadura (Modo-II).

## 2.- MATERIALES.

Los materiales objeto de estudio provienen de la marca comercial HEXCEL® [1] y se trata de una fibra de carbono de alta resistencia (AS4) combinada con dos matrices. Una de las matrices presenta una tenacidad a fractura intermedia, la 3501-6 y la otra presenta tenacidad

mejorada a fractura, la 8552. Ambas matrices son epoxi.

En este trabajo se muestran de manera parcial los resultados que se han obtenido, no estando completa toda la matriz de ensayos propuesta en el programa del que se deriva el trabajo (apartado 5).

## 3.- GEOMETRÍA DE LAS PROBETAS.

Las razones básicas de uso de la probeta ENF son: su fácil laminación y posicionado del frente de grieta, mecanización sencilla, aplicación de teoría de vigas, utillaje de flexión en y tres puntos, obtención de un modo-II fractográficamente limpio, etc.

La longitud total de las probetas se toma de 160 mm y la longitud de grieta inicial será 55 mm. La anchura de las mismas se tomará de  $w=25$  mm. [2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 15]. La figura 1 muestra las dimensiones elegidas definitivas de la probeta ENF y la figura 2 la posición de la probeta en el utillaje ( $L=50$  mm).

A la vista de las características de comportamiento mecánico de los materiales en estudio se decidió tomar un valor de espesor en el entorno de los 5 mm., de tal manera que los materiales utilizados cumplan las

condiciones de teoría lineal elástica de vigas [15].

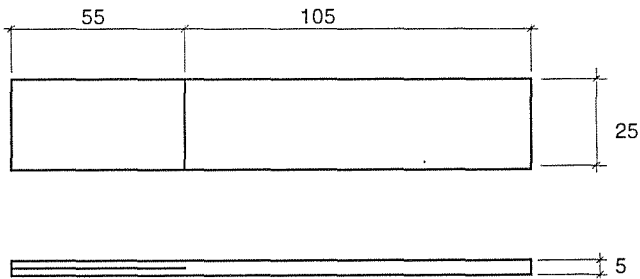


Figura 1.- Probeta de flexión con entalla final (ENF).

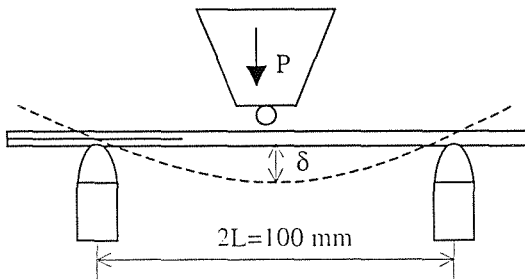


Figura 2.- Posición de la probeta en el ensayo.

#### 4.- PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS.

Las probetas fueron obtenidas de paneles curados en autoclave a los valores de presión y bolsa de vacío recomendados por el fabricante. La temperatura de curado es de 180°C [1].

La laminación se produjo en el área limpia con que cuenta el Area de Materiales Compuestos del Instituto. Durante el proceso de laminación, se introdujo un tejido teflonado (PTFE) de 20 μm en la zona de 55 mm x 25 mm y entre las láminas centrales de tal manera que se crease una delaminación artificial.

Las secuencias de laminación sobre las que se realizarán los ensayos quedan por lo tanto: [0°<sub>15</sub>,PTFE (20μm),0°<sub>15</sub>]

Todos los datos de ciclos de curado fueron correctamente almacenados y siguieron un estricto control de calidad al igual que las operaciones de corte de telas y laminación.

Posteriormente las paneles fueron mecanizados a probetas de las dimensiones ya comentadas.

#### 5.- MATRIZ DE ENSAYOS.

La matriz de ensayos del programa completo de caracterización de crecimiento de grietas en modo-II bajo carga cíclica no ha sido abarcada por el presente trabajo, y por lo tanto, se expone a continuación la matriz real de trabajo de este estudio (tabla 1).

Materiales: AS4/3501-6  
Ensayo: Modo-II

| Acond. | N | f (Hz) | δ <sub>max</sub> /δ <sub>c</sub> | δ <sub>c</sub> (mm) | δ <sub>max</sub> (mm) | R    |
|--------|---|--------|----------------------------------|---------------------|-----------------------|------|
| R.T.   | 2 | 5      | 0.70                             | 0.9                 | 0.63                  | 0.1  |
| R.T.   | 3 | 5      | 0.35                             | 0.9                 | 0.32                  | -1.0 |

Materiales: AS4/8552  
Ensayo: Modo-II

| Acond. | N | f (Hz) | δ <sub>max</sub> /δ <sub>c</sub> | δ <sub>c</sub> (mm) | δ <sub>max</sub> (mm) | R    |
|--------|---|--------|----------------------------------|---------------------|-----------------------|------|
| R.T.   | 2 | 5      | 0.70                             | 0.9                 | 0.63                  | 0.1  |
| R.T.   | 1 | 5      | 0.35                             | 0.9                 | 0.32                  | -1.0 |

Tabla 1.- Matriz de ensayos del presente trabajo.

Como se puede comprobar en la matriz de ensayos, el número de probetas ensayados por punto de ensayo, es en algunos casos no significativo y por lo tanto la comentada matriz debe de ser completada hasta al menos 3 probetas por punto de ensayo.

#### 6.- FUNDAMENTOS TEÓRICOS.

El objetivo que se persigue es la obtención de leyes de crecimiento de grieta entre los parámetros que cuantifican la evolución de la misma. De esta manera la relación final que se trata de hallar sería del tipo:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta G_{II}) \quad (1)$$

En esta ecuación se encuentra en primer lugar el problema de obtener una expresión de  $\Delta G_{II}$  adecuada. Esta expresión se determina a partir de [2]:

$$\Delta G_{II} = \frac{9a^2(\Delta\delta)^2}{2W(2L^3 + 3a^3)C} \quad (2)$$

Dicha expresión se ha obtenido de:

$$G_{II} = \frac{9a^2 P^2 C}{2W(2L^3 + 3a^3)} \quad (3)$$

Sabiendo que:

$$C = \frac{\delta}{P} \quad (4)$$

En la expresión comentada, todos los valores son conocidos y por lo tanto la única dependencia de esta función es de la longitud de grieta  $a$ . Este valor de  $G_{II}$  se obtiene aplicando a la definición de  $G_{II}$  la teoría elástica lineal de vigas [14].

Los valores  $\delta$  y  $P$  son los valores del desplazamiento del punto de aplicación de carga y de la carga

respectivamente del ensayo a flexión en tres puntos. Por lo tanto  $C$  es la flexibilidad de la probeta. Dicha flexibilidad irá variando al aumentar la longitud de grieta.

Para conocer la ley de crecimiento de grieta con el número de ciclos de fatiga  $a(N)$ , se recurre a un método experimental que se comentará en el siguiente apartado.

7.- REALIZACIÓN EXPERIMENTAL.

7.1.- Equipos de ensayo y utillaje.

Los ensayos estáticos de obtención de valores críticos y curvas de flexibilidad se realizaron en una Máquina Universal de Ensayos INSTRON y los dinámicos en una Máquina MTS.

En cuanto al utillaje de ensayo por flexión en tres puntos, este fue diseñado por completo para minimizar efectos secundarios en el ensayo como la fricción entre las caras de las dos semiprobetas en la zona de grieta o el rozamiento en el apoyo de la probeta. Para ello, todos los rodillos de apoyo tanto inferiores como superiores (para el caso de carga reversa), fueron colocados con rodamientos en el útil de tal manera que se permitiera un apoyo con giro libre de la probeta. En la figura 3 se muestra un esquema del utillaje.

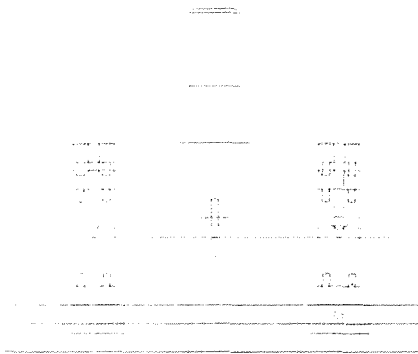


Figura 3.- Esquema del utillaje en flexión.

7.2.- Curvas de calibración y valores estáticos.

Previamente a la realización de los ensayos dinámicos, es necesario conocer una serie de características estáticas de la probeta en modo-II.

El primer parámetro a determinar es el valor de  $\delta_c$ . Dicho valor es necesario para poder determinar el desplazamiento máximo del punto de aplicación de carga de tal manera que no se produzca crecimiento por carga estática. Este valor de  $\delta_{max}$  es un porcentaje del crítico. Se han tomado valores de 0.63 mm y 0.32 mm para  $R=0.1$  y  $R=-1$  respectivamente, lo que equivaldría a valores del 70% y el 35% del valor  $\delta_c$ .

Otra propiedad importante a obtener por carga estática por debajo de la crítica, es la curva de flexibilidad de la

probeta. Dicha curva es del tipo:

$$C = ma^3 + n \tag{5}$$

Donde se puede apreciar que  $C$  es una función lineal de  $a^3$ . Esta curva se obtiene de manera experimental para cada probeta. En la figura 4 se representa una curva de calibración para una de las probetas ensayadas.

Previamente a la calibración de flexibilidad de la probeta, es necesario hacer progresar el frente de grieta con carga en modo-I hasta que se libere el frente de la misma de la zona rica en resina formada durante la laminación y que crea un frente artificial no real.

Esta curva se obtiene midiendo para cuatro longitudes de grieta conocidas (mediante desplazamiento de la probeta respecto al punto de aplicación de carga) la pendiente de la curva  $P-\delta$  ( $1/C$  en  $N/mm$ ). Dichas longitudes conocidas no lo son con exactitud hasta que se abre la probeta completamente tras el ensayo dinámico y puede comprobarse donde estaba el frente real que se obtuvo en la preapertura en modo-I.

La regresión lineal que relaciona  $C$  con  $a^3$ , tiene unos coeficientes de correlación en torno a 0.99.

CURVA DE FLEXIBILIDAD C vs a

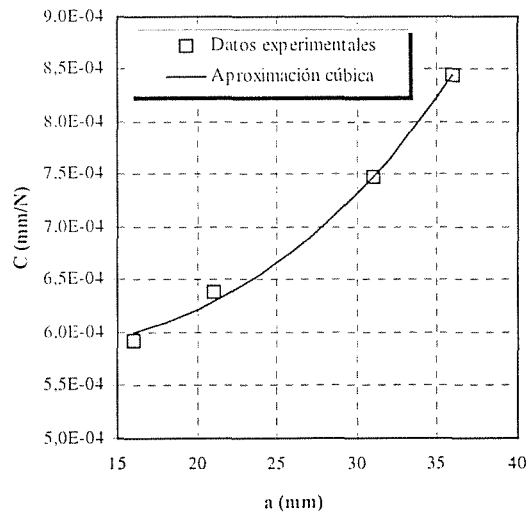


Figura 4.- Curva de flexibilidad.

7.3.- Ensayos dinámicos.

Los ensayos dinámicos se realizaron mediante introducción de ciclos de carga senoidal según los parámetros ya comentados de  $R$ ,  $\Delta\delta$ ,  $\delta_{max}$ , etc. Cada 5000 ciclos se paró el ensayo dinámico y se introdujo una carga estática para medir la flexibilidad de la probeta y así a través de la curva de calibración de flexibilidad, poder obtener el valor de tamaño de grieta.



7.3.1.- Curvas a-N.

A la vista de los anteriores resultados, se obtuvieron las curvas a-N. Dichas curvas obedecen a curvas tipo sigmoide como la representada en la figura 5. Las sigmoides son curvas que aparecen generalmente en todo fenómeno de acumulación de daño. Las sigmoides que aparecen han sido aproximadas por polinomios del menor grado posible pero que reproduzcan con exactitud la tendencia de la curva de crecimiento. En la misma figura 5 se representa también el tipo de aproximación que se ha realizado sobre las curvas.

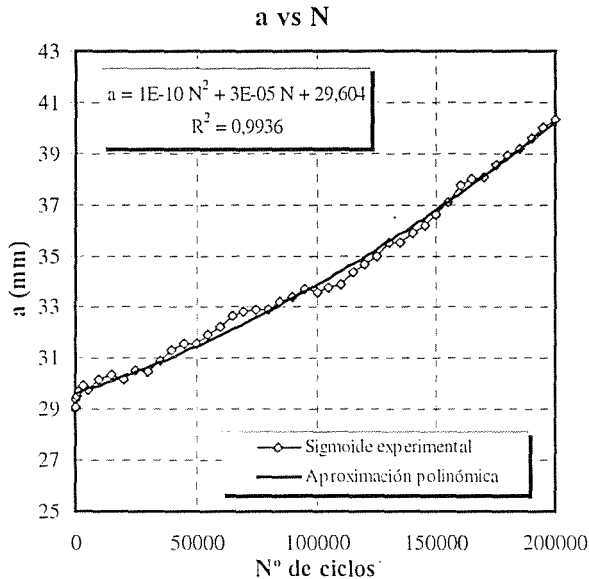


Figura 5.- Curvas a-N y aproximaciones.

7.3.2.- Leyes de crecimiento.

El objetivo final del estudio es conseguir la ley que sigue la relación entre:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta G_{II}) = \alpha(\Delta G_{II})^\beta \quad (6)$$

Esta ley se ha tratado de aproximar por la ley de Paris que cumplen los metales. Las gráficas para todas las condiciones de carga y materiales se muestran a continuación en las figuras 6, 7 8, y 9. En las gráficas se han incluido los valores de los parámetros  $\alpha$  y  $\beta$  de la ley de Paris, así como los valores del coeficiente de regresión de la recta en escala logarítmica. Los pasos son los siguientes:

a.- Para parámetros  $f$ ,  $R$  y  $\Delta\delta$  dados, se comienza a cargar la probeta en  $\Delta N$ .

b.- Al terminar el bloque de ciclos, se realiza una carga estática sin que haya crecimiento de grieta, obteniéndose la flexibilidad  $C_n$  para ese bloque de carga.

c.- A partir de la curva obtenida por carga estática  $C-a$ , se obtiene una apertura de grieta.

d.- Con estos valores se va repitiendo la carga para varios ciclos, obteniéndose la curva  $N-a$  y por lo tanto  $da/dN$ .

e.- Con la curva  $C-a$  y la ecuación (2), se obtiene  $\Delta G_{II}$ .

f.- Con  $da/dN$  y  $\Delta G_{II}$  se obtiene la curva buscada.

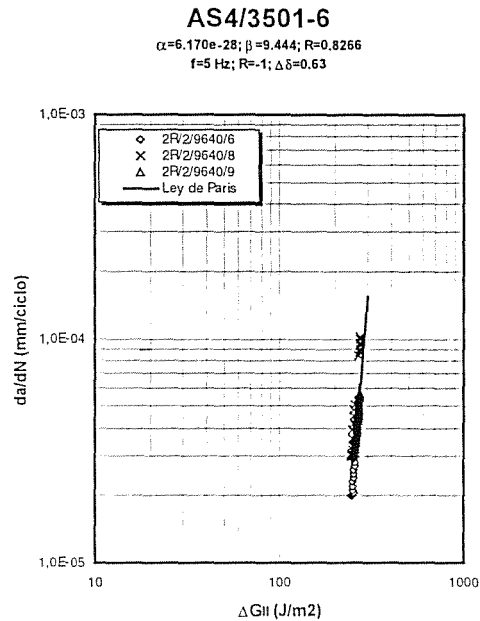


Figura 6.-  $da/dN$  vs  $\Delta G_{II}$ .  $R=-1$ .  $\Delta\delta=0.63$ . Material AS4/3501-6.

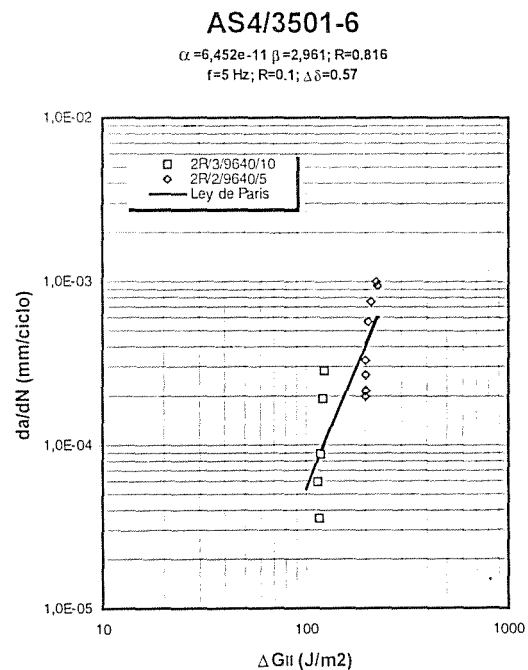


Figura 7.-  $da/dN$  vs  $\Delta G_{II}$ .  $R=0.1$ .  $\Delta\delta=0.57$ . Material AS4/3501-6.



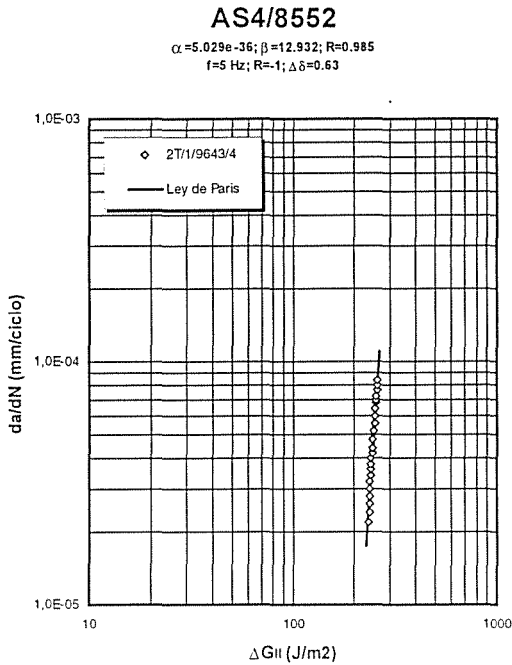


Figura 8.-  $da/dN$  vs  $\Delta G_{II}$ .  $R=-1$ .  $\Delta\delta=0.63$ . Material AS4/8552.

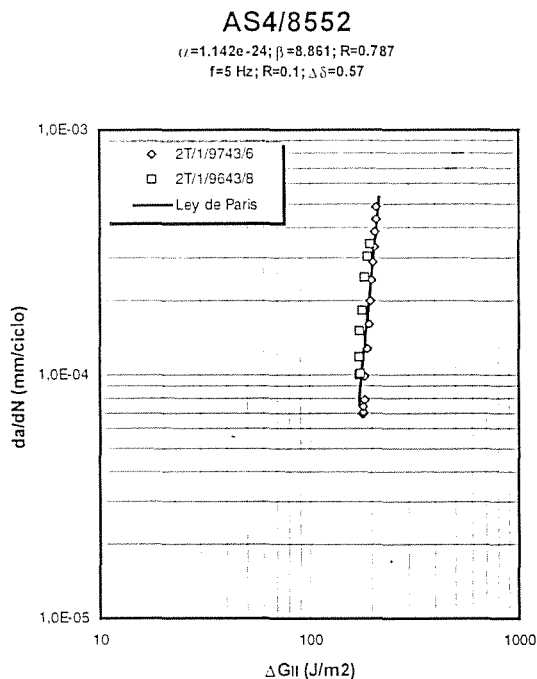


Figura 9.-  $da/dN$  vs  $\Delta G_{II}$ .  $R=0.1$ .  $\Delta\delta=0.57$ . Material AS4/8552.

**8.- CONCLUSIONES.**

Teniendo en cuenta que es necesario completar la matriz de ensayos del programa para obtener unos valores fiables de los ensayos, se pueden extraer ciertas conclusiones de los ensayos realizados.

En primer lugar se puede concluir la bondad del método de Flexión con Entalla Final como método apropiado para conseguir un modo-II sin componentes de otros modos (I y III). Este estudio, de hecho, ha pretendido validar el método de ensayo y su puesta a punto.

Aunque no ha sido expuesto en este estudio concreto, es importante la elección de los espesores de probeta de tal manera que se cumpla teoría lineal de vigas. Esta elección del espesor se encuentra desarrollada en la referencia [15].

En cuanto al utillaje, aunque no es crítico, se considera positivo el apoyar la probeta sobre rodillos insertados en rodamientos de tal manera que se tenga el grado de libertad del giro. De esta manera se eliminan rozamientos.

Entrando más en el objeto de este estudio, se comprueba de nuevo la linealidad de la curva de flexibilidad  $C$  con el cubo de la longitud de grieta  $a$  y por lo tanto de la validez de este método a partir de una carga estática por debajo de valores críticos, para conocer el tamaño de la grieta.

Las curvas  $a-N$  confirman una acumulación de daño que se expresa mediante una sigmoide. La aproximación de dicha sigmoide a un polinomio es básica para obtener la ley de crecimiento de grieta. En general estos polinomios no es necesario que sean de grado mayor a 3.

Como se confirma en la referencia [15], el valor de  $\Delta G_{II}$  aumenta hasta relaciones  $a/L$  de 0.7 manteniéndose estable o disminuyendo a partir de este valor. Las leyes de crecimiento se establecen hasta estos valores de  $a/L$ .

A la vista de las relaciones entre  $da/dN$  y  $\Delta G_{II}$ , se puede intuir una relación tipo Paris. Hay que hacer constar que el número de probetas utilizado en esta fase del estudio, es escaso para la obtención de valores fiables.

Un hecho detectado, en principio, es la independencia del tipo de matriz utilizado para el ensayo con  $R=-1$ . En ambos materiales, el comportamiento de las probetas es el mismo, produciéndose para valores de  $\Delta G_{II}$  en torno a  $200-300 \text{ J/m}^2$  valores de  $5 \cdot 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$ .

Se ha detectado además para el AS4/3501-6 y  $R=0.1$  un desplazamiento de los valores para las dos probetas ensayadas. Esto necesita la confirmación de más probetas por punto de ensayo.

Se puede además concluir a la vista de la referencia [16], trabajo paralelo a este con las mismas probetas, que los rasgos fractográficos aparecidos en las superficies de rotura corresponden a características de modo-II. En las

fractografías de dicha referencia, se observan además las estriaciones correspondientes a crecimiento cíclico de grieta.

La conclusión final es que parece posible, y siempre a la espera de concluir el programa, que este tipo de fenómeno de crecimiento de grieta esté dominado por una expresión tipo Paris.

## 9.- AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo se está realizando bajo la subvención de un Programa de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (MAT-95-0613-C02-02).

Los autores quieren agradecer la ayuda prestada a todo el personal del Area de Materiales Compuestos del INTA así como a Beatriz Romero de Pedro y a Federico Longo Gregorio del Area de Materiales metálicos del INTA y a todo su personal.

## 10.- REFERENCIAS.

- [1] HEXCEL Data Sheet. "Prepreg Data".
- [2] Zhao S., Gaedke M. and Prinz R.: "Mode II delamination behavior of carbon/epoxy composites", *Adv. Composites Materials, Vol. 4, No. 2*, 1994, pp 111-127.
- [3] Carlsson L.A., Gillespie J.W. and Pipes R.B.: "On the analysis and design of the End Notched Flexure (ENF) specimen for Mode II testing", *Journal of Composite Materials, Vol. 20*, 1986, pp 594-604.
- [4] Carlsson L.A., Gillespie J. W. Jr: "Mode II Interlaminar Fracture of Composites", *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, K. Friedrich, Elsevier Science Publishers. pp 113-157.
- [5] Prel, Y.j., Davies, P., Benzeggagh, M.L., and de Charentenay, F.-X.: "Mode I and Mode II Delamination of Thermosetting and Thermoplastic Composites", *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volumen, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1089, pp 251-269.
- [6] Trethewey, B.R. Jr., Gillespie, J.W. Jr., and Carlsson, L.A.: "Mode II Cyclic Delamination Growth", *Journal of Composite Materials, 22*, 1988, pp 459-483.
- [7] Mall, S., Yun, S.-T. and Kochlar, N. K.: "Characterization of Matrix Toughness Effect on Cyclic Delamination Growth in Graphite Fiber Composites", *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 296-310.
- [8] Kageyama, K., Kikuchi, M., and Yanagisawa, N., "Stabilized End Notched Flexure Test: Characterization of Mode II Interlaminar Crack Growth", *Composite Materials: Fatigue and Fracture (Third Volume), ASTM STP 1110*, T. K. O'Brien, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1991, pp. 210-225.
- [9] Carlsson, L.A., Gillespie, J.W. and Trethewey, B.R.: "Mode II Interlaminar Fracture of Graphite/Epoxy and Graphite/PEEK", *Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol 5 July*, 1986, pp. 170-187.
- [10] Martin, R.H. and Murri, G.B., "Characterization of Mode I and Mode II Delamination Growth and Thresholds in AS4/PEEK Composites", *Composite Materials: Testing and Design (Ninth Volume), ASTM STP 1059*, S. P. Garbo, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 251-270.
- [11] Russell, A.J. and Street, K.N., "The Effect of Matrix Toughness on Delamination: Static and Fatigue Fracture Under Mode II Shear Loading of Graphite Fiber Composites", *Toughened Composites, ASTM STP 937*, Norman J. Johnston, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, pp. 275-294.
- [12] O'Brien, T.K., Murri, G.B., and Salpekar, S.A., "Interlaminar Shear Fracture Toughness and Fatigue Thresholds for Composite Materials", *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 222-250.
- [13] AITM 1.0006. Airbus Industrie Test Method: "Determination of interlaminar fracture toughness energy. Mode II  $G_{IIc}$  Test", Issue 2, June 1984.
- [14] Timoshenko S.: "Resistencia de Materiales, Tomo I", *Capítulo VII*, Ed, Espasa-Calpe Madrid, 1944.
- [15] Cabrerizo García F.: "Dimensionado y Reducción de Datos de Probetas Carbono/Epoxi Para Ensayos de Tipo Flexión con Entalla Final en Carga Estática y Dinámica", *XIV Encuentro del Grupo Español de Fracturas*, 1997, pp 325-330.
- [16] Pintado Sanjuanbenito J.M., Cabrerizo García F.: "Análisis "Post-Mortem" de roturas interlaminares provocadas bajo fatiga en materiales compuestos Carbono/Epoxi". *XV Encuentro del Grupo Español de Fracturas*, 1997.

## INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN LA INTERCARA Y EN LAS FIBRAS DE UN MATERIAL COMPUESTO $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$

J. A. Celemín, J. Pérez Rigueiro, J. Y. Pastor y J. Llorca

Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos.  
Universidad Politécnica de Madrid. 28040 Madrid

**Resumen.** En el presente trabajo se ha estudiado la evolución de las propiedades mecánicas de un material compuesto de matriz cerámica reforzado con fibras a diferentes temperaturas. Se ha encontrado que a 25 °C el refuerzo contribuye a mejorar las propiedades mecánicas propias de la matriz, alcanzando una tenacidad de fractura próxima a la de aleaciones de alta resistencia de aluminio. Sin embargo, estas propiedades se degradan a alta temperatura ( $T > 800^\circ\text{C}$ ). Se han estudiado los dos posibles orígenes de este comportamiento: la degradación de las fibras y/o de la intercara fibra/matriz. El primero puede explicar la degradación del material por encima de 1000 °C, pero no a temperaturas inferiores. Por otro lado se han identificado cambios en la intercara fibra/matriz que pueden explicar la degradación de sus propiedades a 800 °C.

**Abstract.** The mechanical properties of a fiber-reinforced ceramic-matrix composite have been studied as a function of temperature. The reinforcement improves the mechanical properties of the matrix, specially the toughness, which is close to that of high strength aluminium alloys. These properties, however, are degraded at high temperature ( $T > 800^\circ\text{C}$ ). Two possible mechanisms responsible for this behaviour have been analysed: the degradation of the fibers and/or the fiber/matrix interface. The first one could explain the degradation observed at 1000 °C and above but not below this temperature. On the other hand, several features of the fiber/matrix interface have been identified, which could explain the degradation of the mechanical properties at 800 °C.

### 1. INTRODUCCION

Los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras son los más prometedores para obtener materiales con función estructural a temperaturas elevadas (por encima de 1000 °C) [1, 2]. La mejora en la tenacidad impartida por las fibras implica la existencia de una intercara débil entre las fibras y la matriz. Una intercara fuerte entre dos materiales frágiles conduciría a un material frágil, pues cualquier grieta que comenzase a crecer en la matriz continuaría propagándose por las fibras. Por el contrario, una grieta que comenzase propagándose por la matriz se desviaría por la intercara entre la fibra y la matriz, si esta intercara fuese suficientemente débil. De esta manera, las fibras continuarían soportando carga y se evitaría la rotura catastrófica del material.

De la discusión anterior queda claro que los materiales compuestos de matriz cerámica presentan una estructura altamente sofisticada, siendo necesario para poder explicar su comportamiento mecánico tener un conocimiento detallado de las fibras y de la intercara. Dentro de las fibras cerámicas existen actualmente diferentes posibilidades [3, 4] que incluyen fibras de carburo de silicio, fibras de carbono y fibras de alúmina con unas secciones que van de los 100  $\mu\text{m}$  a los 10  $\mu\text{m}$ .

Por lo que respecta a las intercaras, los primeros materiales compuestos contaban con un recubrimiento de carbono sobre las fibras [5], que

presentaba el inconveniente de ser inestable en atmósfera oxidante y a alta temperatura. En la actualidad se han desarrollado recubrimientos más resistentes a la oxidación entre los que se deben destacar los recubrimientos bicapa BN/SiC [6, 7], en los que el nitruro de boro realiza la función de intercara débil y el SiC protege al BN tanto durante su fabricación como durante su servicio.

Sin embargo, pese a las notables mejoras que se han obtenido a temperatura ambiente, se sigue observando una degradación apreciable de las propiedades mecánicas del material incluso a temperaturas relativamente moderadas (800 °C), y existe gran interés en determinar los mecanismos que conducen a esta degradación. En principio, se podría atribuir a una degradación de las propiedades mecánicas de las fibras y/o de la intercara. En el presente trabajo se presentan resultados obtenidos a partir del estudio tanto de las fibras como de la intercara a temperatura ambiente, 800 °C, 1000 °C y 1200 °C y se relacionan con las propiedades macroscópicas del material.

### 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material se recibió en forma de placas de 3mm de espesor y estaba formado por una matriz de alúmina reforzada con un 37% en volumen con un tejido bidireccional de fibras de Nicalon y ha sido fabricado mediante el proceso oxidación directa del Al metálico [8, 9]. Las fibras estaban recubiertas con una doble capa BN (100 nm)/SiC (3  $\mu\text{m}$ )

depositadas mediante la técnica de deposición química en fase vapor (CVD).

Las propiedades mecánicas del material compuesto se obtuvieron mediante ensayos mecánicos de tracción y fractura a 25°C, 800°C, 1000°C y 1200°C. Para los ensayos de tracción se usaron probetas planas con forma de "hueso de perro", con una sección central recta de 15 mm de longitud por 4 mm de anchura. Los ensayos de fractura se realizaron a las mismas temperaturas mediante flexión en tres puntos de vigas prismáticas entalladas de 10 mm de canto con 40 mm de separación entre apoyos. Los ensayos se instrumentaron mediante un extensómetro laser. Más detalles acerca del procedimiento experimental pueden encontrarse en [10].

El estudio microestructural se realizó a partir de fragmentos de las probetas previamente ensayadas a distintas temperaturas. Para la caracterización de las fibras se midió el radio de la zona especular en la superficie de fractura de las fibras mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL 6300. Para analizar el recubrimiento se prepararon muestras para su caracterización en el microscopio electrónico de transmisión (JEOL FX 2000 II). A las muestras obtenidas a partir de las probetas ensayadas se añadieron dos muestras tratadas a 1400 °C en aire y a 1200 °C en atmósfera de argón para determinar con más precisión la influencia de la temperatura y del oxígeno atmosférico en la evolución microestructural de la intercara.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Propiedades mecánicas del material compuesto. Las propiedades mecánicas más relevantes obtenidas de los ensayos de tracción y de flexión en tres puntos se han resumido en la tabla 1, donde se incluyen la tensión de fisuración de la matriz ( $\sigma_{mc}$ ), la tensión de rotura en tracción ( $\sigma_u$ ) y la tenacidad de fractura nominal,  $K_q$ .

|                         |      |      |      |      |
|-------------------------|------|------|------|------|
| T (°C)                  | 25   | 800  | 1000 | 1200 |
| $\sigma_y$ (MPa)        | 95   | 71   | 66   | 58   |
| $\sigma_{UTS}$ (MPa)    | 226  | 144  | 147  | 127  |
| $\epsilon_{UTS}$ (%)    | 0.74 | 1.1  | 1.32 | 0.54 |
| $K_q$ (MPa $\sqrt{m}$ ) | 25.9 | 16.5 | 15.2 | 13.3 |

Tabla 1. Propiedades mecánicas del material compuesto.

donde  $K_q$  representa la tenacidad de fractura nominal, obtenida a partir de la carga máxima y  $\sigma_{mc}$  fue la tensión para la que se observó claramente la aparición de deformaciones no lineales durante el

ensayo de tracción.  $K_q$  se obtuvo a partir de la carga máxima y de la longitud de la entalla inicial en los ensayos de fractura, utilizando la expresión adecuada para el factor de intensidad de tensiones.

Estos resultados ponen de manifiesto que el material compuesto presentó unas propiedades mecánicas notables a temperatura ambiente (en particular una tenacidad de fractura comparable a la de las aleaciones de Al de alta resistencia). Sin embargo, se observó una degradación importante cuando el material es ensayado a temperaturas elevadas (> 800 °C). En los apartados siguientes se estudian las dos posibles causas de esta degradación. El apartado 3.2 se centra en la evolución de las propiedades de las fibras con la temperatura mientras que el apartado 3.3 analizan las características de la intercara para todas las temperaturas incluidas en este estudio.

#### 3.2 Propiedades de las fibras.

La resistencia mecánica de las fibras dentro del material compuesto puede analizarse midiendo el radio de la zona especular que aparece en su superficie de fractura (fig. 1). Para muchos materiales cerámicos y vitreos y, en particular, para las fibras de Nicalon se ha demostrado que la resistencia mecánica de las fibras  $S$  es función del radio  $a_m$  de la zona especular de fractura de acuerdo con

$$S\sqrt{a_m} = A \quad (1)$$

donde  $A$  es una constante que vale 2.51 MPa $\sqrt{m}$  para las fibras de Nicalon [11]. Se midieron los valores de  $a_m$  en más de un centenar de fibras situadas en la superficie de fractura para cada temperatura y los valores de las tensiones de rotura se ajustaron mediante una distribución de Weibull de dos parámetros. Los valores de la resistencia característica de las fibras,  $\sigma_c$ , y del módulo de Weibull  $m$  para cada temperatura se han recogido en la tabla 2. Estos resultados ponen de manifiesto que las fibras de Nicalon sufrieron una reducción importante en su resistencia característica a 1000°C y 1200°C, que muy probablemente fue producida por la nucleación y crecimiento de pequeños defectos en la superficie de las fibras. Por el contrario, no se pudo apreciar ninguna diferencia entre las propiedades mecánicas de las fibras en los materiales ensayados a 20°C y 800°C. El módulo de Weibull de las fibras fue muy bajo y se vió poco afectado por la temperatura de ensayo. Estos resultados indican que el tamaño medio de los defectos en las fibras aumentó durante los ensayos a 1000°C y 1200°C sin que variara la forma de la distribución estadística de tamaños.

La reducción en la resistencia característica de las fibras a 1000°C y 1200°C afecta a la tensión de rotura y la tenacidad del material compuesto y es posible realizar predicciones cuantitativas utilizando los modelos desarrollados al efecto [11]. Estos resultados se han recogido en otra publicación [12] y permiten afirmar que la reducción de la resistencia

característica de las fibras es la causa de la degradación en  $\sigma_u$  y  $K_q$ . Sin embargo, las fibras de los materiales ensayados a 25°C y a 800°C presentan unas características similares pese a que las propiedades mecánicas del material compuesto aparecen claramente degradadas cuando se ensaya a 800 °C. Este comportamiento ha de explicarse analizando los posibles cambios en la microestructura del recubrimiento durante los ensayos a alta temperatura.

|                     |      |      |      |      |
|---------------------|------|------|------|------|
| T (°C)              | 25   | 800  | 1000 | 1200 |
| m                   | 2    | 2.3  | 2.9  | 2.6  |
| $\sigma_u$<br>(MPa) | 1820 | 1783 | 1440 | 1360 |

Tabla 2. Parámetros de Weibull de las fibras calculados a partir de los defectos críticos observados en la superficie de fractura.

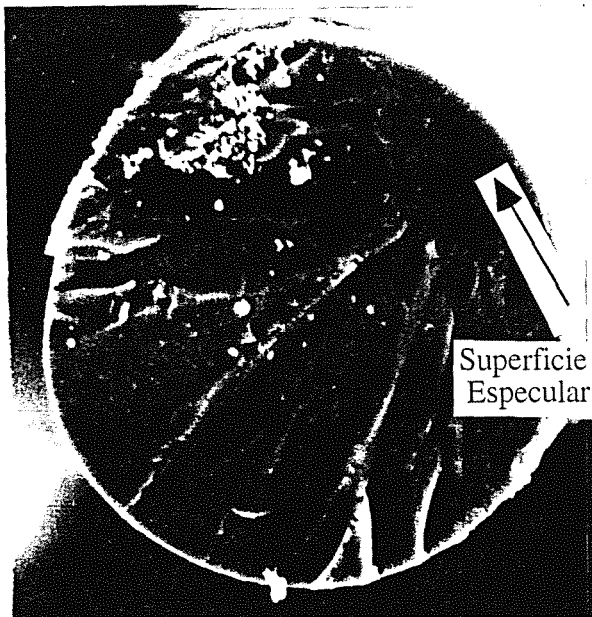


Figura 1. Ejemplo de micrografía electrónica a partir de la cual se pueden determinar el parámetro de Weibull y la tensión de rotura de las fibras.

A partir de los datos obtenidos se puede concluir que las fibras tratadas a 1000 °C y 1200 °C sufren una degradación importante de sus propiedades, pudiéndose correlacionar la degradación de las

propiedades mecánicas del material compuesto con la correspondiente degradación de las fibras.

Sin embargo, las fibras tratadas a 800 °C presentan unas características similares a las del material no tratado, pese a que las propiedades mecánicas del material compuesto aparecen claramente degradadas cuando se ensaya a 800 °C. Este hecho podría explicarse si se supone que la degradación de las propiedades mecánicas a esta temperatura está asociada a cambios en la microestructura del recubrimiento. Los resultados correspondientes a la evolución de la intercara con la temperatura se exponen en el apartado 3.3.

### 3.3 Caracterización microestructural de la intercara.

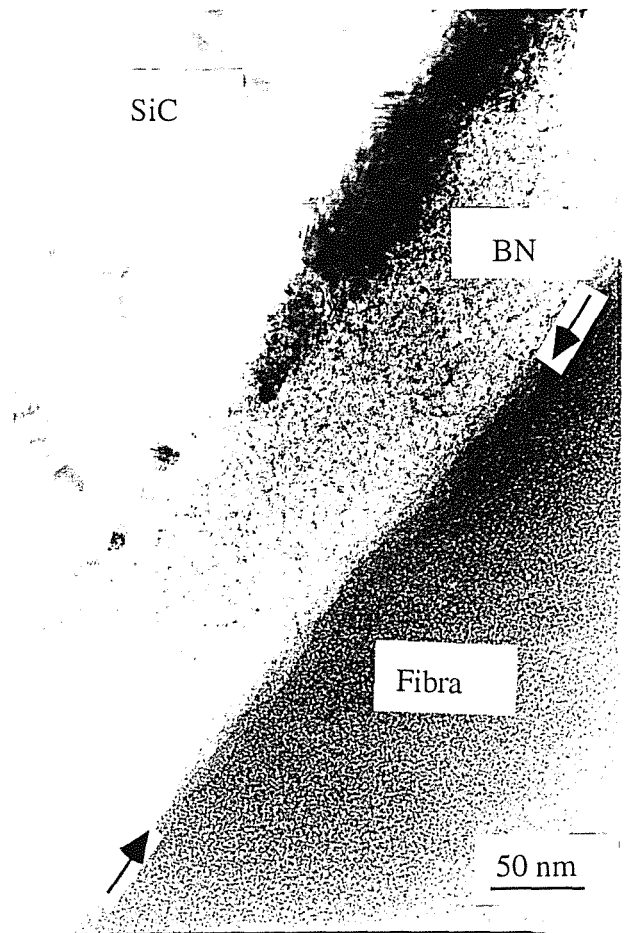


Figura 2. Microestructura del doble recubrimiento BN/SiC en la muestra no tratada.

La figura 2 corresponde a una micrografía del material ensayado a 25 °C. En ella puede apreciarse la doble capa BN/SiC que recubre las fibras. Resulta interesante destacar la presencia de una subcapa con un espesor inferior a 20 nm y que presenta una

textura diferente tanto del BN como de la fibra. El análisis por EDS (espectroscopía de energía dispersada de rayos X) de esta zona presenta un pico marcado de carbono, que indica que esta zona tiene una proporción elevada de carbono elemental.

La figura 3 muestra una micrografía del material tratado a 800 °C, observándose como la capa de BN permanece estable. La mayor diferencia con la muestra no tratada aparece en la intercara fibra/BN. El análisis mediante EDS de esta zona ha permitido comprobar la desaparición del carbono de la intercara. La figura 4 corresponde a la comparación de los espectros EDS de la intercara fibra/BN, pudiéndose observar la ausencia de carbono en la intercara de la muestra tratada a 800 °C.

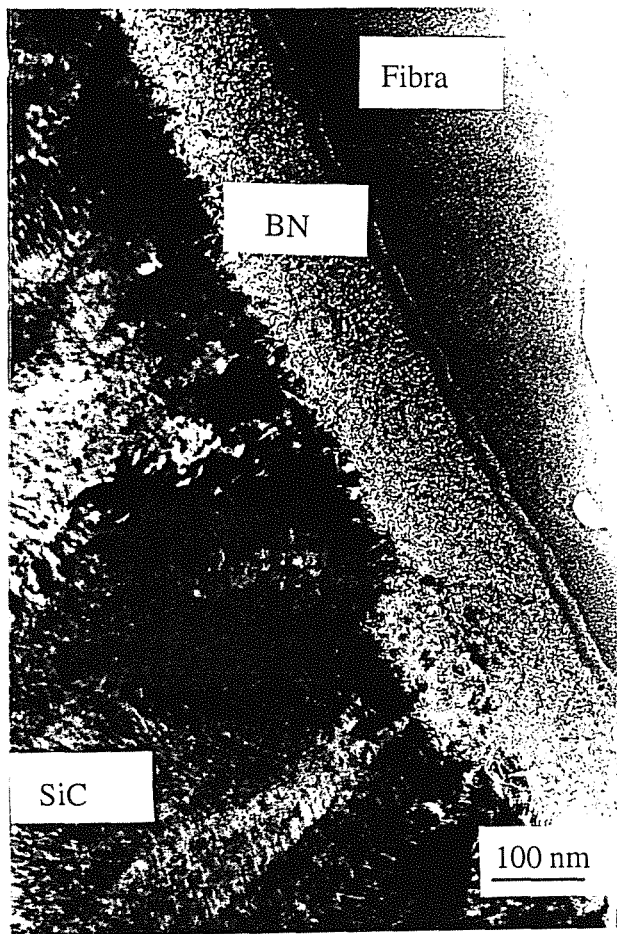


Figura 3. Microestructura del doble recubrimiento BN/SiC en la muestra ensayada a 800 °C.

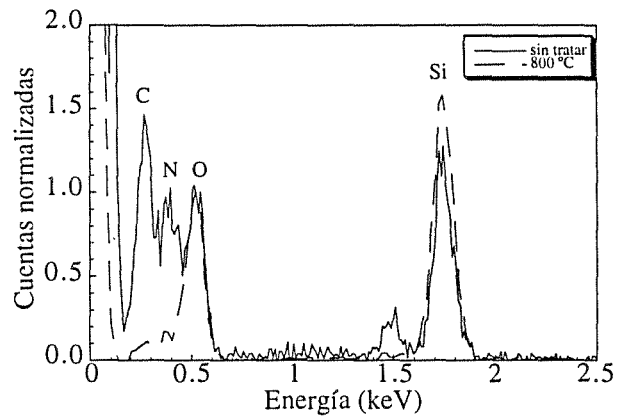


Figura 4. Comparación de los espectros EDS de la intercara fibra/BN en las muestras ensayadas a 25 °C y a 800 °C.

En la muestra tratada a 1000 °C se sigue observando la capa de BN. Nuevamente los mayores cambios se dan en la intercara fibra/BN. En este caso se observa la aparición de una capa de unos 100 nm de espesor entre la fibra y el recubrimiento de BN. Esta capa también se observa en la muestra tratada a 1200 °C como se puede apreciar en la figura 5.



Figura 5. Microestructura del doble recubrimiento en la muestra tratada a 1200 °C.

De la figura 5 se puede concluir que el doble recubrimiento sigue siendo estable a esta temperatura, pero que la intercara fibra/BN sufre modificaciones importantes. El análisis mediante EDS de la capa adicional (mostrado en la figura 6) indicó que la capa está constituida por Si y O. La comparación de este espectro con un patrón de  $\text{SiO}_2$  ha llevado a la conclusión de que la capa adicional está constituida por este compuesto.

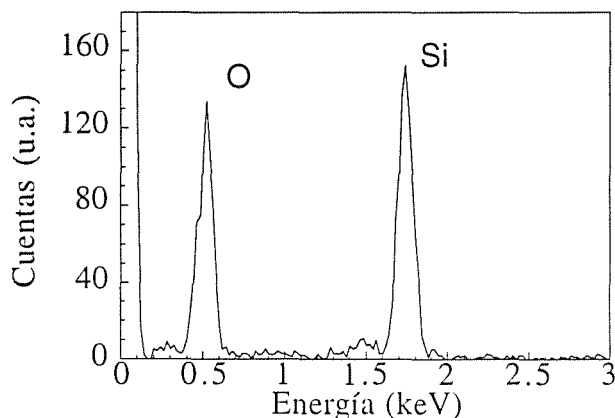


Figura 6. Espectro EDS correspondiente a la capa adicional que aparece entre la fibra y el BN en la muestra tratada a  $1200^\circ\text{C}$ .

De los resultados anteriores se puede concluir que la capa de BN, cuya función es crear la intercara débil entre la fibra y la matriz permanece intacta a  $1200^\circ\text{C}$ , situándose los cambios encontrados en la intercara fibra/BN. Estos cambios implican la desaparición de la zona rica en carbono cuando el material se trata a  $800^\circ\text{C}$  y la aparición de una capa de  $\text{SiO}_2$  cuando el material se trata por encima de los  $1000^\circ\text{C}$ .

Con objeto de mejorar el análisis microestructural del material, se han estudiado dos muestras adicionales no ensayadas. La primera muestra fue tratada a  $1400^\circ\text{C}$  en aire, encontrándose que incluso a esta temperatura la intercara de BN sigue permaneciendo estable. Por otro lado, se ha estudiado una muestra tratada a  $1200^\circ\text{C}$  en atmósfera de argón. No se encontró en esta muestra ninguna capa adicional de  $\text{SiO}_2$  entre la fibra y el BN. Por tanto, el oxígeno presente en la atmósfera resulta esencial para los cambios observados en la intercara por encima de los  $1000^\circ\text{C}$ .

A la vista del análisis microestructural se podría concluir que el recubrimiento de BN es estable hasta  $1400^\circ\text{C}$  y, por tanto, debe seguir cumpliendo su función como intercara débil. El único cambio microestructural observado ha sido la desaparición de la capa de carbono que rodea las fibras no tratadas y que desaparece en las fibras tratadas a  $800^\circ\text{C}$ . Relacionar ambos hechos supondría que la intercara fibra/BN tendría una función como intercara débil entre la matriz y la fibra, al menos igual de eficiente

que la propia capa de BN. Si esta hipótesis fuese cierta se encontraría que las grietas iniciadas en la matriz se propagarían con una frecuencia similar a lo largo de la matriz fibra/BN y dentro del propio recubrimiento de BN.

Para comprobar esta hipótesis se han analizado grietas observadas en el material (originadas probablemente durante los pasos de preparación de muestras para microscopía electrónica), encontrándose que un número apreciable de ellas se propagan por la intercara fibra/BN.



Figura 7. Grieta propagada a lo largo de la intercara fibra/BN en la muestra no tratada.

Actualmente los esfuerzos se están dirigiendo a conseguir un número de grietas estadísticamente significativo que permita conocer la frecuencia con la que las grietas se propagan a lo largo de la intercara fibra/BN o dentro del recubrimiento BN.

## 6. CONCLUSIONES

Los resultados de este trabajo confirman que los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras son muy prometedores como materiales estructurales para temperaturas de trabajo superiores a los  $1000^\circ\text{C}$ . Sin embargo, sus excelentes propiedades mecánicas a temperatura ambiente se

degradan cuando estos materiales se someten a temperaturas superiores a 800 °C.

[12]. J.A. Celemín, Tesis Doctoral, (1998)

Se han estudiado los dos posibles orígenes de este comportamiento: la degradación de las propiedades de las fibras y/o de la intercara. Se ha encontrado que la degradación de las fibras para temperaturas superiores a 1000 °C permite explicar la pérdida de las propiedades mecánicas observada a esta temperatura. Sin embargo, las fibras aparecen prácticamente intactas a 800 °C, lo que indica que la degradación a esta temperatura debe ser un efecto achacable a la intercara.

El recubrimiento de BN permanece estable incluso a 1400 °C, por lo que sigue constituyendo una intercara débil incluso a estas temperaturas. El único cambio microestructural observado fue la desaparición de la capa rica en carbono que recubre a las fibras del material a temperatura ambiente, habiéndose encontrado que esta intercara fibra/BN constituye un camino preferente para la descohesión entre la matriz y las fibras. Será necesario comprobar si la ausencia de este mecanismo en las muestras tratadas por encima de 800 °C resulta determinante para la degradación de sus propiedades mecánicas.

#### 4. REFERENCIAS

- [1]. R. Raj, J. Am. Ceram. Soc., 76, 2147-2174 (1993)
- [2]. A.G. Evans, Mater. Sci. Eng. A 107, 227-239, (1989)
- [3]. A.R. Bunsell, Encyclopedia of Applied Physics, 16, 343-368, (1996)
- [4]. A.R. Bunsell, Microsc. Microanal. Microstruct., 2, 1-13, (1991)
- [5]. K. P. Plucknett, M.H. Lewis, J. Mater. Sci. Lett., 14, 1223-1226, (1995)
- [6]. E.Y. Sun, S.R. Nutt, J.J. Brennan, J. Am. Ceram. Soc., 77, 1329-1339, (1994)
- [7]. S. Prouhet, G. Camus, C. Labrugere, A. Guette, E. Martin, J. Am. Ceram. Soc., 77, 649-656, (1994)
- [8]. A. S. Fareed, B. Sonuparlak, P.A. Craig, J.E. Garnier, Cerma. Eng. Sci. Proc., 13, 804-818, (1992)
- [9]. A. S. Fareed, G.H. Shiroky, C.R. Kennedy, Ceram. Eng. Sci. Proc., 14, 794- 801, (1993)
- [10]. J. A: Celemín, J. Y. Pastor, J. Llorca, M. Elices, J. Am. Ceram. Soc., 80, 2569-2580 (1997)
- [11] W.A. Curtin, J. Am. Ceram. Soc., 77, 1075-1078 (1994)



## Improvement and Optimisation of Interlaminar Fracture Toughness in Carbon-Carbon Composites by Third Phase Toughening

By Dr. Gary Savage

TWR-Arrows Formula 1

### Abstract

Carbon fibre reinforced carbon composites fabricated via the resin pyrolysis production route are often limited in performance by their poor interlaminar properties. This arises because of a brittle matrix phase and weak fibre/matrix interface. It has been shown that considerable improvements may be made in the interlaminar toughness of these materials by the addition of graphite particulate fillers to the matrix. A crack blunting and deflection mechanism was invoked analogous to those familiar in thermoplastic toughened epoxy resin matrix composites. The effectiveness of the toughening mechanism, quantified using fracture mechanics measurements, was found to depend significantly on both the amount and particle size of the filler.

### 1. Introduction

Carbon-carbon composites are a highly specialised family of carbon fibre reinforced composite materials. They are produced in order to combine the advantages of fibre reinforced composites (high specific strength, stiffness and in-plane toughness) with the refractory properties of engineering ceramics (1). Their major application is as friction materials in the brakes of aircraft, racing cars and more recently, high speed trains. They are also used in rocket motors and the heat shields of re-entry vehicles. Furthermore, their chemical inertness and biocompatibility has attracted interest in biomechanical engineering. A variety of different manufacturing processes may be used including chemical vapour deposition, pyrolysis of thermosetting resins and high pressure carbonisation of pitches (2).

Thermosetting resins are attractive matrix precursors because they are relatively easy materials with which to impregnate fibres and because a large technology data base exists

from their use in the polymer composites industry. All of the techniques used in this field such as hand lay up, pultrusion, filament winding and autoclave cured prepreg, may be easily modified to produce large artefacts of complex geometry suitable for conversion to carbon-carbon. The choice of matrix precursor resin is almost limitless. Having said that, when all the processing, property and cost requirements are reviewed, the choice is constrained to very few materials. Indeed commercially it is limited to phenolic and furan systems whose carbon yields vary between 50 and 65% (3).

Thermoset resins form a "glassy", isotropic carbon upon pyrolysis in an inert atmosphere (4). The resin shrinks by up to 50% by volume during carbonisation to 1000°C whereas the fibre geometry remains virtually unchanged. Consequently the microstructure of a carbonised composite is dominated by large scale porosity and shrinkage cracks. When heat treated to very high temperatures (in excess of 2300°C) a solid state "ordering" reaction takes place such that the isotropic

matrix is progressively converted to polycrystalline graphite (5,6).

Relatively little capital investment in equipment is required to operate the thermoset resin fabrication route compared to its competitors. The technique is however labour intensive, particularly in the production of laminated structures and requires a good degree of operator skill and experience. The composites are carbonised in an inert or reducing atmosphere to around 850-1000°C. The low carbon yields obtained necessitates an inefficient batch process involving multiple re-impregnation/ carbonisation cycles to increase density and achieve usable mechanical properties. Heat treatment to graphitization temperatures of the order of 2500°C, shrinks the matrix increasing the degree of open porosity and aiding further densification. Even if a fully graphitized product is not required, the initial stages of the multiple step process often involve one or more graphitization treatments in order to attain an acceptable density more quickly.

The density of the composites is observed to increase rapidly with the first two or three re-impregnation cycles but reach a plateau, such that there is little to be gained from carrying out more than four or five cycles (7). The densification process follows an approximate " $\frac{1}{2}$  power" law. This arises because an increasing proportion of the surface pores become blocked after the first few cycles reducing the efficiency of subsequent treatments. The inability of the multiple impregnation cycles to eliminate the porosity and shrinkage cracks formed during carbonisation results in a relatively large number of cracks and voids present in the microstructure of so called "fully dense" materials. The mechanical properties of the composites are found to be considerably improved by the densification process. Flexure strength and modulus, and the interlaminar shear strength of fabric reinforced materials, for example, were observed to

increase by approximately a factor of three in line with a density increase from 1.42 to 1.78 gcm<sup>-3</sup>. In addition to mechanical property improvements the graphitization and densification process were observed to change the nature of the material's fracture behaviour. A transition from a brittle failure mode towards a more pseudo-plastic fracture was recorded with a corresponding increase in failure strain. Both carbonised and densified composites were however found to exhibit very low values of inter laminar fracture toughness. This is a very serious property deficiency since the microstructure of the composites is dominated by cracks and other homogeneities. Flaws introduced during the initial pyrolysis cycle may grow as a result of the thermal loading of subsequent cycles such that the materials are extremely unpredictable. A composite structure may thus fail by delamination during service at a much lower load than it is designed to operate under. Furthermore they may even fail during processing due to thermo-mechanical loading of the heat treatment.

## 2. Interlaminar response of composite materials.

It is generally accepted that the interlaminar fracture mode is potentially the major life-limiting failure process in fibre reinforced composite materials subject to severe service loading (8). The test most often referred to in the literature for evaluating the interlaminar performance of composites is the "short beam shear test" (9). A shortened span is used on a three point flexure test fixture in order to maximise the shear stress at the specimen's neutral axis. The shear testing of fibre reinforced composites is dominated by the matrix phase. When studying carbon-carbon composites, many of the techniques developed for polymer matrix materials are inappropriate

due to the extreme brittleness of the matrix, weakness of the fibre matrix interface and the inhomogeneity of the microstructure. In the short beam shear test it is difficult to establish a state of pure shear. The low strength of the matrix and interface renders the composite vulnerable to any extraneous local normal stress. A further complication is the existence of areas and planes of weakness, along which a specimen may fail preferentially, irrespective of the principal axes of the stress field. In multiphase materials such as carbon-carbon it is extremely likely that cracks will propagate in a non-self consistent manner i.e. they will deviate from the path of the initial crack direction. In most test configurations this will result in the measured property being notional rather than genuine.

It has been shown that the interlaminar fracture toughness test is a useful method of characterising the interlaminar failure of fabric reinforced carbon-carbon composites (7). The energy per unit area required to propagate an existing flaw between the plies of the material is evaluated as a measure of the ability of the material to resist interlaminar fracture. Both carbonised and fully dense graphitized composites were found to exhibit extremely low values of interlaminar fracture toughness ( $G_{IC}$ ). This would go some way towards explaining the susceptibility of the materials to interlaminar failure not only in service, but during the multi-step manufacturing process.

### 3. Toughening mechanisms in carbon-carbon composites.

The various toughening mechanisms which may be present in materials are illustrated in Figure 1. The inherent toughness of a material is considered to be an "intrinsic" property whereas those mechanisms which are invoked in order to alleviate fracture are described as being "extrinsic". The most important intrinsic toughening mechanism present in carbon-carbon composites is that of fibre bridging.

This accounts for its in-plane toughness (7). The brittle matrix and weak fibre/ matrix interface on the other hand results in a very poor interlaminar toughness. Densification to reduce porosity and graphitization to promote a more compliant matrix, were observed to promote less than a 20% enhancement in toughness. This suggests that a significant improvement will only be achieved using an extrinsic mechanism

Yasuda et al (10) demonstrated a degree of "ductility" within the matrix phase by the addition of particulate graphite filler. The graphite was observed to reduce stress concentration at the crack tip and promote crack branching. Restriction of shrinkage of the resin on carbonisation was also observed which reduced the degree of voidage in the interface region. The addition of graphite powder to isotropic carbon may be carried out to produce a particulate reinforced composite with improved mechanical properties (11,12). Graphite was further found to retard the polymerisation of the precursor resin and substantially reduce shrinkage on carbonisation. Enhancement of mechanical properties, most notably plane strain fracture toughness ( $K_{IC}$ ), resulted from a crack blunting and deflection mechanism similar to those shown schematically in Figure 1. The efficiency of this mechanism of toughening was found to depend on both the amount of filler and its particle size. Should a "composite" matrix prove successful in the fibre reinforced material, it seems reasonable to assume that there will be a similar scope for optimisation.

## 4. Experimental Procedure.

### 4.1 Materials.

The precursor resins used in this study were Borden Chemicals' SC1008 phenolic and Quacorr Furan resin No.1001 from the chemicals division of the Quaker Oats Corporation. Fibre

reinforcement was provided using Hercules AS4 PAN based fibres woven into a 280gm<sup>-2</sup> 8-harness satin fabric. The graphite powders were mineral graphites sieved to nominal particle size and obtained from commercial suppliers. The particle size distributions of the graphite powders were verified using a Malvern laser diffraction particle size analyser.

#### 4.2 Sample preparation.

Graphite powders were added by weight % to the resin using a "Z-blade" mixer to produce a colloidal dispersion. Prepregs were produced to contain 50%± 2% by weight of matrix using a solvent process (1). Flat laminates, 10 plies thick, were fabricated by a vacuum bag autoclave cure. Once cured the laminates, approximately 3mm thick, were post cured to remove any remaining volatiles especially residual water from the condensation reaction. The composites were carbonised by heating to 1000°C in an inert atmosphere at a heating rate of 1°Cmin<sup>-1</sup>. Mechanical test specimens were furnished by slitting the carbonised laminates using a water lubricated diamond saw. The specimens were secured to a backing plate of acrylic sheet using double sided "sticky" tape in order to minimise damage due to machining. All testing was carried out using an Instron model 5584 electro-mechanical test frame fitted with a 10kN load cell. This machine was operated in "position control" at a constant displacement of 1mm.min<sup>-1</sup>.

#### 4.3 Flexure testing

Strength and modulus measurements were carried out using the three point flexure test (Figure 2). The flexure strength ( $\sigma_f$ ) and flexure modulus ( $E_f$ ) were calculated as follows:

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bd^2} \quad (1)$$

$$E_f = \frac{l^3 m}{4bd^3} \quad (2)$$

where P is the failure load, l the span, b specimen breadth, d is specimen depth and m the slope of the linear portion of the load/deflection curve. A span/depth ratio of 40/1 was employed in order to minimise shear deflections within the sample. The interlaminar shear strength (ILS) was evaluated on the same fixture but with shorter specimens and a span/depth ratio of 4/1 to maximise the shear stress at the neutral axis. ILS was calculated from:

$$ILS = \frac{3P}{4bd} \quad (3)$$

#### 4.4 Interlaminar fracture toughness

Interlaminar crack growth within the composites was studied using the double cantilever beam (DCB) test. The specimen was loaded by applying symmetrical opening tensile forces at the ends of the beam as shown in Figure 3. This enabled the mode I critical strain energy release rate (toughness)  $G_{IC}$  to be ascertained. According to simple beam theory, a crack extension from {a to (a+ $\Delta$ a)} induces a change in compliance resulting in a loss of strain energy (dU). Assuming a stable crack growth ( $G_{IC}$  is constant) then:

$$G_{IC} = -\frac{1}{b} \frac{dU}{dA} \quad (4)$$

where U is the total energy stored in the specimen and b its width (13, 14, 15).

Figure 4 shows a typical load/displacement/crack-length curve for an interlaminar crack propagating in a carbon-carbon composite of the type studied, where F and d are the applied load and corresponding deflection. The specimen is loaded to  $F_i$  whence the crack begins to extend. The load drops to  $F_{i+1}$  whilst the crack extends from  $a_i$  to

( $a_i+a_{i+1}$ ). The energy released  $dU$  is equal to the area under the load/deflection curve  $dA$ . For a brittle material and a small crack that: growth increment the loading and unloading curves may be assumed linear such that:

$$-dU = dA = \frac{1}{2} (F_i \delta_{i+1} - F_{i+1} \delta_i) \quad (5)$$

A mean value of  $G_{IC}$  was determined by measuring  $F_i$ ,  $F_{i+1}$ ,  $d_i$  and  $d_{i+1}$  for a series of  $n$  extensions of length ( $a_{i+1}-a_i$ ):

$$G_{IC} = \frac{l}{2b \sum_{i=1}^n (a_{i+1}-a_i)} \sum_{i=1}^n (F_i \delta_{i+1} - F_{i+1} \delta_i) \quad (6)$$

When carrying out DCB tests it was necessary to modify the procedures used for testing polymer matrix composites. This was in order to accommodate the different characteristics of carbon-carbon. It was found that simply attaching loading hinges to the surface of the laminates often resulted in flexural failure of the two half beams rather than interlaminar crack propagation. The problem was rectified by bonding a 16 ply UD carbon fibre reinforced polymer composite to both sides of the specimen prior to attaching the loading hinges (7). This served to restrict the flexural deformation in the beams and cause cracks to propagate in the required manner. The specimens were 150mm in length and 25mm wide. When testing polymer composites it is standard practice to insert an initiation site at one end of the sample during the lamination stage. This generally takes the form of a double layer of aluminium foil, liberally coated in release agent, placed between the central plies. Clearly this is not possible with carbon-carbon. Any crack initiation material would at best be vaporised or at worst react with the substrate during the high temperature processing. Interlaminar starter cracks  $\approx 25$ mm in length were produced using a diamond wire saw. Crack length measurement was achieved via resistive crack gauges affixed to one side

of the test specimen (Figure 5). The signals from the test frame and crack length measuring device were interfaced with the machine's control computer programmed to calculate  $G_{IC}$  using equation (6) via a "GO SUB" routine provided by Instron Ltd.

### 5. Results and discussion

Table 1 shows the effect of varying filler content on the mechanical properties of the composites and Table 2 the effect of filler particle size. The results clearly show how the development of a particulate filled composite matrix improves both flexural and interlaminar shear strength of the material. The strengthening effect is, as one would expect, limited despite the ability of the filler particles to resist the propagation of cracks. This is because the material's microstructure remains dominated by porosity and shrinkage cracks which can only be addressed by densification (7). The modulus appears unaffected by the presence of the filler. Presumably the particles neither aid nor hinder the stress transfer between fibres and matrix and composite stiffness is dominated by the fibres.

The most marked effect of the graphite filler is the improvement in interlaminar fracture toughness. The graphite particles are observed to blunt and deflect propagating cracks resulting in greatly increased work of fracture. Figure 6 shows a scanning electron micrograph of a composite with an unfilled matrix. The brittle isotropic carbon matrix offers little if any resistance to the propagation of cracks. By contrast, the electron micrograph in Figure 7 clearly demonstrates the effectiveness of the particulate fillers in producing a more tortuous crack path. The toughening method invoked appears analogous to that employed in the thermoplastic toughened epoxy matrix systems used in the aerospace and racing car industries (Figure 8).

The magnitude of the improvement in toughness was observed to depend significantly on both filler content (Figure 9) and particle size (Figure 10). The interlaminar toughness increased steadily with filler content up to around 15% after which it was reduced due to matrix inhomogeneity caused by insufficient binder. Referring to Figure 10, small particles do not appear to blunt and deflect cracks as well as large ones. Having said that, very large filler particle size resulted in a reduction in  $G_{IC}$ . The most likely explanation of this is that there arises a situation whence it is energetically more favourable for a moving crack to pass through rather than around the particulate phase. This results in there being an optimum size band for the filler of between 10 and 30  $\mu\text{m}$ .

## 6. Conclusion

A study of the mechanical properties of fabric reinforced carbon-carbon composites, fabricated by thermoset resin pyrolysis, has shown the material to be particularly prone to failure by delamination. As a consequence the load bearing applications of the material are severely compromised. Furthermore the tendency to delamination contributes to a high scrap rate since components are liable to failure by this mechanism during processing. Previous work clearly demonstrated the

inability of intrinsic toughening mechanisms such as densification and graphitization to address the problem of the brittle inhomogeneous matrix. Little or no resistance was offered to propagating cracks, suggesting that only an extrinsic toughening mechanism would offer any improvement in interlaminar toughness.

The addition of graphite powder to the precursor resin had the effect of converting the matrix phase to a particulate reinforced composite. This resulted in a small increase in both flexural and interlaminar shear strengths and a very significant improvement in fracture toughness. The graphite filler was observed to increase the toughness of the carbon matrix by a crack deflection and blunting mechanism, and by providing a much more tortuous path for crack propagation. The magnitude of this toughening effect was found to be maximised by careful control of both filler volume fraction and particle size. The effect of the toughening agent is best illustrated from a purely qualitative stand point; The composites produced from an "unfilled" matrix were very prone to delamination during carbonisation and machining whereas in the filled material this problem was eliminated.

## References

1. Savage, G. "Carbon-Carbon Composites", Chapman & Hall, London (1993).
2. Gray, G. and Savage, GM., High Temp Materials, 9, 2, 102 (1991).
3. Macay, HA., Carbon 8, 517 (1970).
4. Savage, G. and Williamson, J., submitted to J. Mat. Sci.
5. Yasuda, R., p265 in "The Science of New Industrial Materials", Takei and Kawajima, Eds. Tokyo (1968).
6. Kimura, S., Yasuda, E., Tanaka, H. and Yamada, S., J. Ceram. Soc. Jap., 83, 122 (1975).
7. Davies, M. and Savage, G., Proc. ICCM9, Madrid, Spain (Jul 1993).
8. Pipes, RB. and Pagans, NJ., J. Comp. Mat., 4, 538 (1972).
9. "ASTM., ASM. Standards and Literature References for Composite Materials", ASTM., Philadelphia, Pa., USA. (1987).
10. Yasuda, E., Tanabe, Y., Manocha, LM. and Kimura, S., Carbon 26, 2, 225 (1988).
11. Savage, G., PhD Thesis, Univ. Lon. (1985).
12. Savage, G. and Williamson, J., submitted to J. Mat. Sci.

13. Whitney, JM., Browning, CE. and Hoogsteden, W., J. Reinforced Plastics and Composites, 1,297 (1982).
14. Hashemi, S., Kinloch, AJ. and Williams, JG., J. Mat. Sci. Letters, 8, 125 (1989).
15. Williams, JG., Proc. I. Mech. E., 204,209 (1990).

Table 1. Effect of graphite filler content on the mechanical properties of carbon-carbon composites

| Filler Content (wt%) | Flexure Modulus (GPa) | Flexure Strength (MPa) | ILS (MPa) | $G_{IC}$ (Jm <sup>-2</sup> ) |
|----------------------|-----------------------|------------------------|-----------|------------------------------|
| 0 (furan matrix)     | 66.37                 | 66.22                  | 4.06      | 110 (±20)                    |
| 0 (phenolic matrix)  | 65.30                 | 70.34                  | 4.21      | 118 (±25)                    |
| 5 (furan matrix)     | 63.28                 | 74.95                  | 4.24      | 150 (±30)                    |
| 10 (furan matrix)    | 62.55                 | 96.50                  | 4.60      | 200 (±25)                    |
| 15 (furan matrix)    | 64.71                 | 100.30                 | 4.83      | 220 (±20)                    |
| 15 (phenolic matrix) | 65.87                 | 98.13                  | 4.74      | 223 (±25)                    |
| 20 (furan matrix)    | 60.92                 | 56.96                  | 2.98      | 110 (±30)                    |
| 25 (furan matrix)    | 61.32                 | 60.88                  | 2.75      | 110 (±30)                    |

**Notes:** Filler particle size constant at 10  $\mu$ m.

Figures in brackets represent 95% confidence interval.



**Table 2. Effect of filler particle size on the mechanical properties of 2D carbon-carbon composites**

| Filler particle size        | Flexure modulus (GPa) | Flexure strength (MPa) | ILS (MPa) | G <sub>IC</sub> (Jm <sup>-2</sup> ) |
|-----------------------------|-----------------------|------------------------|-----------|-------------------------------------|
| no filler (furan matrix)    | 66.37                 | 66.22                  | 4.06      | 110 (±20)                           |
| no filler (phenolic matrix) | 65.30                 | 70.34                  | 4.21      | 118 (±25)                           |
| 6µm (furan matrix)          | 70.98                 | 79.30                  | 4.18      | 130 (±20)                           |
| 10µm (furan matrix)         | 64.71                 | 100.30                 | 4.83      | 220 (±22)                           |
| 10µm (phenolic matrix)      | 65.87                 | 98.13                  | 4.74      | 223 (±25)                           |
| 20µm (furan matrix)         | 67.91                 | 95.40                  | 5.17      | 249 (±18)                           |
| 20µm (phenolic matrix)      | 68.34                 | 94.89                  | 4.96      | 230 (±20)                           |
| 25µm (furan matrix)         | 73.71                 | 88.50                  | 5.09      | 240 (±22)                           |
| 30µm (furan matrix)         | 67.16                 | 87.25                  | 4.52      | 194 (±15)                           |
| 50µm (furan matrix)         | 67.49                 | 69.40                  | 4.37      | 122 (±30)                           |
| 100µm (furan matrix)        | 60.03                 | 64.71                  | 3.20      | 50 (±30)                            |

**Notes:** Filler content constant at 15% by weight of matrix phase  
 Figures in brackets represent 95% confidence interval.

**Captions for Figures**

Figure 1. Mechanisms of toughening.

Figure 2. The three point flexure test geometry.

Figure 3. The DCB test geometry.

Figure 4. Typical force-displacement-crack length curve recorded during the DCB test.

Figure 5. DCB test in progress showing crack measurement using resistive foil gauge.

Figure 6. Electron micrograph of brittle interlaminar fracture face in an unfilled carbon-carbon composite.

Figure 7. Increased work of fracture resulting from dispersed particle toughening.

Figure 8. Electron micrograph showing epoxy resin matrix composite toughened using inter-ply addition of thermoplastic material.

Figure 9. Effect of graphite filler content on the interlaminar fracture toughness of carbon-carbon.

Figure 10. Effect of filler particle size on the interlaminar fracture toughness of carbon-carbon composites.

ALTERNATING STRESS-STRAIN FIELDS NEAR A CRACK TIP  
UNDER CYCLIC LOADING

V. Kharin and J. Toribio

Universidad de La Coruña (ULC)  
Departamento de Ciencia de Materiales  
ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña, Spain

**Abstract.** Finite deformation analysis of the cracked elastoplastic panel with a plane-strain crack subjected to mode I (opening) cyclic loading under small scale yielding was performed to elucidate the influence of the load range, load ratio and overload peak on the crack-tip shape and near-tip stress and strain fields. At zero-to-tension constant amplitude loading no evidence of geometric crack closure (contact of the crack faces) at load removals was detected, neither after a single overload peak. Compressive crack-closure stresses at load removals were nearly equal to tensile ones at load maxima, and the extrema of both were located beyond the tip. Cyclically stable evolution patterns of stress, plastic strain and strain energy density established near the crack tip after a couple of loading cycles, their accumulation rates being dependent on load range, load ratio and overload peak.

**Resumen.** Se presenta un análisis elastoplástico por elementos finitos de una placa en deformación plana con una fisura en modo I sometida a carga cíclica en condiciones de plasticidad a pequeña escala, con el fin de elucidar la influencia del intervalo de carga, factor R y sobrecargas sobre la forma del extremo de la fisura y el estado tenso-deformacional próximo. Con amplitud de carga constante no se aprecia cierre geométrico de fisura (contacto entre sus caras) al descargar, ni después de una sobrecarga. Las tensiones compresivas de cierre de fisura tras la descarga son casi idénticas a las alcanzadas en carga máxima, y los extremos de ambas se hallan a cierta distancia del fondo. Tras dos ciclos de carga se estabilizan las leyes de evolución cíclica de tensión, deformación plástica y densidad de energía de deformación cerca del fondo de la fisura, dependiendo sus tasas de acumulación de la amplitud de carga, factor R y nivel de sobrecargas.

## 1. INTRODUCTION

Fatigue of materials under alternating loads is the cause of many engineering failures, so that its understanding and characterisation in terms of generally applicable and controllable quantities is considered as a prerequisite for safe engineering design and component maintenance. Fatigue crack growth rate  $da/dN$  as material's response, together with appropriate external variables governing crack propagation in a material in every particular geometry-and-loading situation have been appreciated as the key issues in damage tolerant design [1]. Fracture mechanics concepts can be used to establish the factors controlling fatigue crack growth. In particular, when inelastic material behaviour (plasticity, damaging, etc.) is localised in a small near tip domain—the small scale yielding (SSY) case—the concept of linear elastic fracture mechanics and the stress intensity factor  $K$  can be expected to work well. The basic relationship may be represented in several equivalent forms such as:

$$\frac{da}{dN} = \mathcal{F}(K_{max}, K_{min}) = \tilde{\mathcal{F}}(\Delta K, R) \quad (1)$$

where the right hand parts are considered to be material-dependent functions,  $K_{max}$  and  $K_{min}$  are, respectively,

the maximum and minimum  $K$ -values of the loading cycle;  $\Delta K = K_{max} - K_{min}$  the stress intensity range and  $R = K_{min}/K_{max}$  the load ratio. Ample experimental evidence favours the  $K$ -approach to fatigue cracking, and several expressions of the fatigue "law" (1) have been proposed, but none is fully capable of describing a variety of peculiarities of fatigue crack growth [1,2].

Micromechanisms of fatigue degradation and rupture are thought to be related to cyclic evolutions of stress and strain [1], whereas the  $K$ -pattern can be the controlling parameter but not a direct driver. Then analyses of fine peculiarities of local crack tip stresses and strains are essential for linking easily controllable macroscopic variables such as  $K$  with fracture mechanisms, and for development of unified framework for characterisation and prediction of fatigue crack growth.

Numerous models have been developed to reveal the evolution of the near tip situation under cyclic loading. Some of them offered closed-form solutions, although restricted by crucial simplistic assumptions (cf. [3] and reviews in [1,2]). More realistic numerical simulations have been also performed for fatigue cracks, mostly under plane stress conditions (cf. papers [4-9] and references therein). However, the majority of these

studies have been confining to the plastic crack closure hypothesis focusing mainly on the crack opening-closing levels of applied  $K$  (external load) and not providing in-depth data on evolutions of stresses and strains. Mentioned simulations of the situation near the tip of a fatigue crack neither accounted for large strains nor paid much attention to the role of plane strain constraint. To the authors' best knowledge, only paper [10] offered limited data on large-strain elastoplastic crack tip situation for a single cycle loading-unloading-reloading. Meanwhile, these matters deserve more attention because all the events relevant to the near tip rupture and crack advance take place in the intensively strained very-near tip zone and are driven by stress-strain state therein, and the situation along the crack front in the interior (even of rather thin components) is closer to plain strain state while near the surface plane stress conditions predominate.

## 2. BASIC MODELLING ISSUES

The model material is supposed to be rate-independent ideal elastoplastic with von Mises yield criterion. Its characteristics are chosen relevant to typical steels: Young modulus  $E = 200$  GPa, Poisson ratio  $\mu = 0.3$ , tensile yield stress  $\sigma_Y = 600$  MPa (Using obvious normalisation technique, the solutions are applicable to some similitude class of situations fixed by the ratio  $\sigma_Y/E$  and by the crack tip geometry, cf [11]). The crack has initially parallel flanks and smooth round-shape tip of a width (twice the tip radius)  $b_0$ , which seems to be a reasonable approximation (discussion of this matter can be found elsewhere [11], and experimental support in [12]). For medium-strength steels the value  $b_0 = 5$   $\mu\text{m}$  is used [12]. The upper bound for applied  $K$ -values is limited to  $60$  MPam<sup>1/2</sup> which is appropriate for steels as the range at which fatigue cracking goes on. With these parameters the crack length is taken  $a = 75$  mm to enforce the conditions of  $K$ -dominated SSY near the tip. The double-edge-cracked panel (Fig. 1) under uniform stress  $\sigma_{app}$  is considered to make use of the  $K$ -solution from the compendium [13] as follows:

$$K = 1.158 \sigma_{app} \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

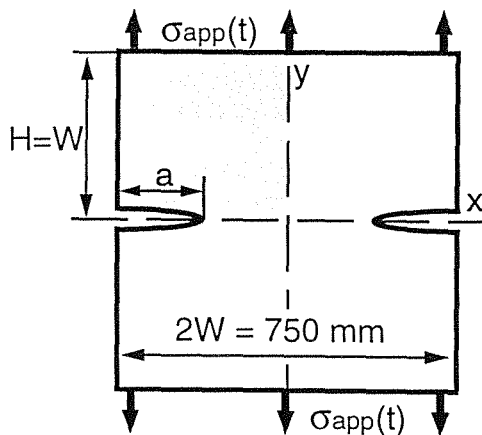


Fig. 1. Schematics of the simulated specimen geometry and loading.

Investigations were performed for several constant amplitude loading patterns at different amplitudes and load ratios. In addition, the effect of a single overload peak was considered.  $K$  was a control variable in this study, depending on which corresponding applied load levels  $\sigma_{app}$  were established according to relation (2). The following load cases were used in the numerical simulations:

- (I)  $K_{max} = 60$  MPam<sup>1/2</sup>,  $K_{min} = 0$  (i.e.,  $R = 0$ );
- (II)  $K_{max} = 30$  MPam<sup>1/2</sup>,  $K_{min} = 0$  ( $R = 0$ );
- (III)  $K_{max} = 60$  MPam<sup>1/2</sup>,  $K_{min} = 30$  ( $R = 0.5$ );
- (IV)  $K_{max} = 30$  MPam<sup>1/2</sup>,  $K_{min} = 0$  ( $R = 0$ ) with a single overload peak to  $K_{ov} = 60$  MPam<sup>1/2</sup>.

and up to ten loading cycles (twenty load reversals) were completed in each case.

Due to symmetry, the computations were carried out for the one quarter of the panel (shadowed in Fig 1). To avoid excessive distortion of the finite element mesh, and to enable to terminate calculations for several load reversals, the near tip mesh required more refinement than in simulations at rising-only load [11,14]. The load stepping procedure in incremental elastoplastic solution had to be finer than in reported small-strain cycling [6] and large-strain single cycle modelling [10]. Several near-tip mesh refinements were tried, and the optimum one of 1148 four-node quadrilaterals with 1222 nodes was used. The solution of the boundary value problem was accomplished using the nonlinear finite element code MARC [15] with an updated Lagrangian formulation.

## 3. RESULTS

The shape and size of the near tip plastic zones were found to be in agreement with published data [1-3,5,10]. For all loading cases forward and reverse plastic zones were fairly similar if scaled in corresponding units of  $(K_{max,min}/\sigma_Y)^2$ , and they remained rather stable with increasing  $N$ . The case IV was a little bit specific in that after overload the reverse plastic zone co-related not with the constant amplitude cycle range  $\Delta K$  but with the overload peak range  $\Delta K_{ov} = K_{ov} - K_{min}$  and thus it was larger than the forward one after overload.

Near tip crack profiles evolve with load cycling in a similar manner for all load cases. As an example, crack tip deformation corresponding to the load pattern I is depicted in Fig. 2. It should be noted that geometrical crack closure (contact of its faces) was never detected in performed simulations. Crack width at unloading to  $K = 0$  always remained quite considerable, and it never and nowhere returned to the original width  $b_0$ . This agrees with another finite-deformation study for a single removal [10] but contradicts, however, the results of small-strain simulations performed in geometries with growing fatigue cracks [4,6].

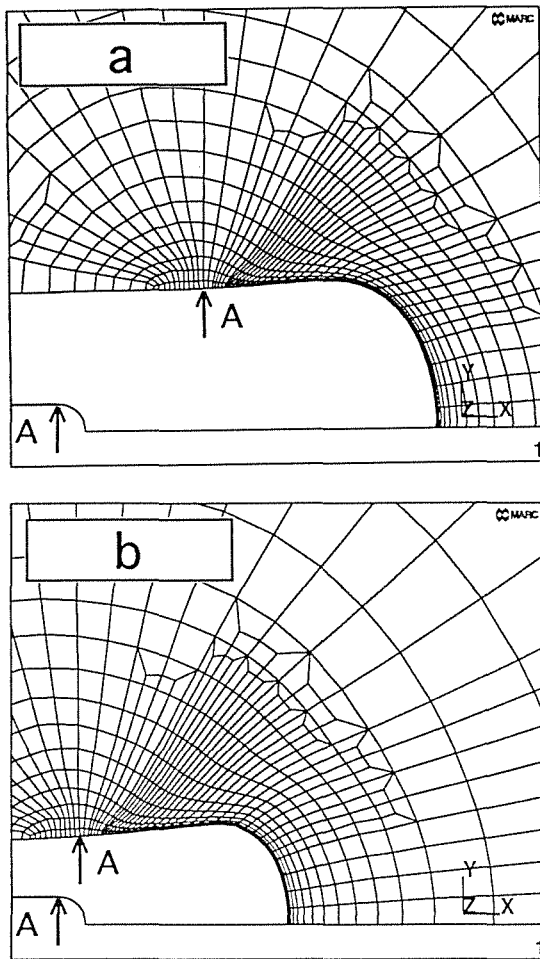


Fig. 2. Near-tip deformations at different stages of load case I: (a) at the 4th maximum load point,  $K = K_{max}$ ; (b) at subsequent unloading point,  $K = 0$  (the original crack tip is shown in the bottom left corners).

The values of the crack tip opening displacement (CTOD)  $\delta_t$  vs. applied  $K$  plotted in Fig. 3 are scaled by  $\delta_{max} = \delta_t(K_{max})$  and  $K_{max}$ , respectively, excepting the load case IV for which the overload peak CTOD  $\delta_{ov} = \delta_t(K_{ov})$  and  $K_{ov}$  are in use. The value of  $\delta_t$  was identified as twice the current vertical displacement of the node A shown in Fig. 2, and the current crack tip width (twice its "radius") is  $b = b_0 + \delta_t$ . The variability of the crack width along its newly created flanks in the end region (see Fig. 2) is small compared with the width itself, and so, this definition seems to be reasonable. Calculated  $(K_{max}-\delta_t)$  loops in Fig. 3 demonstrate that the situation in all cases approaches the steady-state cyclic regime.

The near tip stress fields are exemplified in Fig. 4 by the band contours of the normal stress  $\sigma_{yy}$  for the load case I. For other load patterns II – IV, no striking distinctions were observed in the shape and size of the band contours if scaled with respect to the current deformed tip width  $b$ , nor spectacular evolutions of them occurred with increasing cycles number  $N$ .

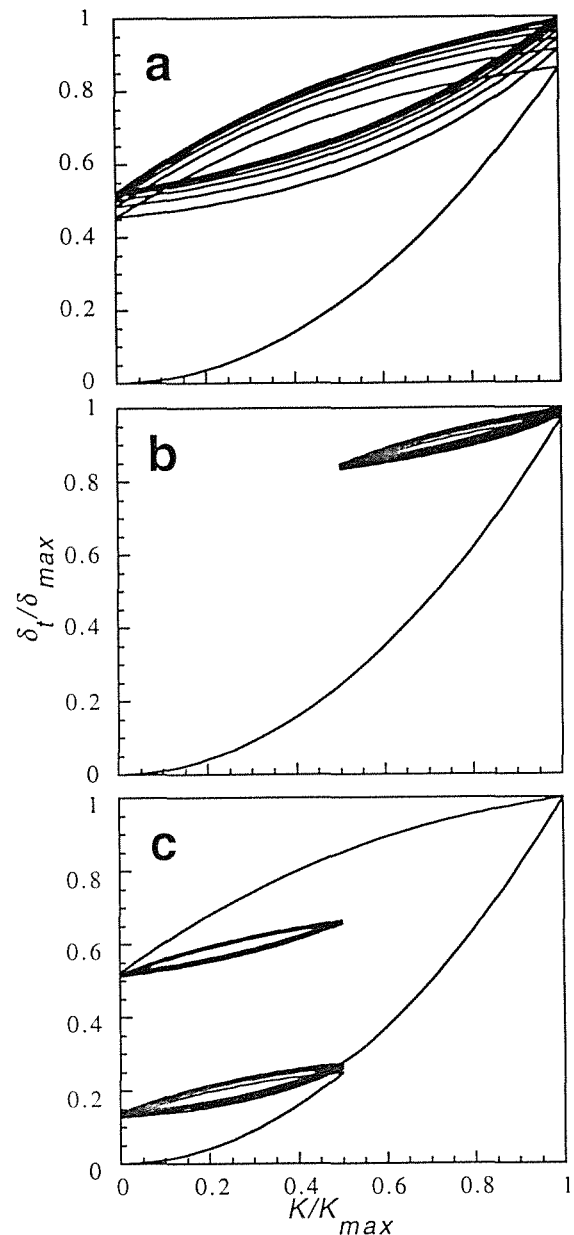


Fig. 3. Variation of CTOD vs. applied  $K$ : (a) load case I; (b) load case III; (c) load case IV.

Details on the stress state are given in Fig. 5 where the odd times  $t = 2k - 1$  correspond to load maxima and the even ones  $t = 2k$  to minima in the  $k$ -th cycle, overload (case IV) occurs there at  $t = 11$ . Stress distributions beyond the tip at similar load cases I and II (the same  $R = 0$ ) are nearly identical if displayed in terms of the distance  $X$  of the material point from the tip apex in the original configuration normalised by  $b$ . The data apparently confirm preserving under cyclic loading of the notable feature of the crack fields revealed in monotonous loading studies [2,10,11,14], i.e., arising of self-similar (in normalised coordinates) autonomous state governed at similar-shape load patterns just by deformed geometry of the tip and material constants ( $E$  and  $\sigma_Y$  in this case). Stress distributions are moderately

sensitive to the load ratio and load sequence. The main distinction between cycling at  $R = 0.5$  (Fig. 5b) from that at  $R = 0$  (Fig. 5a) is accelerated relaxation of the tensile stress beyond the extremum position so that a slight secondary extremum hump can arise. After an overload peak (Fig. 5c) a diminishing of the stress amplitude  $\Delta\sigma_{yy} = \sigma_{yy}^{max} - \sigma_{yy}^{min}$  and a sharper drop of  $\sigma_{yy}$  beyond the extremum position are observed.

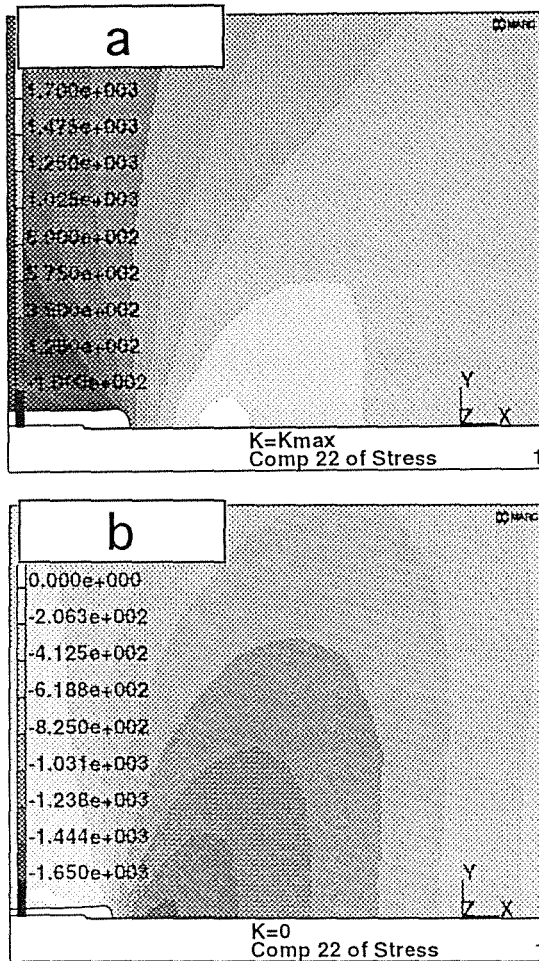


Fig. 4. Distribution of the stress  $\sigma_{yy}$  at load case I: (a) at  $K = K_{max}$ ; (b) at unloading to  $K = 0$ .

Spatial distributions in the crack tip vicinity of plastic strain components and strain energy density  $W$  had no striking peculiarities in load cases I to IV. All of them were similar showing extreme strain concentration in a domain of the size of the order of CTOD, like in rising load large-strain analyses [11,14].

Stress evolutions in material points beyond the tip identified by their coordinates in the original configuration  $X_1 = 279b_0 > X_2 = 18b_0 > X_3 = 1.7b_0$  under a sine-shape applied load history are given in Fig. 6. The stress histories far from the tip in the elastic domain and in the periphery of the plastic zone (point  $X_1$ ) replicate fairly the sine-like alteration of the applied load. The stress history becomes different closer to the tip. After just about the first cycle the  $\sigma_{yy}(t)$  acquires a stable cyclic regime as a repetition of nearly

the same  $\Pi$ -like shape. This is common for all the load cases. The local load ratio  $R_\sigma = \sigma_{yy}^{min}/\sigma_{yy}^{max}$  takes fairly the same value for all them in the immediate vicinity of the tip apex,  $R_\sigma(X_3) \approx -1$ , irrespective of the remote (applied)  $R$  value. The notable peculiarity of the load case IV is that  $\Delta\sigma_{yy}$  diminishes locally about 1.5 times after an overload peak. This can be the cause of the known experimental effect of fatigue crack growth retardation after overload, cf. [1,2].

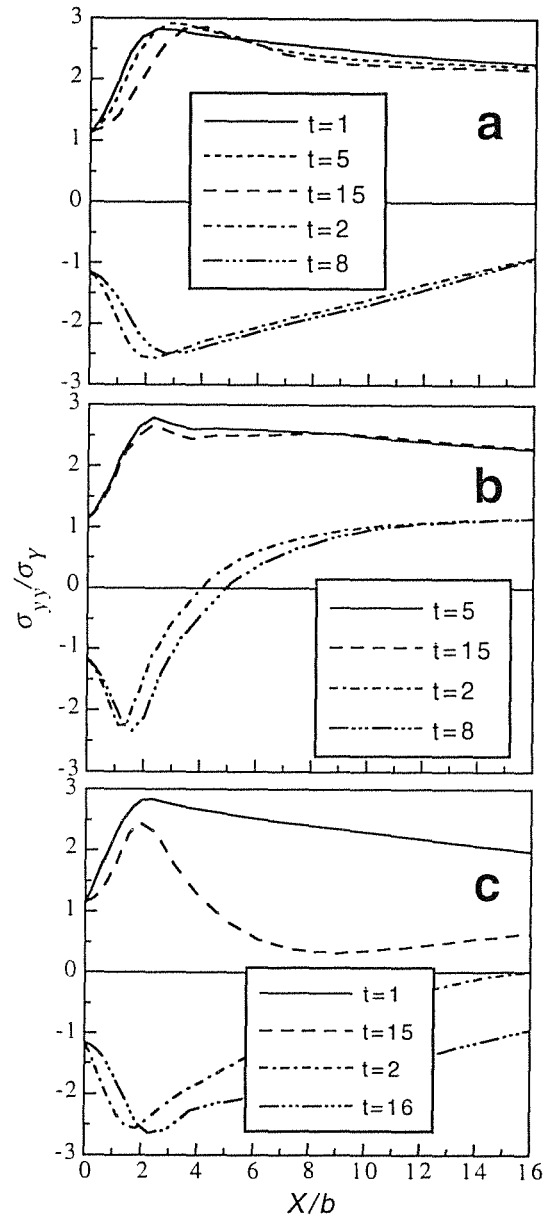


Fig. 5. Normal stress  $\sigma_{yy}$  near the crack tip : (a) at load case I; (b) at load case III; (c) at load case IV.

A certain affinity was found between cyclic evolutions of the near tip plastic tensile strain  $\epsilon_{yy}^p$ , equivalent plastic strain  $\epsilon_{eq}^p$ , and strain energy density  $W$ . They revealed rather similar behaviours. Limiting here only to  $\epsilon_{yy}^p$ , we will mark essentially the main features of all. Fig. 7 displays the strain accumulation near the crack tip. These plots display a ratcheting elevation

with alteration "amplitudes" for all load cases in apparent correspondence with their respective  $\Delta K$ -values. The averaged slopes  $\Delta \epsilon_{yy}^p / \Delta N$  (secant line from the origin) decrease from one load case to another in the sequence I  $\rightarrow$  III  $\rightarrow$  II  $\rightarrow$  IV (post-overload).

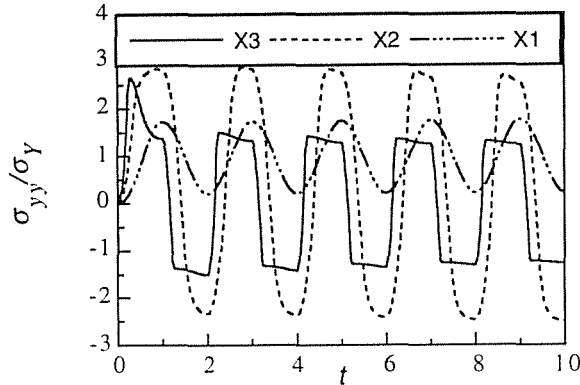


Fig. 6. Evolution of the normal stress  $\sigma_{yy}$  in the points  $X_{1,2,3}$  beyond the crack tip at sine-shape applied load alteration (load case I).

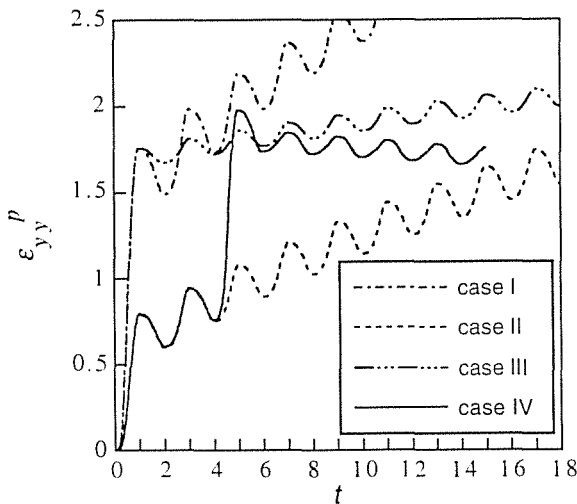


Fig. 7. Plastic strain evolutions in the crack tip (overload peak in the load case IV occurs at  $t=5$ ).

4. DISCUSSION

To derive implications for fatigue crack growth from simulations of stress-strain evolution near the crack tip, and to constitute on this basis a tool for crack growth characterisation and prediction, a crack advance criterion is required. For the moment, the majority of simulations of fatigue cracks dealt with arbitrary crack extension schemes with no relevance to the fracture (micro)mechanisms that could really govern crack growth [4-7,9]. Some of them considered possible candidate measures of damage accumulation among stress-, strain- or energy-related variables drawing conclusions in favour of some of them [8]. From the performed simulations it follows that accounting for

the mutual affinity, the averaged ratcheting (or "climbing") accumulation behaviours of the three candidates such as  $\epsilon_{yy}^p$ ,  $\epsilon_{eq}^p$  and  $W$ , they may have equal opportunities to succeed in monitoring damage accumulation near the crack tip. Although interrelation between the rates of elevation of these "measures" depends on the distance of a material point of interest from the tip, agreement between them can be noticed (cf. Fig. 7) and the observed experimentally trends of variation of the rate of crack growth  $da/dN$  depending on peculiarities of applied loading (such as  $\Delta K$ ,  $R$  and overload peak) all of them decelerate from one load case to another following the same order I  $\rightarrow$  III  $\rightarrow$  II  $\rightarrow$  IV (post-overload rate).

Concerning the idea about crack closure as an effect responsible for the mentioned trends of crack growth behaviour, modelling of the plane strain crack reported here provides no support for this concept since no signs of closure were detected.

On the other hand, the findings from presented stress-strain analysis with account for geometrical non-linearity, and especially the correlation between plastic strain or energy density accumulation rates and the rates of crack growth mentioned just above yield the following idea: near-tip damage accumulation in fatigue proceeds in some ratcheting manner governed by alternating stress, or strain, or both of them. Then, to establish a firm and general crack growth equation of the kind (1), a promising way seems to be joining of high-resolution stress-strain analysis with the concepts analogous to those used in micromechanical modelling of local fracture near the crack tip to estimate the critical  $K$ -value under monotonous loading (see, e.g., [16,17]) on the basis of either critical strain  $\epsilon_c$ , or critical absorbed energy density  $W_c$ , or adaptation of the critical stress criterion in the manner of local approach of the stress-life type [1], e.g.,  $\Delta \sigma_{yy} = \sigma_c(N)$ , which may be workable because of stabilisation of the near tip stress alteration. Owing to the previously described parallelism between variation of experimental crack growth rate and calculated effective rates of evolution of plastic strains and strain energy density near the crack tip under various loading conditions, this way of developing predictive tools for fatigue crack growth seems to be promising.

5. CONCLUSIONS

High-resolution finite-element analysis of a stationary plane-strain tensile crack in ideal elastoplastic solid under cyclic loading was performed with account for large crack tip geometry changes. Several load cases (histories) were considered to elucidate the effects of the applied load range, load ratio and a single overload peak on the situation near the crack tip. From obtained solutions, the evolutions of the deformed crack tip shape together with the near tip stress and strain characteristics were revealed. At short distance from the tip, i.e., less than approximately  $3\delta_{max}$ , the stress and strain patterns display important features not captured

neither by small-strain numerical analyses [4-9] nor by simple analytical models [1-3], but similar to finite deformation studies of cracks under rising load. It is important to emphasize that geometrical closure of the crack was never detected. Evolutions of CTOD, remaining always positive,  $\delta_t > 0$ , approaches steady-state cycling regimes.

Stress and strain distributions in a close vicinity of the crack tip, like in monotonous-load large-strain analyses [11,14], reveal important features for interpretation of the near tip fracture processes. The most notable peculiarities of the near-tip stress fields common for all simulated load cases are the following: (a) self-similitude of the spatial distribution of stresses if scaled with respect to the current crack tip width value  $b = b_0 + \delta_t$ , or  $b \approx \delta_t$  at elevated loads, i.e. at greater CTODs; (b) establishing of practically steady state regime of cyclic variation after a couple of the first loading cycles, and these stress alterations in the close vicinity of the tip take a specific  $\Pi$ -like tension-compression shapes different from the shape of external load cycling; (c) normal stresses near the crack tip attain their extrema—tensile and compressive of nearly equal magnitudes at maximum and minimum external load levels, respectively—noticeably beyond the tip apex.

No-one of the near tip patterns of plastic strain  $\epsilon_{yy}^p$ , total equivalent plastic strain  $\epsilon_{eq}^p$  or strain energy density  $W$  (this latter turns out to be strain-dominated) exhibit saturation, but rather persistent ratcheting or climbing behaviours which may be characterised by certain values of average rates of accumulation dependent on external load range, load ratio and overload peak. The most notable is that these accumulation rates agree with experimentally observable trends of the influence of the external loading characteristics on fatigue crack growth rates.

Performed simulations of the near tip state reveal that the very near tip stress-strain field characteristics, affected by large crack tip deformations (blunting), are apparently able to serve as the measures of damage accumulation near the tip of fatigue crack and are promising as the relevant basis to develop rational procedures for crack behaviour prediction.

#### Acknowledgements

This work was funded by the Spanish CICYT (Grant MAT97-0442) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801B95 and XUGA 11802B97). One of the authors (VKh) is indebted to Xunta de Galicia and DGICYT (Grants SAB95-0122 and SAB95-0122P) for supporting his stays, respectively, as a visiting scientist and sabbatic professor at the University of La Coruña.

#### REFERENCES

- Suresh, S., *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge (UK), 1991.
- Kanninen, M.F. and Popelar, C.H., *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford University Press, New York, 1985.
- Rice, J.R., Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue, in: *Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415*, American Society for Testing and Materials, 1967, pp. 247-309.
- McClung, R.C. and Sehitoglu, H., On the finite element analysis of fatigue crack closure. —1. Basic modeling issues. —2. Numerical results. *Engng Fracture Mech.* 1989, **33**, 237-272.
- McClung, R.C., Crack closure and plastic zone sizes in fatigue. *Fatigue and Fract. Engng Mater. and Struct.* 1991, **14**, 455-468.
- McClung, R.C., Thacker, B.H. and Roy, S., Finite element visualisation of fatigue crack closure in plane stress and plane strain. *Int. J. Fracture* 1991, **50**, 27-49.
- Llorca, J. and Sánchez Gálvez, V., Modelling plasticity-induced fatigue crack closure. *Engng Fracture Mech.* 1990, **37**, 185-196.
- Ellyin, F. and Wu, J., Elastic-plastic analysis of a stationary crack under cyclic loading and effect of overload. *Int. J. Fracture* 1992, **56**, 189-208.
- Wu, J. and Ellyin, F., A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant amplitude loading. *Int. J. Fracture* 1996, **82**, 43-65.
- Gortemaker, P.C.M., de Pater, C. and Spiering, R.M.E.J., Near-crack tip finite strain analysis, in: *Advances in Fracture Research (Proceedings of the 5th International Conference on Fracture, Cannes, 1981)*, Vol. 1, Pergamon Press, Oxford, 1981, pp. 151-160.
- McMeeking, R.M., Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. *J. Mech. Phys. Solids* 1977, **25**, 357-381.
- Handerhan, K.J. and Garrison, W.M., Jr., A study of crack tip blunting and the influence of blunting behavior on the fracture toughness of ultra high strength steels. *Acta Metall. Mater.* 1992, **40**, 1337-1355.
- Savruk, M.P., *Stress Intensity Factors in Solids With Cracks*, Naukova Dumka, Kiev, 1988 (in Russian).
- McMeeking, R.M. and Parks, D.M., On criteria of  $J$ -dominance of crack-tip fields in large-scale yielding, in: *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668*, American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 175-194.
- MARC User Information, Marc Analysis Research Corporation, Palo Alto, 1994.
- Ritchie, R.O., Knott, J.F. and Rice, J.R., On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel. *J. Mech. Phys. Solids* 1973, **21**, 395-410.
- Stout, M.G. and Gerberich, W.W., Structure/property/continuum synthesis of ductile fracture in Inconel alloy 718. *Met. Trans.* 1978, **A9**, 649-658.



EFFECT OF FATIGUE PRE-LOADING  
ON HYDROGEN ASSISTED CRACKING INITIATION

V. Kharin and J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña (ULC)  
ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña

**Abstract.** The effects of fatigue pre-cracking and loading rate on hydrogen assisted cracking were studied to elucidate the influence of the corresponding stress-pattern on hydrogen diffusion towards rupture sites in the crack tip zone. A finite element procedure was used to model cyclic loading using an elastoplastic large-deformation analysis combined with stress-assisted diffusion. Small scale yielding near the crack tip was addressed and characterised in terms of the stress intensity factor. In the sustained load case the test duration for reliable evaluation of the threshold was estimated. For rising loading conditions, fatigue crack closure stresses (produced by pre-cracking) affect near-tip hydrogen diffusion and consequently the whole process of hydrogen assisted fracture.

**Resumen.** Se han estudiado los efectos de la pre-fisuración por fatiga y la velocidad de sollicitación en procesos de fisuración asistida por hidrógeno, para elucidar la influencia de las distribuciones de tensión correspondientes sobre la difusión de hidrógeno hacia los lugares de fractura en la zona del extremo de la fisura. Para modelizar la carga cíclica se ha utilizado el método de los elementos finitos, mediante análisis elastoplástico en grandes deformaciones combinado con difusión asistida por la tensión. En el entorno del extremo de la fisura se han supuesto condiciones de plasticidad en pequeña escala caracterizadas en términos del factor de intensidad de tensiones. En el caso de carga estática se ha estimado la duración de ensayo necesaria para obtener un valor fiable del umbral. En condiciones de carga creciente, las tensiones de cierre de fisura (producidas por la pre-fisuración) afectan a la difusión de hidrógeno en el entorno del fondo de la fisura y por tanto a todo el proceso de fractura en ambiente de hidrógeno.

## 1. INTRODUCTION

Hydrogen has been long time recognised as a severe promoter of metals fracture [1,2] and the phenomenon of hydrogen assisted cracking (HAC) is limited by hydrogen supply to rupture sites [2]. Stress-and-strain assisted hydrogen diffusion has been substantiated as the key transport mechanism controlling the kinetics of HAC [3-5]. Modelling of hydrogen accumulation in the crack tip region has received much attention as a part of the HAC theory [5,6]. However, several items still require explanation, among them the effects of the pre-HAC crack history (i.e., fatigue pre-cracking before exposing to hydrogen) and of loading dynamics during hydrogen effect. Their interaction is of particular worth to rationalise the accelerated evaluation of materials susceptibility to HAC using dynamic rising loading, e.g., the slow strain rate testing (SSRT) technique.

A previous study of these matters [7] was based on a rough approximation of the limited data about the evolution of the elastoplastic near-tip stress field. In this paper, an advanced study is presented of hydrogen

diffusion near a crack tip, accounting for fatigue pre-loading and its role on HAC initiation in SSRT. Within the framework of the diffusional theory of HAC [3-7], the problem of hydrogen diffusion affected by the crack-tip stress field is treated coupled with explicit high-resolution finite-deformation analysis of the cracked elastoplastic solid. Numerical simulation of SSRT situation is performed following the variation of the stress field from the compressive residual stresses at removed load state after fatigue cycling to the tensile stress distribution at elevated load. The implications for HAC are discussed.

## 2. DESCRIPTION OF THE MODEL

### 2.1. Basic theory

According to key ideas about HAC [5-7], elementary event of fracture facilitated by hydrogen is fixed by a critical combination of hydrogen concentration  $C$  and stress-strain state in a responsible material cell. That is, a critical value of concentration  $C_{cr}$  exists as a

function of stress and strain tensors,  $\sigma$  and  $\varepsilon$  respectively. Crack advance occur when concentration of hydrogen accumulated with time  $t$  reaches  $C_{cr}$  in a relevant location  $x_c$  near the crack tip [5-7]:

$$C(x_c, t) = C_{cr}(\sigma(x_c, t), \varepsilon(x_c, t)) \quad (1)$$

The left-hand part in (1) is defined by hydrogen transportation to fracture sites whereas the right-hand one depends on loading pattern. Under certain conditions, hydrogen diffusion in the metal is the rate-controlling mechanism of hydrogen supply to the fracture process zone [3-5].

Diffusion in solids depends on the density of available sites characterised by the solubility coefficient  $K_s$  and on the mobility of species represented by the diffusion coefficient  $D$ . They are sensitive to mechanical factors which may be incorporated in terms of the equivalent plastic strain  $\varepsilon_{eq}^p$  and hydrostatic stress  $\sigma = \text{tr}\sigma/3$  [3-6]. In particular, the solubility is [5,6]:

$$K_s = K_{s0}(\varepsilon_{eq}^p, T) \exp\left(\frac{V_H}{RT} \sigma\right) \quad (2)$$

where  $K_{s0}$  is the strain-only dependent component of solubility,  $T$  the absolute temperature,  $V_H$  the partial molar volume of hydrogen in metal and  $R$  the universal gas constant. Adopting Lagrangian description [8] of the medium and referring to current configuration of a deformed volume which at time  $t$  occupies spatial domain  ${}_tV$ , consideration of mass balance leads to the equation of stress-strain assisted diffusion (cf. [5-7]):

$$\frac{dC}{dt} = -\nabla \cdot \left[ D \nabla C - DC \left( \frac{V_H}{RT} \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{s0}(\varepsilon_{eq}^p)}{K_{s0}(\varepsilon_{eq}^p)} \right) \right] \quad (3)$$

For most cases, hydrogen entry may be characterised by the equilibrium value of concentration at the surface. According to (2), the diffusion boundary condition is [5-7]:

$$C|_{\text{surface}} = C_0 \exp\left(\frac{V_H}{RT} \sigma|_{\text{surface}}\right) \quad (4)$$

where  $C_0$  is the equilibrium concentration in the undeformed metal.

## 2.2. Finite element implementation

Large deformations of the body must be essential for near-tip diffusion since they notably change diffusion distances in the zone of interest. To solve the mechanical portion of the problem of stress-assisted diffusion at large deformations, the nonlinear finite element code MARC [9] was employed, and then complemented with a diffusion-related module.

The standard weighted residual process [10] to built up a finite-element approximation of the initial-boundary value problem (3)-(4) was performed in material

(Lagrangian) coordinates taking as the reference one the instantaneous deformed configuration of the solid  ${}_tV$  bounded by the surface  ${}_tS$ . Applying the Galerkin process for the continuum discretized into a finite elements, the same shape functions family  $\{{}_tW_m; m = 1, 2, \dots, M\}$ ,  $M$  being the number of nodes in the mesh, plays the role of both trial and weighting functions.

The weak form of the weighted residual statement of the problem yields the system of equations with respect to the column of the nodal concentration values  $\{C_j(t); j = 1, 2, \dots, M\}$  as follows:

$${}_tM \left\{ \frac{dC}{dt} \right\} + {}_tK \{C\} = {}_tF \quad (5)$$

where the matrices  ${}_tM$  and  ${}_tK$  are defined as:

$${}_tM_{i,j} = \int_{{}_tV} {}_tW_i {}_tW_j \, dV \quad (6)$$

$${}_tK_{i,j} = \int_{{}_tV} D \left\{ \nabla {}_tW_i \cdot \nabla {}_tW_j - \right.$$

$$\left. \left[ \left( \frac{V_H}{RT} \nabla \sigma(t) + \frac{dK_{s0}/d\varepsilon_{eq}^p}{K_{s0}} \nabla \varepsilon_{eq}^p(t) \right) \cdot \nabla {}_tW_j \right] {}_tW_i \right\} dV \quad (7)$$

and for the column in the right-hand part we have:

$${}_tF_i = -J_s \int_{{}_tS_f} {}_tW_i \, dS \quad (8)$$

which serves to prescribe the flux of hydrogen  $J_s$  on a part  ${}_tS_f$  of the body surface, if necessary. The left-hand sub-indices emphasise that the quantities refer to the instantaneous deformed configuration of the solid at time  $t$ . In numerical simulations for a loading history given in terms of the applied stress pattern  $\sigma_{app}(t)$ , the nodal displacements together with the stress and strain components relevant to diffusion are provided by the post-processing module of the code MARC after solution of the elastoplastic boundary-value problem. Afterwards, continuing with the diffusion simulation, mechanical fields are approximated using the same shape functions family  $\{{}_tW_m\}$  as on the mechanical phase of modelling. The updated Lagrange formulation is in use as well. The time-domain Galerkin procedure [10] is employed for integration of the set of equations given in (6).

## 2.3. Description of the simulations

The study is confined to the small-scale yielding in obvious fracture mechanics sense. So, the tensors  $\sigma$  and  $\varepsilon$  in the crack tip zone are dominated by the stress intensity factor  $K$ . This makes the problem general in terms of  $K(t) \propto \sigma_{app}(t)$  not limited to a particular body geometry and loading.

For simulations of stress-assisted diffusion, a 2D model of the double-edge-cracked panel in tension is adopted, see Fig. 1 in [11], for which mechanical aspects have already been presented in the mentioned paper. Model parameters are taken relevant to steels for which HAC has been extensively studied [2]. Namely, initial round-shape crack tip width  $b_0$  and mechanical constants are kept the same as in the mechanical study [11] ( $b_0 = 5 \mu\text{m}$ , Young modulus  $E = 200 \text{ GPa}$ , Poisson ratio  $\mu = 0.3$ , tensile yield stress  $\sigma_Y = 600 \text{ MPa}$ ), and hydrogen-related characteristics are [3,4,7]  $D = 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$ ,  $V_H = 2 \text{ cm}^3/\text{mol}$ . Initial concentration of hydrogen is zero and  $T = 293 \text{ K}$ . As in mechanical solution, cf. [11], the quarter-panel is considered due to the symmetry and boundary condition (8) with  $J_S = 0$  is fixed on the primary symmetry axes.

Diffusion modelling with stationary stress field under sustained load was performed first to reveal some items related to the threshold  $K_{th}$ , and also to have a checkpoint concerning SSRT and pre-cracking. The reference value of  $K$  was taken  $K_R = 60 \text{ MPam}^{1/2}$ . This is relevant to the range of HAC proceeding in materials of the type being considered [2,12,13]. In particular, it may serve as a candidate value for the HAC threshold. In the next phase, diffusion modelling with transient stress fields under SSRT conditions was considered with constant stress intensity rate  $dK/dt = K^\bullet$  after pre-cracking by cyclic loading between zero and maximum stress intensity factor  $K_{max}$  (Fig. 1a, insert). In the modelling,  $K_R = 60 \text{ MPam}^{1/2}$  was used as a "candidate threshold", and  $K_{max} = 0.5K_R$  advised [14] as the proper pre-cracking limit. Several rates  $K^\bullet$  between 0.015 and 15  $\text{MPam}^{1/2}/\text{min}$  were taken to cover the range of values used in experiments [12].

The key items for HAC are the near-tip distributions of  $\sigma$  and  $\epsilon_{eq}^p$  represented in Fig. 1 as functions of the distance from the material point to the crack tip in the undeformed configuration  $X$  normalized by the current crack tip opening displacement  $\delta_t$ . In the domains of low and elevated load levels, the opposite sign extrema of stress exist beyond the tip, maximum compression and tension respectively. Accordingly, the positive stress gradient associated with the latter favors hydrogen flux into metal, and the negative one with the former causes a retardation effect. The contribution of these compressive stresses is expected to be important for the near-tip diffusion, and consequently for the kinetics of HAC. Although these finite element stress-strain data [11] have similar appearance that the stress pattern approximation used in a previous diffusion simulation [7], the difference is quite significant.

3. RESULTS AND DISCUSSION

As a first approach, the finite element implementation for the problem of hydrogen diffusion was performed in a 1D approximation, i.e., on the  $x$ -axis along the crack line where element discretization, deformations and stresses were taken from the 2D mechanical solution (elastoplastic finite element computations). The study

was focused on the stress effect on diffusion which is expected to be the most important in many cases, as reported elsewhere [3-6].

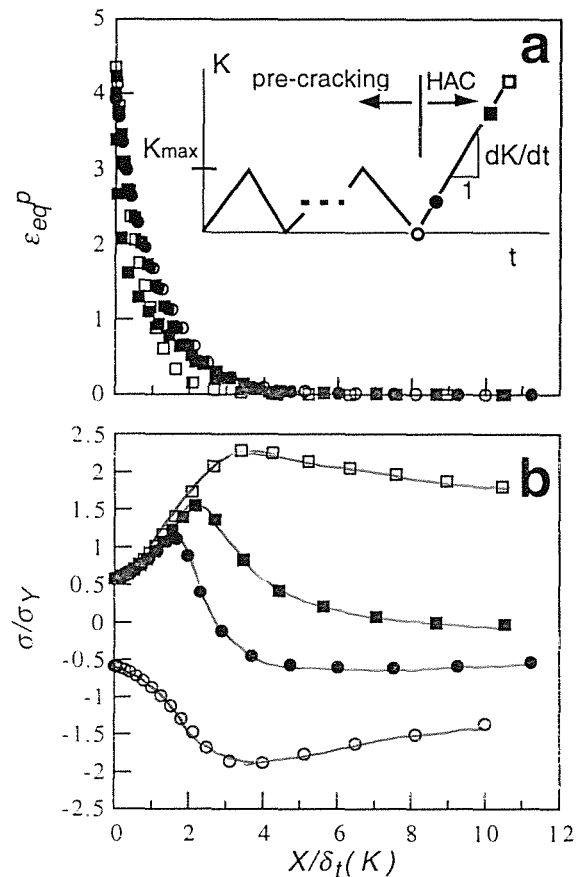


Fig. 1. Distributions of  $\epsilon_{eq}^p$  (a) and  $\sigma$  (b) along the crack line at consecutive instants of the loading history marked by corresponding symbols in the inserted scheme of the loading path.

3.1. Sustained load case

Fig. 2 displays the calculated hydrogen concentration distributions along the crack line under sustained load conditions, together with the asymptotic distribution, i.e., the approximate solution given at stationary stress  $\sigma(x)$  by the long-time asymptote [7]:

$$C_{al}(x,t) = C_{eq}(x) \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \tag{9}$$

where the equilibrium distribution of concentration is

$$C_{eq}(x) = C_0 \exp\left(\frac{V_H}{RT} \sigma(x)\right) \tag{10}$$

This latter marks the accessible upper bound for  $C(x,t)$ . Here  $x$  represents the diffusion distance and  $X$  is the coordinate of the material point in the deformed state.

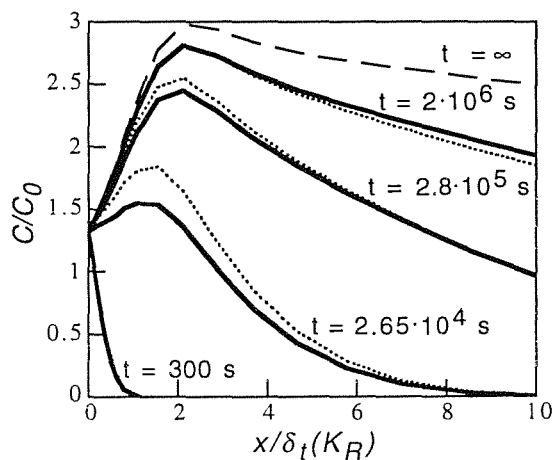


Fig. 2. Concentration distributions along the crack line under sustained load conditions: finite element solution (solid lines) and asymptotic one  $C_{al}(x)$  (dotted lines). The dashed line shows the  $C_{eq}$ -profile.

Fig. 3 presents the variation of concentration in the material points of the highest interest with regard to HAC: the point  $x_{m\sigma} \approx 2.3\delta_t$  where the maximum tensile stresses are attained (distributions of hydrostatic stress  $\sigma$  and normal stress  $\sigma_{yy}$  are quite similar), and the point  $x_{m\epsilon} \approx \delta_t$  which marks the zone of steeply increasing plastic strain (Fig. 1a). These are obviously considered as locations  $x_c$  of microfracture nuclei depending on the dominating fracture mechanism, stress- or strain-controlled, respectively.

These data are relevant to the HAC threshold  $K_{Ih}$ . Common  $K_{Ih}$  testing consists in trying a series of sustained  $K$ -values if crack does not start to grow within a certain waiting time  $t_B$  [15]. This time base should be properly fixed to ensure with a reasonable confidence that at  $K_{Ih}$  the crack will not start to grow at  $t > t_B$ . It is usually chosen from experience and application-related reasons [15]. Diffusion concept of HAC suggests that  $t_B$  must be about the diffusion time  $t_{SS}$  to attain at  $x_c$  the steady-state concentration with reasonable accuracy,  $C(x_c, t_{SS}) \approx C_{eq}(x_c)$ , the latter being able to satisfy the fracture criterion (1). Fixing, for definiteness, the tolerance level as 95% of  $C_{eq}$ , the long-time asymptote (9) renders  $Dt_{SS}/x_c^2 \approx 130$ . The plots in Fig. 3a confirm that the formula (9) and the numerical solution are rather close in the maximum tensile stress point  $x_{m\sigma}$  within the 5% band near the equilibrium level  $C_{eq}$ . For the critical stress criterion of rupture when  $x_c \approx x_{m\sigma}$  this estimate provides a basis to establish the  $K_{Ih}$  testing time:  $t_B \geq t_{SS} \approx 130x_c^2/D$ . With the chosen material parameters this test time is about  $2.4 \times 10^6$  s. For strain-controlled fracture, at  $x_c \approx x_{m\epsilon}$  numerical solution evolves slower than the asymptote (9), and the estimates for  $t_{SS}$  and  $t_B$  must be stiffened to about  $t_B \approx 440x_c^2/D$ . However, due to shorter diffusion path in this case, the time estimate is 20-times shorter,  $t_B \approx 1.2 \cdot 10^5$  s.

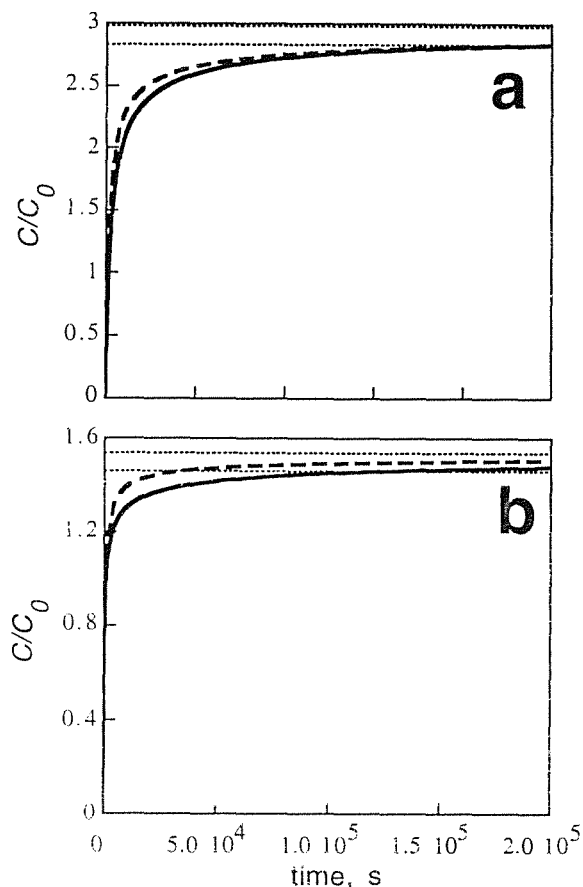


Fig. 3. Concentration evolutions according to the finite element solution (solid curves) and asymptotic one (9) (dashed curves) at sustained load: (a) in the points of maximum tensile stress  $x_{m\sigma}$ ; (b) in the high plastic strains region at  $x_{m\epsilon}$ . Horizontal lines mark the 5%-tolerance band near the corresponding equilibrium concentration levels  $C_{eq}(x)$ .

### 3.2. Rising load case

This series of the diffusion simulations reveals the importance of crack closure stresses in HAC when the SSRT technique is used in experimental evaluation of environment-sensitive cracking [15]. In this case a single dynamic test is performed with rising load to pass the whole stress intensity range up to detecting a crack growth initiation at some  $K_R$  which could be the desired  $K_{Ih}$ . To render the adequate threshold, the concentration at the time  $t_R = K_R/K^\bullet$  must reach  $C_{eq}(K_R, x_c)$  with a reasonable accuracy as in a sustained load test. These tests are performed starting from zero load after fatigue pre-cracking in inert environment. Hydrogenation proceeds affected by the residual stresses caused by pre-cracking.

Calculated concentration distributions for  $K^\bullet = 1.5$  MPam<sup>1/2</sup>/min are shown in Fig. 4 together with the corresponding hydrostatic stress profiles.

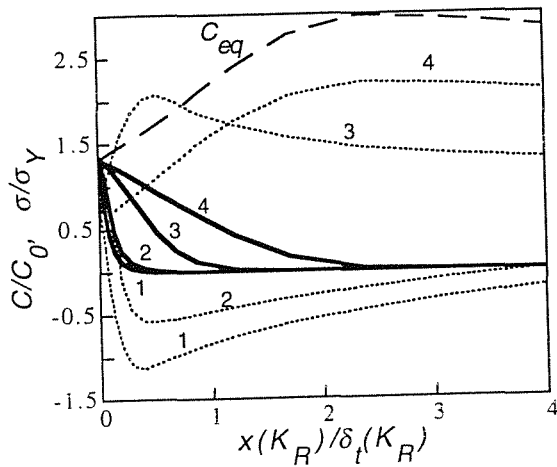


Fig. 4. Finite element solutions for concentration (solid lines) and hydrostatic stress (dotted lines) beyond the crack tip at different times under dynamic load at  $K \dot{\bullet} = 1.5 \text{ MPam}^{1/2}/\text{min}$ . The dashed line shows the equilibrium concentration distribution. Curves 1-4 refer respectively to times of 180, 300, 1000 and  $t_R=2400 \text{ s}$ .

Concentration evolutions in the points of maximum tensile stresses and large plastic strains,  $x_{m\sigma}(K_R)$  and  $x_{m\epsilon}(K_R)$  respectively, are plotted in Fig. 5. For comparison, the  $\sigma(t)$ -patterns are also presented, as well as the variations of  $C_{al}(\sigma)$  corresponding to the instantaneous stress values  $\sigma(x_{m\epsilon, m\sigma}, t)$  according to formula (10). For slower loading and rather short diffusion depth  $x_{m\epsilon}$  the analytical form goes closely to the finite element solution. Thus, in the very near-tip domain, diffusion under dynamic load nearly attains the equilibrium saturation for the instantaneous stress. In the relatively remote point  $x_{m\sigma}$  the delay of hydrogenation is notable even at the slowest loading.

These data can be considered as a SSRT simulation to determine  $K_{th}$ , and the reference  $K_R$  may be assumed as the apparent HAC threshold already measured using the sustained load method modelled in the previous section. The threshold status is reached by approaching the equilibrium concentration in a material point  $x_c$ . If the critical concentration (1) is stress-controlled, rupture is associated with the maximum tensile stress and occurs at  $x_c = x_{m\sigma}(K_R)$ . To provide sufficient concentration there at the moment of approaching the critical stress intensity factor, ( $K_R$  as supposed) the loading must be much slower than tried in our simulations, and the slower the better to reproduce the result of the sustained load test. The reasonable loading rate here may be estimated so that the time  $t_R = K_R/K \dot{\bullet}$  necessary to attain this candidate threshold  $K_R$  were close to  $t_{SS}$  for the stationary load situation.

However, if critical concentration (1) is strain-controlled, the problem is more complicated. At slow loading rate, concentration evolution in the large-strain zone  $x \lesssim x_{m\epsilon}$  chases after the non-monotonous  $\sigma(t)$ -history which depends on the residual compressive stresses from pre-cracking. Correspondingly, during not

too fast loading the concentration in the intensively strained region may temporarily exceed the level attainable there in sustained load test. This was observed in simulations with  $K \dot{\bullet}$  up to  $0.15 \text{ MPam}^{1/2}/\text{min}$ , but disappeared at  $1.5 \text{ MPam}^{1/2}/\text{min}$ . This means that the same fracture criterion (1) may be satisfied there earlier than in sustained load case, at times of the order of  $10^4 \text{ s}$ . This is a very important point: because of the described temporal (and early) concentration peaks, HAC may start at  $K$  below the apparent threshold from the sustained load test, depending on the particular role of stress and strain factors in the critical concentration (1).

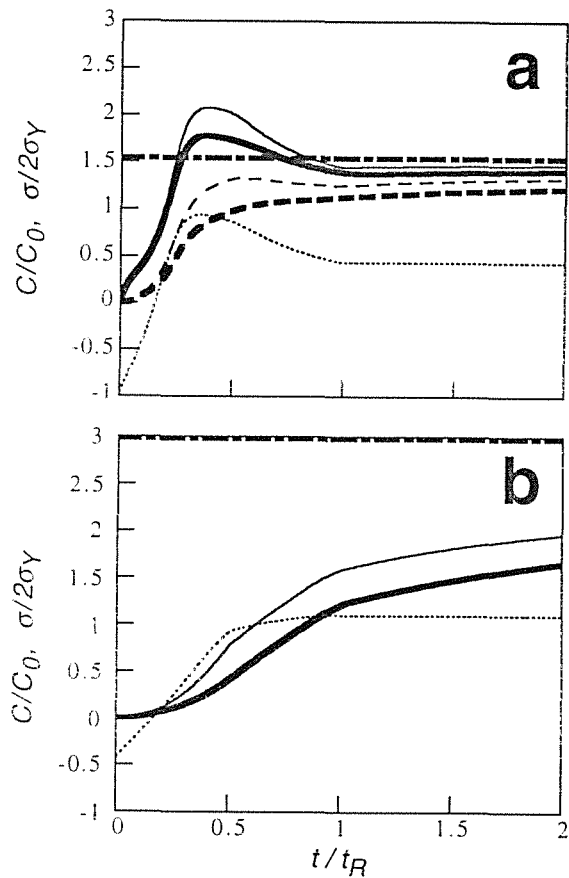


Fig. 5. Concentration evolutions under dynamic loading according to the finite element solution (bold lines) and the equilibrium one (10) (thin lines): (a) in the supposed border of the large plastic strain region at  $X_{m\epsilon}$ ; (b) in the points  $X_{m\sigma}$  of maximal tensile stress. Solid lines correspond to  $K \dot{\bullet} = 0.15 \text{ MPam}^{1/2}/\text{min}$  and dashed lines to  $K \dot{\bullet} = 1.5 \text{ MPam}^{1/2}/\text{min}$  (in plot (b) the concentrations corresponding to this latter case are negligible). Thin dotted lines show hydrostatic stress, and bold dashed-dotted lines mark the steady-state levels of  $C_{eq}$  at  $K = K_R$  in respective locations.

4. CONCLUSIONS

Stress-assisted hydrogen diffusion near a stationary crack tip was studied with relevance to hydrogen assisted cracking (HAC) using large-deformation finite-

element analysis. Hydrogen diffusion was modelled for sustained and rising loading preceded by fatigue pre-cracking with reference to corresponding experimental techniques of HAC threshold evaluation.

In the sustained load case, the adequate testing time to approach the threshold (the steady-state concentration), depends on the location of the critical material cell near the crack tip which is associated with the dominating factor of local rupture (plastic strain or tensile stress).

Under conditions of dynamic rising loading after fatigue load removal, the effects of crack closure stresses from the pre-HAC loading history may affect hydrogen diffusion towards rupture sites. In the range of the slow loading rates, rupture may occur earlier than in the sustained load case at otherwise similar circumstances if critical hydrogen concentration (fracture mechanism) is strain-controlled, due to the temporal hydrogen oversaturation peaks which arise owing to the peculiarities of the stress evolution patterns at dynamic loading.

The described premature fractures in the rising load case can occur at  $K$ -levels even lower than in the sustained load case. This means that the latter can produce excessively optimistic over-estimations of the HAC resistance characteristics of materials in comparison with SSRT. However, all that depends essentially on the dominance of the potentially responsible factors (stress and plastic strain) in a specific material under particular conditions.

Further modelling of the near-tip stress-strain assisted hydrogen transport in metals involving consideration of particular stress-and-strain driven rupture mechanisms (and corresponding criteria) will be helpful to explain various features and manifestations of the phenomenon of hydrogen assisted fracture.

#### Acknowledgements

This work was funded by the Spanish CICYT (Grant MAT97-0442) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801B95 and XUGA 11802B97). One of the authors (VKh) is indebted to DGICYT (Grants SAB95-0122 and SAB95-0122P) and Xunta de Galicia for supporting his stays as sabbatic professor and visiting scientist at the University of La Coruña.

#### REFERENCES

- Hirth, J.P. and Johnson, H.H., Hydrogen problems in energy related technology, *Corrosion* 1976, **32**, 3-15.
- Nelson, H.G., Hydrogen embrittlement, in: *Treatise on Materials Science and Technology*. Vol. 25, Academic Press, New York, 1983, pp. 275-359.
- Van Leeuwen, H.-P., The kinetics of hydrogen embrittlement: a quantitative diffusion model. *Engng. Fract. Mech.* 1974, **6**, 141-161.
- Gerberich, W.W., Chen, Y.T. and John, C.St., A short-time diffusion correlation for hydrogen-induced crack growth kinetics. *Met. Trans. (A)* 1975, **6**, 1485-1498.
- Toribio, J. and Kharin, V.,  $K$ -dominance condition in hydrogen assisted cracking: the role of the far field. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 1997, **20**, 729-745.
- Toribio, J. and Kharin, V., Interaction between hydrogen diffusion and crack growth in hydrogen assisted cracking, in: *Advances in Fracture Research (ICF9, Sydney, 1997)*, Amsterdam, Pergamon Press, 1997, pp. 343-350.
- Kharin, V. and Toribio, J., Modelling hydrogen diffusion in metals near a blunting crack tip, *Anales Mec. Fract.* 1997, **14**, 93-98.
- Malvern, L.E., *Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium*, Prentice Hall, Englewood Cliffs, 1969.
- MARC User Information*, Palo Alto, 1994.
- Zienkiewicz, O.C. and Morgan, K., *Finite Elements and Approximation*, John Wiley and Sons, New York, 1983.
- Kharin, V. and Toribio, J., Alternating stress-strain fields near the crack tip under cyclic loading. *Anales Mec. Fract.* 1998, **15**.
- Mayville, R.A., Warren, T.J. and Hilton P.D., Determination of the loading rate needed to obtain environmentally assisted cracking in rising load tests. *J. Test. Eval.* 1989, **17**, 203-211.
- Loginow, A.W. and Phelps, E.H., Steels for seamless hydrogen pressure vessels. *Corrosion* 1975, **31**, 404-412.
- Judy, R.W., Jr., King, W.E., Jr., Hauser II, J.A. and Crooker, T.W., Influence of experimental variables on the measurement of stress corrosion cracking properties of high-strength steels, in: *Environmentally Assisted Cracking: Science and Engineering, STP 1049*, American Society for Testing and Materials, 1990, pp. 410-422.
- Turnbull, A., Test methods for environment assisted cracking. *Brit. Corros. J.* 1992, **27**, 271-289.

## FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACEROS EUTECTOIDES CON TREFILADO PROGRESIVO

E. Ovejero y J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña  
E.T.S.I. Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña

**Resumen.** El trefilado progresivo en aceros eutectoides afecta a la microestructura del material produciendo en las colonias de perlita una orientación preferente y un estiramiento, y en las láminas, orientación preferente y compactación. Ambas estructuras tienden a alinearse en dirección paralela al eje del alambre a medida que avanza el grado de trefilado. En este artículo se estudian las consecuencias de esta evolución microestructural en el comportamiento de los diferentes aceros frente al fenómeno de fragilización por hidrógeno. Los resultados experimentales demuestran que el trefilado produce, de forma progresiva, anisotropía resistente en el acero, y así la resistencia a la fragilización por hidrógeno es una propiedad direccional que depende del ángulo con respecto a la dirección de trefilado. Esto trae como consecuencia que una fisura transversal cambie su dirección de propagación para aproximarse a la del eje del alambre, produciéndose propagación en modo mixto, de forma que el ángulo de desviación con respecto a la dirección original de propagación es función creciente del grado de trefilado.

**Abstract.** Progressive cold drawing in eutectoid steels affects the material microstructure producing both a preferred orientation and an enlargement of the pearlite colonies, and preferred orientation and packing of the pearlite lamellae. As cold drawing increases both structures tend to align to a direction parallel to the wire axis. In this paper the consequences of the afore mentioned evolution on the ulterior behaviour of the steels undergoing a hydrogen embrittlement phenomenon are studied. Experimental results show that cold drawing produces progressively resistant anisotropy in the steel and thus the resistance to the hydrogen embrittlement is a directional property which depends of the angle with regard to the cold drawing direction. As a consequence, a transverse crack changes its propagation direction approaching the wire axis and producing a mixed mode propagation in the way that the deviation angle with regard to the original propagation direction is an increasing function of the cold drawing degree.

## 1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento en fractura de aceros de alta resistencia en ambientes agresivos es un fenómeno muy dependiente de la interacción del material con su entorno. En el caso de la fragilización por hidrógeno la acción combinada del ambiente y del estado tensional en el alambre produce una disminución en la resistencia a la fractura del material que puede originar roturas frágiles de las estructuras constituidas por estos aceros. Otros autores [1-4] han realizado estudios sobre el modo en que se propagan las fisuras iniciadas en ambiente agresivo en aceros de alta resistencia, investigando la influencia en el fenómeno de factores como el potencial electroquímico o la tensión hidrostática dentro del material, pero los parámetros que intervienen pueden ser muchos, tales como la temperatura, la composición química o la microestructura del acero. El proceso de fabricación del acero trefilado produce fuertes deformaciones plásticas en el material, afectando así a su microestructura, que evoluciona de forma que se pasa de un material isótropo, (material de partida del proceso) a un acero con una fuerte anisotropía inducida por el trefilado.

En este artículo se estudia la influencia del proceso de trefilado y las transformaciones en la microestructura del material que éste origina, en el comportamiento de un

acero perlítico expuesto a un ambiente agresivo que induce un fenómeno de fragilización por hidrógeno en el material. Con este objetivo se han utilizado estudios metalográficos previos de este tipo de acero [5-6] que ofrecen datos cuantitativos y cualitativos de la evolución microestructural a lo largo del proceso de fabricación en los niveles de las colonias y las láminas de perlita, y se han realizado ensayos de corrosión para evaluar el tipo de daño que se ha producido y establecer una relación entre la evolución microestructural y la forma y tipo de fractura en ambiente agresivo.

## 2. MATERIALES

Para el estudio se utilizaron 7 aceros perlíticos de alta resistencia cuya composición química se detalla en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química (wt %).

| C    | Mn   | Si   | P     | S     | Al    | Cr    | V     |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 0.80 | 0.69 | 0.23 | 0.012 | 0.009 | 0.004 | 0.265 | 0.060 |

El material fue extraído de un proceso real de trefilado, y cada acero corresponde a una etapa del mismo. Así, los aceros se han nombrado por cifras que indican el número de pasos de trefilado que han sufrido en cada caso, de forma que el acero 0 es el alambroón inicial, material isotrópico que no ha sufrido ningún estiramiento, y el acero 6 representa el producto final trefilado, material anisótropo que ya ha pasado por 6 hileras de trefilado. En la Tabla 2 se representan los diámetros de cada uno.

Tabla 2. Reducción de diámetro para cada acero.

| Acero     | 0    | 1    | 2    | 3    | 4    | 5    | 6    |
|-----------|------|------|------|------|------|------|------|
| D<br>(mm) | 12.0 | 10.8 | 9.7  | 8.9  | 8.2  | 7.5  | 7.0  |
| $D_i/D_0$ | 1    | 0.90 | 0.81 | 0.74 | 0.68 | 0.62 | 0.58 |

### 3. METODO EXPERIMENTAL

Para evaluar el comportamiento de estos aceros en medios agresivos y producir fragilización por hidrógeno, se realizaron ensayos a bajas velocidades de deformación en muestras prefisuradas transversalmente por fatiga en aire. La prefisura se realizó de forma que se cumpliera la relación  $a/D = 0.30$ , donde  $a$  es la profundidad de fisura y  $D$  el diámetro del alambre. Los frentes de fisura que se obtuvieron pueden considerarse elípticos.

Una vez prefisurados se introdujeron los alambres en la célula de corrosión, habiendo cubierto el acero con un aislante excepto una banda alrededor de la fisura, para proteger el resto del ambiente corrosivo. El líquido corrosivo fue una disolución saturada de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  a la que se añadió 0.1 g/l de NaCl. Se utilizó un electrodo de referencia de Calomelanos Saturado, la probeta actuando como electrodo de trabajo, y un contraelectrodo de platino. El potencial que se impuso fue de -1200mV y el pH de la disolución se mantuvo en 12.5 para todos los ensayos [1,3]. La velocidad de desplazamiento de la cruceta, constante durante cada ensayo, varió entre  $3.0 \times 10^{-3}$  mm/s para el alambroón de partida y  $1.7 \times 10^{-3}$  mm/s para el trefilado, y esta reducción de velocidad sigue la relación  $v_i = (D_i/D_0) \cdot v_0$ . Finalmente, se elaboraron contramoldes de las superficies de fractura, que permitieron cuantificar su evolución.

### 4. RESULTADOS

Una vez realizados los ensayos en todos los aceros, se ha observado un cambio progresivo en la topografía macroscópica de las superficies de fractura obtenidas a medida que aumentaba el grado de trefilado. En la Fig. 1 se representa una vista tridimensional de estas superficies encontradas en los distintos aceros.

Los contramoldes de las probetas se cortaron por el punto medio del frente de la fisura y se midió la distancia  $x_{II}$ , la altura  $h$  y el ángulo  $\theta$  (Fig. 2a). En la Fig. 2b se muestra un esquema de la evolución de los perfiles de las

superficies de fractura. En las dos primeras fases del trefilado, aceros 0 y 1, la dirección de propagación de la fisura producida por el hidrógeno se mantiene en el plano original de la fisura por fatiga (Figs. 1a y 2b).

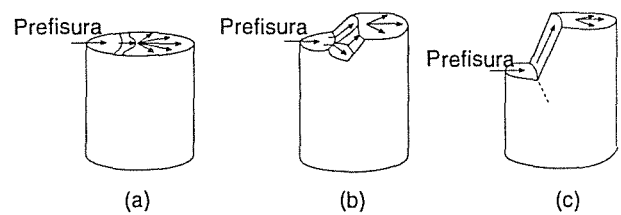


Fig. 1. Aspecto tridimensional de las superficies de fractura: (a) débilmente trefilado (o sin trefilar); (b) medianamente trefilado; (c) fuertemente trefilado.

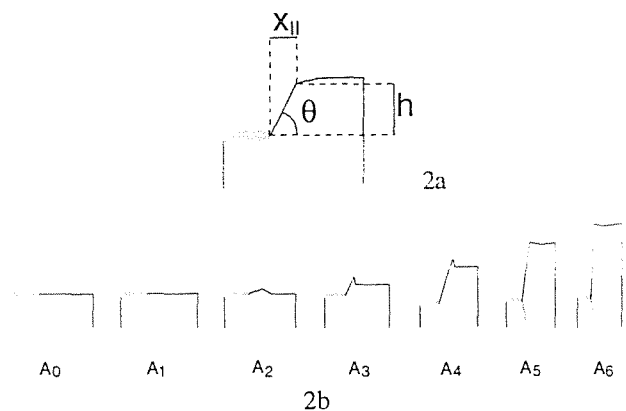
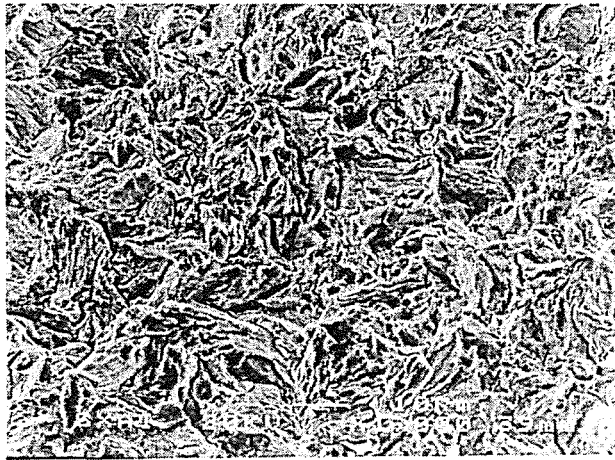


Fig. 2. Perfiles de fisuración: (a) definición de  $x_{II}$ ,  $h$  y  $\theta$ ; (b) evolución de los perfiles para los 7 aceros.

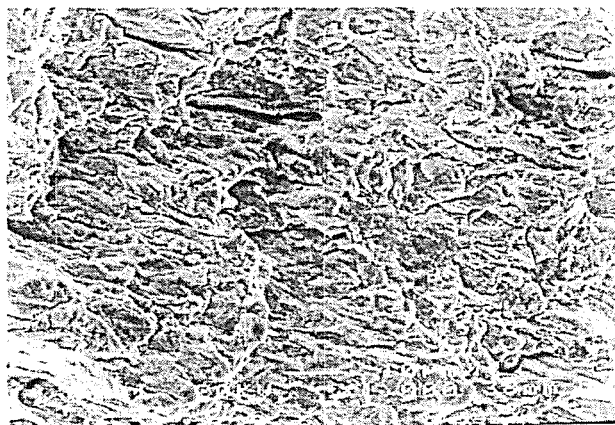
A partir del acero 2 la fisura comienza a cambiar su dirección respecto al plano transversal de forma suave, no drástica ni uniforme para todo el frente de fisura, sino formando un frente de propagación ondulado hasta volver a recuperar la horizontal en el tramo final de la fractura (Figs. 1b y 2b). Esta misma situación se observa en el acero 3 con un ángulo de desviación mayor que el del acero 2 respecto al plano transversal. Para las tres últimas fases, aceros 4 a 6, el cambio en la propagación es inmediato, produciéndose después de la fisura por fatiga, y se desarrolla de igual forma en todos los puntos del frente elíptico de fisura (Figs. 1c y 2b). Para estas tres últimas fases se ha observado también un embrión de fisura en el plano simétrico a la superficie de fractura (Figs. 1c y 2b), indicando que se ha producido una ramificación en el inicio de la fisura por hidrógeno.

Un estudio fractográfico ha mostrado que el avance subcrítico en ambiente agresivo produce, para las primeras fases del trefilado, una topografía de desgarramiento por hidrógeno [7]. En la Fig. 3 se dan las fractografías correspondientes a los aceros 0, 3 y 6, en las zonas que parecen afectadas por hidrógeno. Para el alambroón (Fig. 3a) se han obtenido típicas topografías TTS (*Tearing Topography Surface*, cf. [7]). Para el acero 3 (Fig. 3b), que ha sufrido 3 pasos de trefilado, la superficie de fractura es también TTS, si bien se observa una suerte de

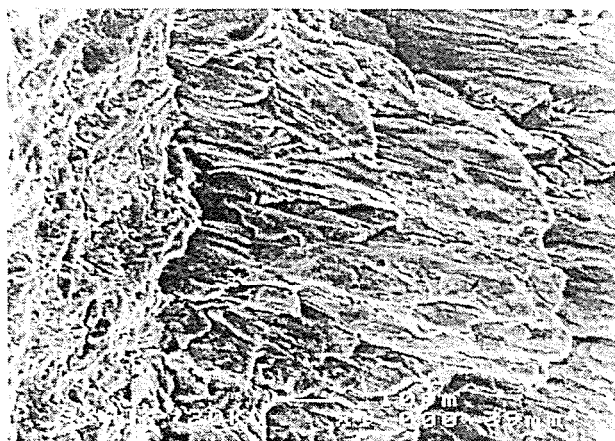




3a



3b



3c

Fig. 3. Fractografías del daño por hidrógeno en distintas fases del trefilado (a) acero 0, propagación en modo I; (b) acero 3, propagación en modo mixto; (c) acero 6, inicio de la propagación en modo mixto.

orientación en la fractografía de izquierda a derecha, que coincide con la dirección de propagación de la fisura. En la Fig. 3c, el acero 6, donde se muestra el cambio de la fisura por fatiga a la propagación en modo mixto, la fractografía no ofrece la típica imagen TTS y predomina

una topografía de desgarró por esfuerzo cortante, aunque en zonas próximas a la fisura por fatiga (Fig. 3c) sí se ha encontrado TTS. A continuación, a medida que se propaga la fisura se encuentra la típica fractografía por desgarró combinada con facetas de clivaje.

Se ha medido el ángulo de desviación con respecto al eje radial,  $\theta$ , cada vez mayor con el grado de trefilado, de forma que la dirección de propagación de la fisura se acerca cada vez más al eje longitudinal del alambre o dirección de trefilado. En la Tabla 3 se muestran los valores medidos para las magnitudes  $x_{II}$ ,  $h$  y  $\theta$ .

Tabla 3. Parámetros  $x_{II}$ ,  $h$  y  $\theta$  medidos sobre las superficies de fractura.

| Acero | $x_{II}$ (mm) | $h$ (mm) | $\theta$ (°) |
|-------|---------------|----------|--------------|
| 0     | 0             | 0        | 0            |
| 1     | 0             | 0        | 0            |
| 2     | 2.0           | 1.7      | 40           |
| 3     | 2.2           | 3.0      | 53           |
| 4     | 2.6           | 7.1      | 70           |
| 5     | 3.1           | 10.1     | 73           |
| 6     | 2.3           | 10.7     | 78           |

Los parámetros  $h$  y  $\theta$  crecen con el trefilado de forma que cuando la fisura comienza a propagarse en modo mixto, desviándose del plano transversal del alambre, la dirección de propagación de ésta se aproxima progresivamente al eje del alambre, y la longitud de propagación de la fisura en modo mixto,  $h$ , es cada vez mayor a medida que el trefilado es más intenso.

Trabajos previos sobre este mismo acero [5-6] han estudiado la evolución de parámetros microestructurales como el ángulo de orientación respecto al eje longitudinal del alambre de las colonias y las láminas de perlita. Los resultados de estos trabajos demuestran la orientación progresiva a lo largo del trefilado de las colonias y las láminas con el eje longitudinal del alambre, lo que sugiere una posible conexión entre el cambio en el modo de propagación de la fisura subcrítica (macroscópica) producida por el hidrógeno y la microestructura del material, sobre todo en las últimas fases del trefilado, donde la microestructura, tanto a nivel de colonia como de lámina, se encuentra muy orientada en una dirección próxima a la longitudinal, lo que confiere a estos aceros un fuerte grado de anisotropía.

5. DISCUSION

En la Fig. 4a se representa la evolución de la orientación de las láminas de perlita en el corte metalográfico longitudinal (ángulo  $\alpha$  entre el eje transversal del alambre y la dirección marcada por las láminas en el corte). La Fig. 4b muestra la variación de la orientación de las colonias de perlita (ángulo  $\alpha'$  entre el eje transversal del alambre y el eje mayor de la colonia de perlita, modelizada como elipsoide). En ambos casos la

tendencia es creciente con el grado de trefilado, lo que en este caso indica que las láminas y las colonias se orientan a lo largo del proceso alineándose con la dirección de trefilado [5-6].

En la Fig. 4c se representa la variación de la longitud de propagación en modo mixto proyectada en el eje longitudinal,  $h$ , y la variación del ángulo  $\theta$  a partir del acero 2, que es cuando comienza la desviación. A medida que la dirección de propagación se aproxima al eje del alambre en los tres últimos pasos del trefilado, la longitud  $h$  aumenta de forma considerable. En esta misma figura se han representado las gráficas obtenidas para la evolución de la orientación microestructural.

En los aceros 0 y 1, en los que la fisura por hidrógeno se propaga en modo I, se observa una distribución angular más o menos aleatoria de las láminas y las colonias que está en relación con su carácter isótropo, y que explica que la superficie final de fractura se produzca en el plano transversal del alambre, ya que la fisura no encuentra obstáculos a su propagación y esa dirección resulta ser la más favorable.

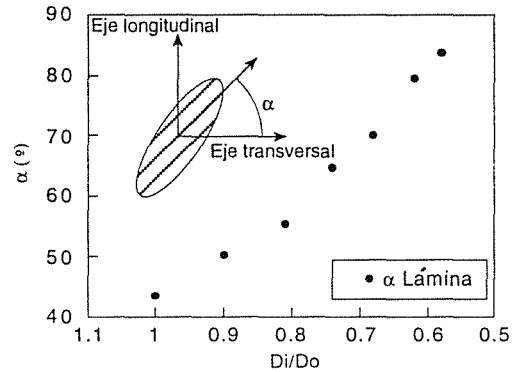
Los aceros 2 y 3 comienzan a mostrar desviación de la fisura, ofreciendo una superficie de fractura poco homogénea a lo largo del frente elíptico como consecuencia de la propagación en modo mixto. Los ángulos de orientación microestructural ( $\alpha$  y  $\alpha'$ ) también aumentan progresivamente.

En los aceros 4, 5 y 6 el cambio es más acusado. La propagación en modo mixto se produce inmediatamente después de la fisura por fatiga, aumentando el ángulo de desviación de la fisura y la longitud  $h$  con el grado de trefilado. Este cambio coincide con que los ángulos de orientación de la microestructura son ya muy próximos al eje longitudinal del alambre, lo que indica un alto grado de orientación de láminas y colonias que tiene una influencia fundamental en el comportamiento anisótropo en fractura de estos aceros. En estas últimas fases se observa una grieta entre la fisura por fatiga y la propagación en modo mixto que bordea todo el frente elíptico. Parece que el efecto combinado de tensión y condiciones corrosivas produce esta macrofisura que genera una dirección preferente de propagación.

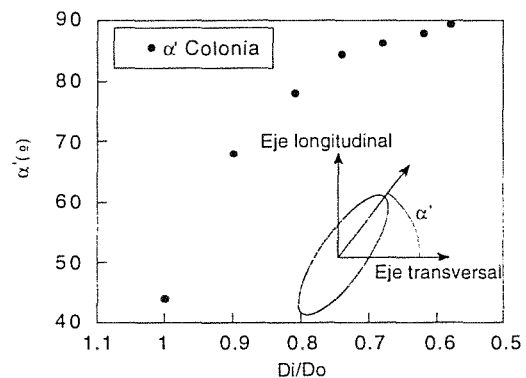
La orientación microestructural producida por el trefilado tiene dos efectos que afectan al comportamiento en fractura por hidrógeno; debido a las fuertes deformaciones plásticas sufridas por el material se producen pequeñas fisuras y "defectos en la orientación". Así, las láminas tienden a alinearse paralelamente al eje del alambre, pero aquellas que no siguen esta tendencia actúan como concentradores de tensiones y originan pequeñas fisuras cuya morfología es alargada siguiendo la tendencia de orientación de las láminas y colonias.

Un segundo efecto producido por la fuerte orientación y alineación de láminas y colonias con el eje de trefilado, induce una fuerte anisotropía que hace que el camino más favorable de propagación de la fisura sea siguiendo la dirección longitudinal del alambre, ya que en la dirección radial el avance ofrece mayor resistencia. Estos pequeños defectos mencionados anteriormente producidos por el propio proceso de fabricación aumentan con el mismo, y

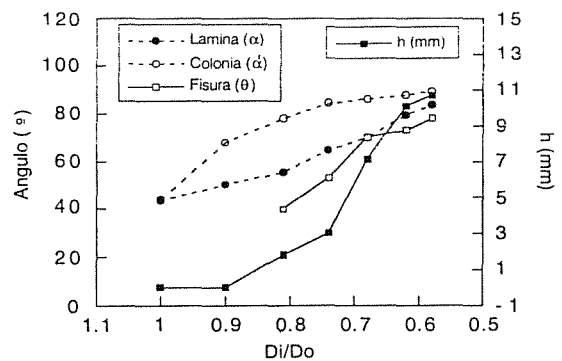
actúan como caminos preferentes para la penetración de hidrógeno, de forma que el efecto combinado de la tensión aplicada y las condiciones electroquímicas actúa en la punta de la fisura de fatiga disolviendo el material y produciendo la coalescencia de dichos defectos en forma de pequeñas fisuras a lo largo de todo el frente elíptico.



4a



4b



4c

Fig. 4. Relación entre los parámetros microestructurales y las características macroscópicas de la propagación de la fisura: (a) evolución del ángulo en las láminas de perlita; (b) evolución del ángulo en las colonias de perlita; (c) comparación de los ángulos propios de la microestructura con el ángulo de propagación de la fisura macroscópica y con la altura  $h$ .

Este proceso resulta en una macrogrieta que se extiende a lo largo de toda la semielipse y sigue una dirección próxima a la del eje longitudinal. Actúa como camino preferente para la penetración del hidrógeno generado en la punta de fisura, que se difunde en el material haciendo que en sus inicios la propagación siga esta dirección por ser la que menos resistencia ofrece, y luego continúa debido al doble efecto de la orientación y la compactación de la microestructura causado por el trefilado, que hace que la fisura encuentre mucha resistencia a la propagación en modo I.

Una vez iniciada la fisuración en modo mixto, el que la propagación continúe avanzando en esa dirección podría ser debido a dos causas principalmente. Una de ellas es que el hidrógeno se difunda hacia las fronteras de grano que se encuentran alargadas en la dirección longitudinal, y que son concentradores de tensiones. La otra es que, unido a este daño inicial por hidrógeno, la tensión aplicada haga que la fisura se propague por desgarro siguiendo la dirección de trefilado y de forma intergranular o mixta. Cuando la fractura intergranular se produce bordeando granos muy alargados no se observan muchas fronteras de partícula en la fractografía, de forma que este tipo de fractura no muestra claros indicios fractográficos de propagación intergranular [8]. Estos dos mecanismos actúan de forma combinada.

Por otra parte, existe bibliografía [4] que demuestra que el hidrógeno se difunde hacia el punto de mayor tensión hidrostática, que se encuentra en el plano transversal del alambre y a una distancia  $x$  de la punta de fisura por fatiga, produciendo en su avance fractografías TTS. Esto, que parece confirmarse en las primeras fases del trefilado, no resulta aplicable con éxito para explicar el cambio en la dirección de propagación de la fisura subcrítica en los aceros 4, 5 y 6. Cabría entonces suponer que existe otro mecanismo que produce el avance subcrítico en estos casos. Considerando el hecho de que el hidrógeno tiende a difundirse de forma preferente hacia puntos de alta tensión hidrostática, el mecanismo que gobierna la dirección de propagación en estas fases estaría determinado por la microestructura orientada, la acumulación de "defectos orientados" debidos al proceso de fabricación que actúan como caminos preferentes para la propagación de la fisura, y por la existencia de máximos locales de tensión hidrostática en la dirección en la que se produce la propagación.

Para los aceros con alto grado de trefilado, parece existir un mecanismo de iniciación de la fisura que está muy relacionado con la interacción del hidrógeno y la microestructura en la punta de fisura, y luego su propagación se ve mayormente gobernada por la tensión aplicada y la coalescencia de defectos producidos en el material durante la deformación plástica.

## 6. CONCLUSIONES

1. Las transformaciones microestructurales que se producen en el acero perlítico durante el trefilado industrial tienen una consecuencia directa en el comportamiento en fractura inducida por hidrógeno de estos materiales.

2. La orientación microestructural condiciona la dirección más favorable de propagación subcrítica de la fisura en ambiente de hidrógeno, que parece estar determinada por las partículas microestructurales componentes del acero, ya que sigue la misma tendencia.

3. La combinación del factor microestructural y el estado tensional producen el cambio en la dirección de propagación de la fisura para aceros con alto grado de trefilado, existiendo varias etapas en el proceso que producen diferentes fractografías. Inicialmente parece tener una mayor influencia el daño producido por el ambiente agresivo y la tensión en la punta de fisura que origina una macrofisura orientada longitudinalmente. En estos puntos parece existir una topografía TTS. Posteriormente la fractografía ofrece un aspecto de fractura por desgarro, mezclada con facetas de clivaje, lo que parece indicar un cambio en el tipo de fractura durante la propagación que pasa de TTS a una mezcla de fractura intergranular y transgranular.

4. La ramificación simétrica de la propagación por hidrógeno respecto al plano transversal observada en el inicio de la fisura para las últimas fases del trefilado, podría indicar que se produce transporte de hidrógeno por el movimiento de dislocaciones siguiendo planos de deslizamiento. Esta posibilidad deja abierta otra línea de investigación de los mecanismos de iniciación y propagación de fisuras en ambiente de hidrógeno.

## Agradecimientos

Los autores desean hacer constar su agradecimiento por la financiación recibida de la CICYT (Ref. MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA 11801B95 y XUGA 11802B97). También agradecen a EMESA TREFILERIA S.A. el suministro del acero utilizado en el programa experimental.

## REFERENCIAS

- [1] Lancha A. M., Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid (1987).
- [2] Fontana M.G., Corrosion Engineering, 3rd edition, Mc Graw-Hill, New York (1986).
- [3] Parkins R.N., Elices M., Gálvez V.S. y Caballero L., "Environment sensitive cracking of pre-stressing steels", *Corros. Sci.* **22**, 379-405 (1982).
- [4] Toribio J., Lancha A.M. y Elices M. "Hydrogen induced damage in high-strength pearlitic steel: micromechanical effects and continuum mechanics approach", *Hydrogen Effects in Materials* (Ed. Thompson A.W. y Moody N.R.) pp. 455-464, Warrendale, PA (1996).
- [5] Toribio J. y Ovejero E., "Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high strength steel", *Mechanics Time-Dependent Mater* (En prensa).
- [6] Toribio J. y Ovejero E. "Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation", *Mater. Sci. & Engng.* **A234-236**, 579-582 (1997).
- [7] ASM Handbook, Vol. 12, Fractography, ASM Handbook Committee, Metals Park, OH (1995).
- [8] Ewalds H.L. and Wanhill R.J.H. *Fracture Mechanics*, Edward Arnol, London (1993).

## CARACTERIZACIÓN A FATIGA DE COMPUESTOS LAMINADOS DE ALTAS PRESTACIONES

M. López Aenlle, M.J. Lamela Rey, A. Fernández Canteli

Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación  
E.T.S.I.I. e I.I. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón.

**Resumen.** La utilización, cada vez en mayor medida, de los materiales compuestos en la industria aeronáutica, hace necesario el estudio de su comportamiento a fatiga. Habitualmente el análisis del daño acumulado y la predicción de vida a fatiga en materiales compuestos se realiza a partir de resultados obtenidos en ensayos bajo carga de amplitud constante. Debido a su gran dispersión, estos resultados han de ser interpretados estadísticamente con el fin de obtener valores característicos de diseño. En este trabajo se presenta el estudio del comportamiento a fatiga bajo carga de tracción con amplitud constante y bajo carga por bloques, para un compuesto laminado de altas prestaciones de fibra de carbono y resina epoxídica, IM7/8552 [0/90]<sub>4s</sub>. La evaluación estadística de los resultados experimentales obtenidos se realiza mediante la aplicación de la Teoría Estadística de Extremos.

**Abstract.** The increasing use of composite materials in the aeronautical industry makes necessary the study of its fatigue behaviour. The damage analysis and life prediction for laminate composite materials is usually performed from results obtained from fatigue testing conducted under constant amplitude. Due to the high scatter observed in the results, these are handled statistically in order to obtain the design characteristic values. In this work, a study of the fatigue behaviour under constant amplitude tension as well as under load blocks for a high performance composite laminate, IM7/8552 [0/90]<sub>4s</sub>, made off with carbon fibre and epoxy resin is presented. The statistical evaluation of the results obtained is done by means of the Extreme Value Theory.

## 1. INTRODUCCIÓN.

La buena relación resistencia/peso de los materiales compuestos hace que su uso se extienda cada vez más en las aplicaciones de la industria aeronáutica y aeroespacial, en las que la fatiga suele ser uno de los criterios determinantes de dimensionamiento. Por este motivo, es de vital importancia determinar su comportamiento a fatiga bajo distintos tipos de carga.

Tradicionalmente, la caracterización a fatiga se realiza mediante programas experimentales de carga de amplitud constante. No obstante, las cargas a las que están sometidos estos materiales son, en general, de amplitud variable. Una forma relativamente simple de simular la variación de dicha amplitud es mediante ensayos de bloques de carga.

Sin embargo, los ensayos mediante bloques de carga, aunque pueden alternarse en su secuencia, presentan el inconveniente de que la amplitud no es totalmente aleatoria. La influencia de la secuencia adoptada podría considerarse razonablemente reducida si los bloques son de pequeña duración y el número de repeticiones es alta [1]. En este trabajo, se ha utilizado para cada bloque una duración equivalente a un número de Miner  $\Delta M = 0.005$ .

Los resultados experimentales correspondientes a la caracterización mecánica de materiales compuestos, presentan una gran dispersión, en especial, aquéllos

determinados a fatiga. En consecuencia, se hace necesario el uso de métodos estadísticos, tanto para su evaluación, como para la predicción de resultados.

La adopción de la familia de funciones de distribución de Weibull para el análisis estadístico de valores extremos, particularmente mínimos, ha sido muy utilizada en los últimos años como modelo idóneo de fenómenos en los que el fallo del material ocurre con el transcurso del tiempo, como en el caso de fatiga [2]. Su justificación teórica puede verse en [3, 4].

Si  $X$  es una variable aleatoria que representa el número de ciclos hasta la rotura para un nivel de tensión dado, la función de distribución de Weibull para mínimos queda expresada mediante:

$$F(X; \delta, \lambda, \beta) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{X - \lambda}{\delta} \right)^\beta \right] \quad (1)$$

para  $X \geq \lambda$ ,  $0 < \lambda < \infty$ ,  $\delta > 0$ ,  $\beta > 0$ ;

donde  $F(X; \delta, \lambda, \beta)$  representa la probabilidad de fallo para cada valor de  $X$ ,  $\delta$  es el parámetro de escala,  $\lambda$  es el parámetro de localización y  $\beta$  es el parámetro de forma.

En este trabajo, después de normalizar y agrupar los resultados experimentales para cada nivel de carga, se determinó el valor del parámetro de localización utilizando el método de los papeles probabilísticos, y a partir de él, se estimaron el parámetro de forma y el parámetro de escala de la función de distribución de Weibull de la muestra global normalizada, mediante el método de la máxima verosimilitud.

En el proceso de desnormalización, se procedió al cálculo de los cuantiles para cada nivel.

La evaluación estadística de resultados se realizó con el programa EXTREMES [5], implementado en forma de sistema experto.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL.

El material empleado es un laminado de altas prestaciones fabricado por el INTA para la E.T.S.I.I. e I.I. de la Universidad de Oviedo durante el desarrollo del proyecto "Modelización y contraste experimental de la fractura y fatiga de laminados de fibra de carbono", MAT95-0613-C02-01.

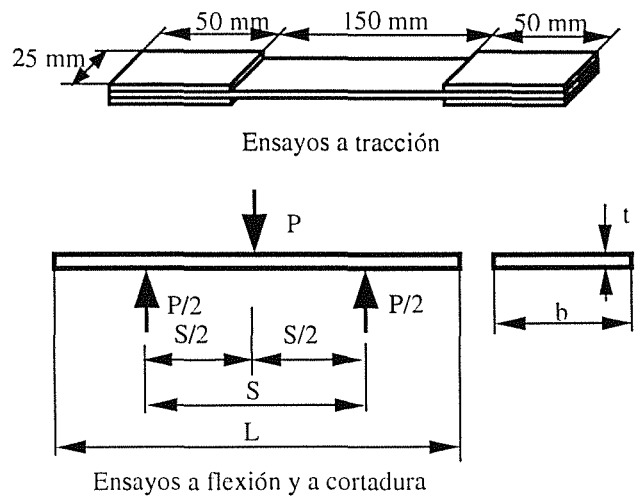
El laminado, denominado IM7/8552, está formado por fibras continuas de carbono de altas prestaciones, Hércules IM7 de módulo intermedio, embebidas en una matriz epoxi, Hércules 8552, modificada con agente base amina para mejorar su tenacidad y curado. El laminado se elaboró siguiendo una secuencia de capas [0/90]<sub>4s</sub>. El material muestra buenas propiedades de tolerancia al daño y de resistencia a impacto, para temperaturas de servicio de hasta 120 °C. El porcentaje de fibras en el compuesto es del 60% en volumen.

Todos los ensayos han sido realizados en el laboratorio de la E.T.S.I.I. e I.I. utilizando una máquina servohidráulica MTS-810.22, con una capacidad de carga de 100 kN.

Para la caracterización mecánica del material se realizaron ensayos estáticos de tracción, cortadura y flexión según las normas ASTM. La forma y dimensiones de las probetas quedan reflejadas en la figura 1, mientras que los resultados obtenidos aparecen recogidos en la tabla 1. Los resultados de los ensayos estáticos realizados evidencian una gran dispersión, típica de estos materiales. El material presenta una alta resistencia mecánica y un comportamiento completamente lineal, según se desprende de la figura 2, correspondiente a los ensayos estáticos de tracción y de flexión, con un valor de la mediana del módulo de elasticidad de  $6.6 \times 10^{10}$  N/mm<sup>2</sup>.

Posteriormente, se realizó la caracterización a fatiga del material, mediante un programa de ensayos de tracción a 4 Hz, para el caso de amplitud constante y de bloques de carga.

Los niveles de carga utilizados en los distintos ensayos a fatiga se fija con el fin de alcanzar en el material tensiones máximas de 85%, 82.5%, 80%, 77.5%, 75% y 70% respectivamente, de la resistencia a tracción, que resultó ser  $\sigma_t = 1347$  N/mm<sup>2</sup>.



| Ensayo    | L (mm) | S (mm) | b(mm) | t (mm) |
|-----------|--------|--------|-------|--------|
| Flexión   | 150    | 50     | 25    | 2      |
| Cortadura | 20     | 10     | 10    | 2      |

Fig. 1 Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos estáticos

Tabla 1. Resistencias mecánicas del laminado IM7/8552 [0/90]<sub>4s</sub>.

| Ensayo              | Resistencia (N/mm <sup>2</sup> ) |         | Coef. de variación $\sigma/\mu$ |
|---------------------|----------------------------------|---------|---------------------------------|
|                     | media                            | mediana |                                 |
| Tracción $\sigma_t$ | 1319.2                           | 1347    | 0.066                           |
| Flexión $\sigma_f$  | 1068.1                           | 1080.3  | 0.070                           |
| Cortadura $\tau_i$  | 51.62                            | 50.4    | 0.131                           |

En general, en el programa experimental de carga con amplitud constante se realizaron cinco ensayos por nivel de carga, con una relación de tensiones constante  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = 0.1$ . En el nivel del 70% únicamente se consideró la realización de un ensayo con el objetivo de comprobar la tendencia de la curva S-N del material, dada la larga duración de los ensayos observada para los niveles superiores.

En los ensayos de fatiga por bloques, se realizaron dos secuencias de carga, una de ellas con valores de tensión

decrecientes ( $82.5\% \sigma_i - 80\% \sigma_i - 77.5\% \sigma_i - 75\% \sigma_i$ ) y otra con valores crecientes ( $75\% \sigma_i - 77.5\% \sigma_i - 80\% \sigma_i - 82.5\% \sigma_i$ ). Como en el anterior programa, se llevaron a cabo cinco ensayos para cada secuencia, manteniendo una relación de tensiones  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$ .

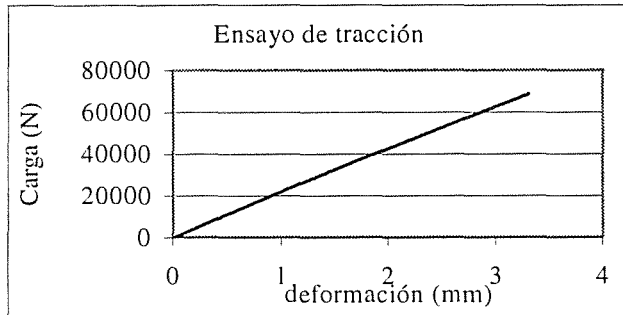


Fig. 2 Curvas carga-deformación del ensayo estático de tracción y de flexión para el laminado IM7/8552 [0/90]<sub>4s</sub>

### 3. FATIGA A TRACCIÓN DE AMPLITUD CONSTANTE.

Como ha sido comentado anteriormente, en los ensayos de fatiga a tracción de amplitud constante se realizaron cinco ensayos por nivel de carga correspondiente a los cinco porcentajes de  $\sigma_i$  elegidos. El número de ciclos a rotura obtenidos para cada nivel de carga, aparecen representados en la figura 3.

A la vista de los puntos representados en la figura 3 cabe destacar:

1. La considerable dispersión obtenida en los ensayos estáticos repercute en los resultados de los ensayos de fatiga de alto nivel de carga, ya que en algunos casos se produce la rotura después de un bajo número de ciclos. Como consecuencia, la dispersión de los ensayos de fatiga en los niveles altos de carga ha sido también bastante alta.

2. Con el objetivo de comprobar la tendencia de la curva S-N se realizó un único ensayo al nivel del 70%.

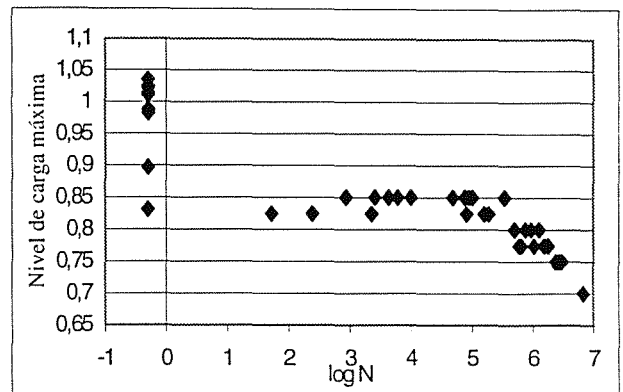


Fig. 3. Representación del número de ciclos a rotura en el ensayo de fatiga a tracción de amplitud constante.

En cuanto a la forma de rotura, las probetas ensayadas a altos niveles de carga presentan una rotura similar a la estática, es decir, en primer lugar se produce la rotura de la matriz y posteriormente la rotura de fibras, mientras que en los niveles más bajos la rotura es por deslaminación de capas.

La curva deformación-número de ciclos, tal como se refleja en la figura 4, sigue la tendencia de la mayoría de los materiales en carga por fatiga, con una zona inicial de crecimiento rápido, una zona central de crecimiento lineal con pequeña pendiente y una zona final de crecimiento rápido hasta la rotura.

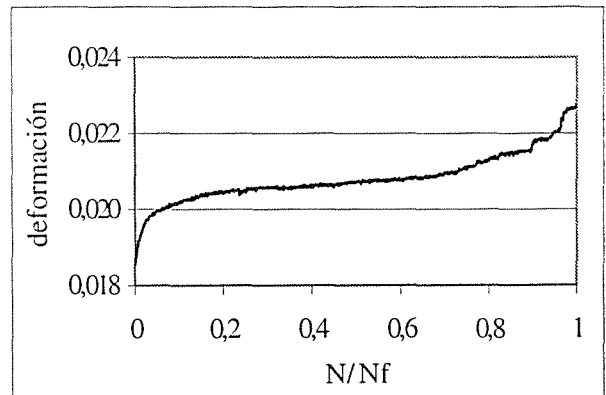


Fig. 4. Curva deformación-número de ciclos para un ensayo de fatiga a tracción.

En la figura 5 se muestra la variación del módulo de elasticidad con el número de ciclos para un ensayo al 75% de la carga de rotura. La pérdida de rigidez, similar para todos los niveles, es aproximadamente lineal con el número de ciclos, cuando se representa en escala logarítmica. La reducción total del módulo de elasticidad hasta la rotura se estima en un 15% del valor inicial.

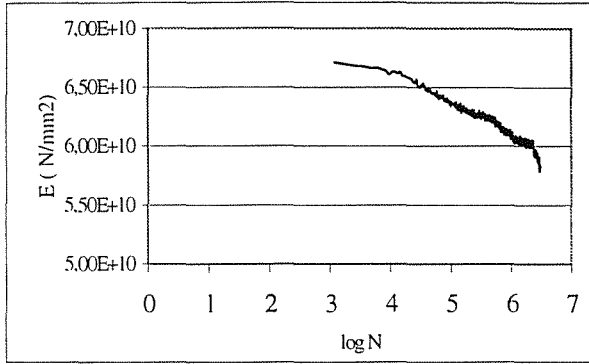


Fig. 5. Variación del módulo de elasticidad del material con el número de ciclos a fatiga en el ensayo de tracción.

4. EVALUACION ESTADISTICA DE LOS RESULTADOS DE FATIGA A TRACCION.

4.1 Normalización.

Dado que en el programa de ensayos realizado se disponía solamente de cinco ensayos por nivel, se juzgó oportuno agrupar todas las muestras formando un único colectivo mediante un procedimiento de normalización, con el fin de aumentar la fiabilidad de la evaluación [6]. Puesto que la distribución de Weibull se mantiene estable al ser sometida a una normalización del tipo:

$$Z = \frac{X - \mu}{\sigma} \tag{2}$$

la función de distribución de Weibull, para la nueva variable Z, puede escribirse

$$F(Z; \delta, \lambda, \beta) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{X - \lambda - \mu}{\frac{\delta}{\sigma}} \right)^\beta \right] \tag{3}$$

con lo que finalmente se llega a la expresión:

$$F(Z; \delta^*, \lambda^*, \beta^*) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{X - \lambda^*}{\delta^*} \right)^{\beta^*} \right] \tag{4}$$

donde  $\delta^* = \frac{\delta}{\sigma}$ ,  $\lambda^* = \frac{\lambda - \mu}{\sigma}$ ,  $\beta^* = \beta$

El procedimiento comprende, por tanto, la estimación de la media y la desviación típica por nivel, la normalización de los resultados según (2), la estimación de los parámetros de la nueva distribución de Weibull y la desnormalización para el cálculo de los parámetros de las distribuciones para cada nivel, y en su caso, el cálculo de los percentiles de interés[7].

4.2 Dominios de atracción y estimación de parámetros

La determinación del dominio de atracción de las muestras de resultados se realizó mediante el método de los papeles probabilísticos [3], según el cual la representación de los resultados experimentales en papel probabilístico de Gumbel permite determinar el dominio de atracción al que pertenece la muestra. En el presente caso (figura 6), la convexidad de la cola izquierda (inclinación hacia abajo) es indicativa de que la muestra pertenece a la familia de funciones de Weibull de tres parámetros.

El proceso de estimación de parámetros se inicia con un ajuste del parámetro de localización,  $\lambda$ , hasta lograr una linealización apreciable de los resultados en la cola izquierda en el papel probabilístico de Weibull, lo que se consigue para  $\lambda = -1.2$  (figura 7). A partir de ese valor se estimaron los otros parámetros, el de forma,  $\beta$ , y el de escala,  $\delta$ .

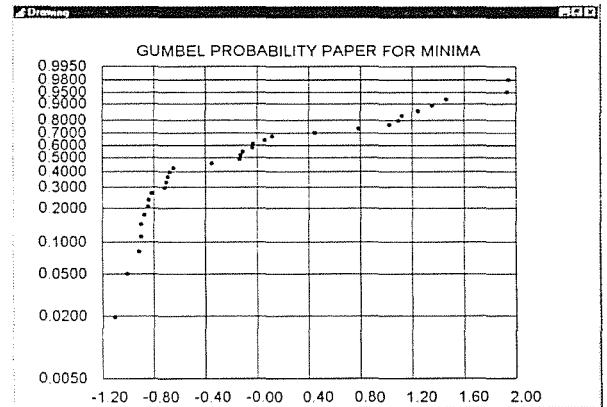


Fig. 6. Dominio de atracción de Weibull para las muestras normalizadas de resultados de fatiga a tracción.

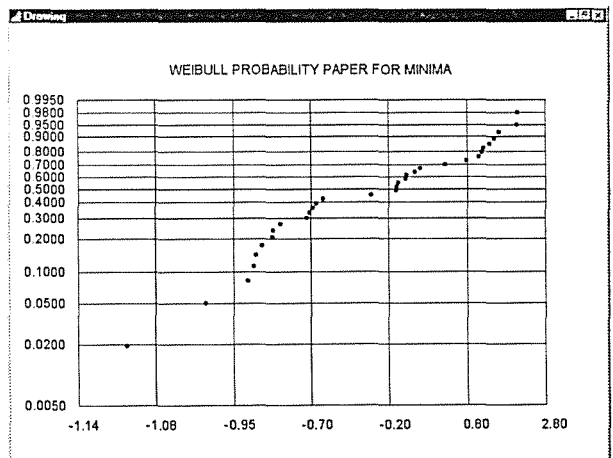


Fig. 7. Representación de Weibull de las muestras normalizadas de resultados de fatiga a tracción.

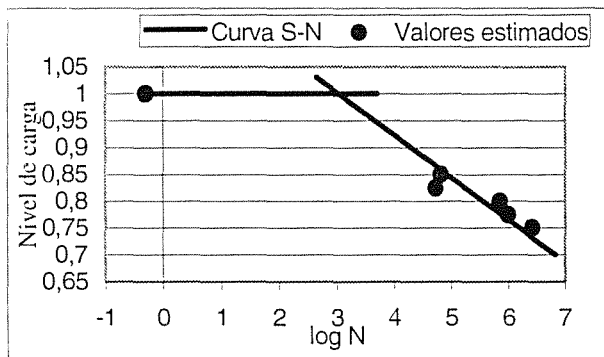
Tras la estimación de los parámetros de la función de Weibull, se calcularon el número de ciclos por nivel para una probabilidad de rotura del 5% (valor de diseño) y del 50% del material (tabla 2).

Debido a la gran dispersión que se presenta en los resultados de los niveles más altos de la carga (indicativa de que en éstos se producen roturas estáticas y dinámicas simultáneamente), se obtienen valores negativos, es decir, incongruentes para probabilidades de rotura baja, razón por la cual no aparecen representados en la tabla.

**Tabla 2.** Número de ciclos estimado para probabilidades del 5% y del 50%.

| Nivel de carga ( $\sigma_{max}$ ) | Pr ( 5%) | Pr ( 50%) |
|-----------------------------------|----------|-----------|
| 85% $\sigma_1$                    | -        | 65725     |
| 82.5% $\sigma_1$                  | -        | 53309     |
| 80% $\sigma_1$                    | 448294   | 718248    |
| 77.5% $\sigma_1$                  | 557250   | 995514    |
| 75% $\sigma_1$                    | 2355251  | 2619314   |

Asimismo, dado que la gran duración de los ensayos sólo permite determinar la zona más alta de la curva S-N, el ajuste se limita a una forma bilineal, como se indica en la figura 8 para una probabilidad de rotura del 50%.



**Fig. 8.** Valores de números de ciclos estimados para una probabilidad de rotura del 50% y ajuste de la curva S-N del material.

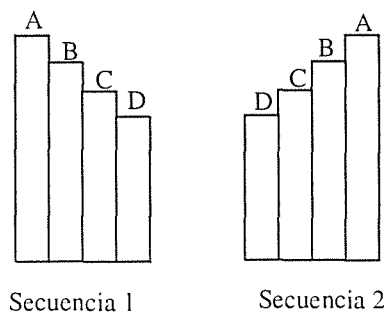
**5. FATIGA POR BLOQUES DE CARGA.**

Dentro de la experimentación a fatiga por bloques, se realizaron hasta el momento, dos secuencias, que aparecen indicadas en la figura 9.

Para evitar efectos secuencia, se han realizado los ensayos con una duración por bloque que corresponde a un incremento del número de Miner igual a  $\Delta M = 0.005$ . La duración de cada bloque ha sido deducida a partir del número de ciclos estimado en los

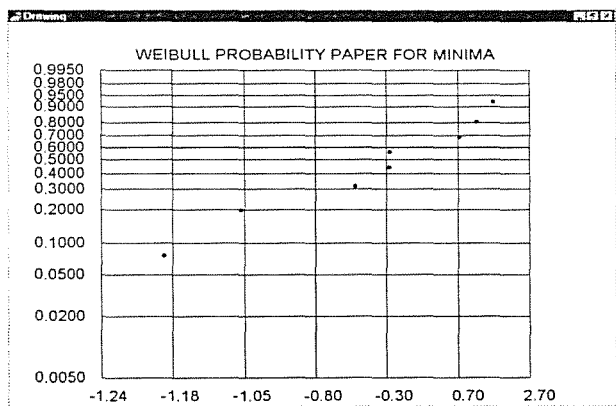
ensayos de fatiga con amplitud constante, para una probabilidad de rotura del 50%.

Al igual que en los ensayos de fatiga de amplitud constante, en el caso de los bloques de carga se llevó a cabo la evaluación del número de Miner a través de una normalización estadística de los resultados de los ensayos, la determinación del dominio de atracción de Weibull y la estimación de los parámetros de la función de distribución [8, 9].



**Fig. 9.** Secuencias y nivel de carga en ensayos a fatiga por bloques (A = 82.5%  $\sigma_1$ , B = 80%  $\sigma_1$ , C = 77.5%  $\sigma_1$ , D = 75%  $\sigma_1$ ).

En la figura 9 se muestra el ajuste a través del parámetro de localización en papel probabilístico de Weibull, que en este caso, por pura casualidad repite casi el mismo valor anterior  $\lambda = -1.3$ . Una vez fijado el parámetro de localización se estimaron los otros dos restantes.



**Fig. 9.** Representación de Weibull de las muestras normalizadas de resultados de fatiga por bloques de carga,  $\lambda = -1.3$ .

A partir de la función de distribución de Weibull, se determinaron los valores del número de Miner del material para probabilidades de rotura del 5% y del 50%, que se muestran en la tabla 3.



**Tabla 3.** Número de Miner estimado para probabilidades de rotura del 5% y 50% .

|             | Pr ( 5%) | Pr ( 50%) |
|-------------|----------|-----------|
| Nº de Miner | 0.24     | 0,8       |

**6. CONCLUSIONES.**

Las altas prestaciones en fatiga del material ensayado impiden un ajuste fiable de la curva S-N, al no ser realizables en la práctica, ensayos para bajos niveles de carga, debido a una exagerada duración. En consecuencia, la curva S-N se define simplificada en forma bilineal.

La dispersión de los resultados relativos a la resistencia estática del material plantea dificultades para la elección de los niveles de carga altos, al producir para ellos roturas estáticas o de fatiga indistintamente.

Como es conocido de la bibliografía especializada, los bajos valores del número de Miner que resultan para probabilidades de diseño (por ejemplo Pr=0.05), aconsejan un análisis estadístico cuidadoso para su utilización como datos en el dimensionamiento práctico.

**7. AGRADECIMIENTOS.**

Los autores agradecen la financiación económica recibida de la CICYT a través del proyecto de investigación MAT95-0613-C02-01, así como el permiso de utilización del programa EXTREMES y el asesoramiento estadístico dispensado por el profesor Castillo Ron de la Universidad de Cantabria.

**8. REFERENCIAS.**

[1] Fernández Canteli A., " Statistical Interpretation of the Miner-number Using an Index of Probability of Total Damage". IABSE Colloquium, Lausanne, 1982.

[2] Lewis L.L., "Introduction to Reliability Engineering". John Wiley &Son, Inc. 1987.

[3] Castillo E., "Extreme Value Theory in Engineering" Academic Press, 1980.

[4] Castillo E., Fernández Canteli A., Esslinger V., Thürliman B. "Statistical Model for Fatigue Analysis of Wires, Strands and Cables". IABSE Periódica 4/1985.

[5] Castillo E., Alvarez E., Cobo A., Herrero T., "An Expert System for the Analysis of Extreme Value Problems". Universidad de Cantabria, 1993.

[6] Whitney J.M., "Fatigue Characterization of Composite Materials". Fatigue of Fibrous Composite Materials ASTM STP 723, 1979.

[7] Fernández Canteli A., Lamela M.J., García M.A., Castillo E., "Sobre la evaluación de resultados dispersos de fatiga estadísticamente no-homogéneos" Anales de Mecánica de la Fractura, vol. 14, 1997

[8] Lamela M.J., Fernández Canteli A., Reiter H., Harris B., "Comparative statistical analysis of the fatigue of composites under different modes of loading" Journal of Materials Science, vol. 16, 1997.

[9] Adam T., Gathercole N., Reiter H., Harris B., "Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites: II. Variable-amplitude loading" Fatigue, vol. 16, 1994.

## INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LA FRACTURA DE Y-TZP

D. Casellas, L. Llanes y M. Anglada  
 Universidad Politécnica de Cataluña  
 E.T.S.I.I.B. Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.  
 Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

**Resumen.** En este trabajo se han evaluado las propiedades de fractura de dos microestructuras de Y-TZP, una de grano fino y otra obtenida por tratamiento a 1650 °C durante dos horas. Éste produce un notable aumento de tenacidad, relacionado con la mayor importancia que cobra el mecanismo de transformación de fase. Los resultados de resistencia a fractura se han ajustado a funciones de distribución de Weibull de dos y tres parámetros. Los resultados indican que el material tratado térmicamente ofrece mayor control de los defectos naturales y que su comportamiento se describe por una función de tres parámetros, mientras que el material de grano fino sigue una distribución de dos parámetros.

**Abstract.** Fracture properties of two microstructurally different Y-TZP (fine- and coarse-grained) have been studied. The coarse-grained zirconia exhibited a clear increase in fracture toughness, due to the larger effect of stress induced phase transformation. Strength results were fitted to a Weibull distribution function. The results of such a fitting indicated that the coarse-grained material presented a higher degree of flaw tolerance, and followed a three-parameter Weibull function, while the fine-grained one was rather described through a two-parameter function.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales cerámicos de base circona ofrecen atractivas propiedades mecánicas que les sitúan como candidatos para aplicaciones estructurales. La razón de los elevados valores de resistencia y tenacidad de estos materiales cabe buscarla en la transformación de fase circona tetragonal a monoclínica inducida por tensión, la cual promueve el cierre de fisura a través de esfuerzos compresivos generados en su estela [1]. Controlando la cantidad de estabilizante, generalmente  $Y_2O_3$  o  $MgO$ , se pueden conseguir cerámicas con fase tetragonal metaestabilizada a temperatura ambiente. Así, para cantidades de estabilizante entre 2 y 3% molar se obtienen cerámicas totalmente tetragonales, denominadas TZP (*tetragonal zirconia polycrystals*). Estos materiales sinterizan a temperaturas bajas, entre 1400 y 1500 °C, pudiendo conseguirse un tamaño de grano muy fino (0.2-2  $\mu m$ ) y por tanto materiales de resistencia muy alta (alrededor de 1000 MPa), aunque con valores de tenacidad modestos (4-6  $MPa m^{1/2}$ ) [2]. Para cantidades de estabilizante entre 3 y 6% molar se obtienen las cerámicas conocidas como parcialmente estabilizadas o PSZ (*partially stabilised zirconia*). Estos materiales requieren temperaturas de sinterización más elevadas, entre 1750 y 2000 °C, y una etapa posterior de enfriamiento lento. Esto resulta en una microestructura de granos cúbicos grandes que contienen en su interior precipitados tetragonales. Los materiales PSZ tienen valores de resistencia más bajos pero presentan una mayor tenacidad de fractura (superior a los 10  $MPa m^{1/2}$ ) que las Y-TZP [2].

La fractura de componentes cerámicos viene regida por la propagación de fisuras originadas en los procesos de manufactura y producción. Así, siempre se obtiene una dispersión de resultados cuando se determina experimentalmente la resistencia de un material cerámico. La función estadística que se usa comúnmente para tratar los datos de resistencia es la función de distribución de Weibull [3]:

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma - \sigma_{f0}}{\sigma_0} \right)^n \right] \quad (1)$$

donde  $P_f$  es la probabilidad de rotura,  $\sigma$  la resistencia aplicada,  $\sigma_{f0}$  la resistencia para la cual  $P_f$  es cero,  $\sigma_0$  se denomina resistencia característica y se define como la  $\sigma$  que tiene probabilidad de fallo del 63.2%, y  $m$  es el módulo de Weibull. El valor de  $m$  informa del ancho de la distribución de datos. A mayores valores de  $m$ , más estrecha es la distribución, menos dispersión de resultados y por tanto más reproducible será el valor de resistencia calculado.

El objetivo de este trabajo es determinar los valores de resistencia para diferentes microestructuras en materiales Y-TZP usando parámetros estadísticos. Finalmente, los valores evaluados se relacionaron con las características microestructurales de cada condición estudiada.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Materiales

El material estudiado es una Y-TZP, estabilizada con un 2.8% molar de  $Y_2O_3$ . Las probetas son cilíndricas con un diámetro de 8 mm. Con el fin de introducir variaciones microestructurales en el material de partida (denominado como AR) se realizó un tratamiento térmico a 1650 °C durante dos horas (material denominado como 1650). Además, para cada condición se introdujeron grietas superficiales con un penetrador Vickers [4], usando una carga de 392 N. Para eliminar las tensiones residuales originadas por el penetrador se trataron las probetas a 1100 °C durante 1 hora.

El tamaño de grano de cada condición se determinó mediante un equipo de análisis de imagen, obteniendo el diámetro circular equivalente. Para revelar la microestructura se realizó un ataque térmico (1400 °C 1 hora) en una superficie plana y pulida de cada material.

Se prepararon muestras para microscopía electrónica de transmisión (MET) y se realizaron difracciones de electrones para determinar la simetría de determinados granos de cada material.

### 2.2 Ensayos mecánicos

Para cada una de las condiciones se determinó su resistencia a flexión por tres puntos usando 30 probetas, tanto para el material indentado, o sea con un sistema de grietas Vickers en la superficie, como para probetas que contienen únicamente los defectos naturales resultantes del proceso de elaboración. Los resultados obtenidos se ajustan a distribuciones estadísticas de tipo Weibull, de dos y tres parámetros y a distribuciones lognormales.

Se determinó la tenacidad de fractura de cada material usando varios métodos: (a) a partir de la longitud de las grietas de indentación (IM), (b) utilizando la resistencia a fractura de probetas indentadas (ISB) y (c) a partir de las dimensiones de grietas superficiales sin tensiones residuales (SCF) [5].

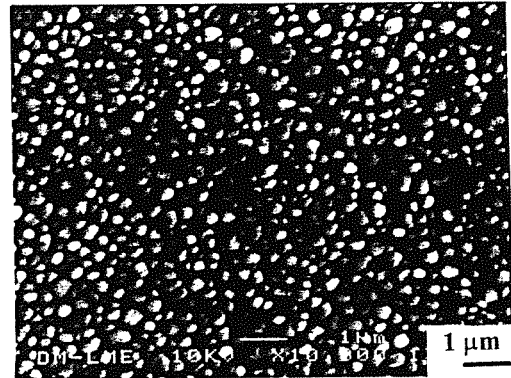
Las observaciones fractográficas se realizaron mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

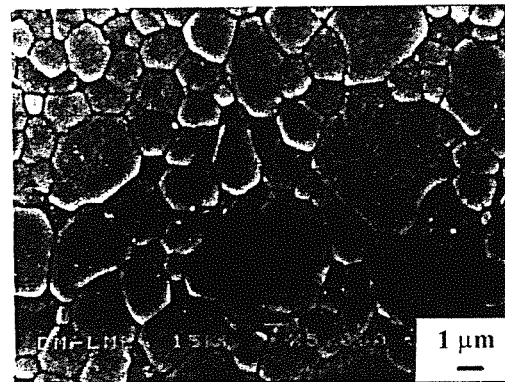
### 3.1 Microestructura

El tratamiento térmico produce importantes variaciones microestructurales. La condición AR presenta una microestructura homogénea de grano muy fino ( $0.30 \pm 0.01 \mu\text{m}$ ) (figura 1a). En cambio, la microestructura del material 1650 es muy heterogénea, y consiste en granos de tamaño considerable ( $2.71 \pm 0.18 \mu\text{m}$ ), rodeados por

granos más pequeños ( $0.91 \pm 0.01 \mu\text{m}$ ) (figura 1b). La fracción volumétrica de estos granos grandes alcanza un 60%.



(a)



(b)

Figura 1: Microestructuras de: (a) AR, y (b) 1650.

Las observaciones mediante MET y las consiguientes difracciones de electrones para la condición AR mostraron una microestructura de granos tetragonales en su totalidad. Para la condición 1650 el estudio se dirigió a los granos pequeños y grandes por separado. Así, los pequeños son de simetría tetragonal, mientras que en los grandes se observó la presencia de un contraste tipo 'tweed'. Esto se debe a que los granos son de fase cúbica y contienen precipitados tetragonales muy finos, típicos de los materiales PSZ, formados por descomposición difusiva de la fase cúbica [6]. Para detectar la presencia de estos precipitados tetragonales fue necesario obtener difracciones en ejes de zona donde ciertas difracciones para la simetría cúbica están prohibidas. Por tanto este material se puede considerar como una mezcla de Y-TZP e Y-PSZ. En la bibliografía también se detecta este fenómeno, llegando a obtener una microestructura totalmente Y-PSZ para tiempos muy largos de tratamiento térmico [7].

### 3.2 Tenacidad de fractura

Los valores obtenidos de tenacidad de fractura ( $K_{Ic}$ ) se muestran en la tabla 1, según el método usado. En general, se observa un claro aumento para 1650.

| Material | IM            | ISB           | SCF           |
|----------|---------------|---------------|---------------|
| AR       | $3.3 \pm 0.2$ | $5.5 \pm 0.1$ | $5.0 \pm 0.1$ |
| 1650     | $5.6 \pm 0.5$ | $7.4 \pm 0.4$ | $8.3 \pm 0.2$ |

Tabla 1: Valores de  $K_{Ic}$  para cada condición, según el método usado.

### 3.3 Resistencia mecánica

Los resultados de los ensayos de flexión para cada condición y tipo de grietas se muestran en la tabla 2. Además en esta tabla se incluye la relación entre los valores máximos y mínimos de resistencia hallados para indicar el grado de dispersión de los resultados.

| Defectos naturales     | $\sigma$ (MPa) | $\sigma_{max} / \sigma_{min}$ |
|------------------------|----------------|-------------------------------|
| AR                     | $1068 \pm 93$  | 1.50                          |
| 1650                   | $1034 \pm 66$  | 1.25                          |
| Fisuras de indentación | $\sigma$ (MPa) | $\sigma_{max} / \sigma_{min}$ |
| AR                     | $251 \pm 9$    | 1.15                          |
| 1650                   | $471 \pm 31$   | 1.25                          |

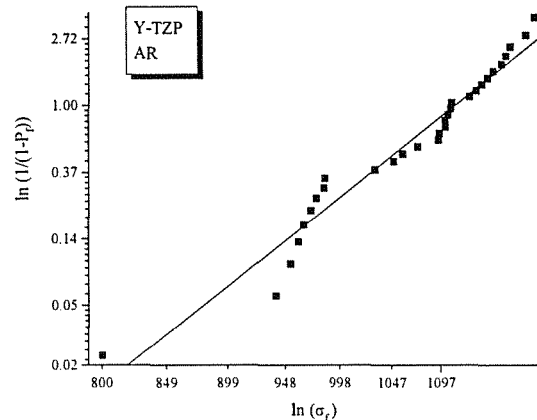
Tabla 2: Valores de resistencia a flexión.

En la tabla anterior se puede ver que el valor de resistencia para probetas con defectos naturales se mantiene aproximadamente igual, a pesar de los cambios en el tamaño de grano. Para probetas con fisuras de indentación la resistencia aumenta con la temperatura de tratamiento, puesto que está relacionado directamente con la tenacidad (método SCF).

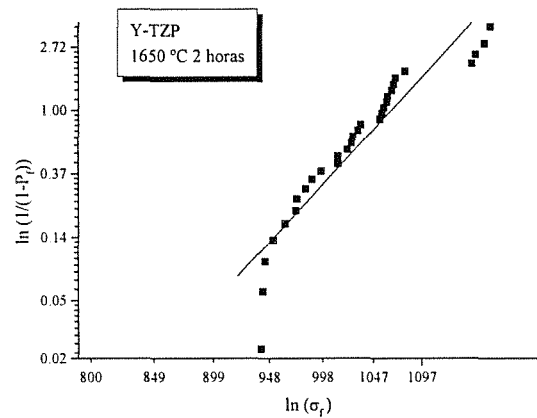
Los resultados de resistencia se ajustan a funciones de distribución de tipo Weibull (ecuación 1) de dos y tres parámetros ( $\sigma_0 \neq 0$ ) y lognormal. Para comprobar cual de estas funciones ajusta mejor los datos experimentales se representan gráficamente y se usa el coeficiente de determinación ( $r^2$ ), comparándolo con el coeficiente crítico de correlación (ccc). Este coeficiente ccc se obtiene por simulación mediante el método de Montecarlo y está disponible en la bibliografía [3]. Cuanto más positiva sea la diferencia entre  $r^2$  y  $ccc^2$  mejor será el ajuste. La función de Weibull de tres parámetros suele dar mejor ajuste puesto que es una función más compleja, pero para que éste sea bueno el valor de  $r^2$  que cumple la condición  $r^2 > ccc^2$  debe ser superior al correspondiente a dos parámetros [3].

En la figura 2 se representan los datos experimentales de resistencia para probetas lisas, ajustados a una función tipo Weibull de dos parámetros y en la tabla 3 se dan los valores de  $m$  y  $\sigma_0$  obtenidos. Se puede ver que  $m$

aumenta con el tratamiento térmico y por tanto disminuye la variabilidad en los resultados de resistencia, lo que concuerda con los cocientes de la tabla 2 ( $\sigma_{max} / \sigma_{min}$ ). El ajuste a funciones de Weibull de tres parámetros sólo dio mejores resultados para el material 1650 ( $m=1.66$ ,  $\sigma_0=920$ ), mientras que la función lognormal no funcionó para ninguno de los materiales. Cabe destacar que los valores de  $m$  para funciones de dos y tres parámetros no son comparables entre si, siendo menores para funciones de tres parámetros porque el ajuste da relaciones más lineales.



(a)



(b)

Figura 2: Distribución de los valores de resistencia para los materiales estudiados: (a) AR y (b) 1650.

| Material | $m$ | $\sigma_0$ (MPa) |
|----------|-----|------------------|
| AR       | 13  | 1107             |
| 1650     | 20  | 1060             |

Tabla 3: Valores de  $m$  y  $\sigma_0$ , obtenidos por ajuste a funciones de Weibull de dos parámetros, para probetas lisas.

Para los resultados experimentales de probetas con fisuras de indentación, la función de Weibull de tres parámetros ofrece buenos ajustes. Sin embargo el mejor

resultado se obtiene con la función lognormal. En la tabla 4 se dan los valores de  $m$  (para tres parámetros),  $\sigma_0$  y  $\sigma_{70}$  obtenidos para cada material.

| Material | $m$ | $\sigma_{70}$ (MPa) | $\sigma_0$ (MPa) |
|----------|-----|---------------------|------------------|
| AR       | 6.3 | 200                 | 55               |
| 1650     | 2.3 | 400                 | 77               |

**Tabla 4:** Valores de  $m$  y  $\sigma_0$ , obtenidos por ajuste a funciones de Weibull de tres parámetros, para probetas con indentaciones.

Respecto a la morfología de las grietas de indentación, éstas son inicialmente de tipo Palmqvist [4], adquiriendo una morfología semielíptica después del tratamiento térmico, con un ligamento central no fracturado alrededor de la huella del penetrador.

#### 4. DISCUSIÓN

##### 4.1 Tenacidad de fractura y resistencia mecánica

En cerámicas de base zircona, el tamaño de los granos o precipitados de  $ZrO_2$  determina la facilidad con que se da la transformación de fase activada por tensión. Así, se define un tamaño de precipitado o diámetro de grano crítico, que desarrolla una tenacidad óptima. Para microestructuras muy finas, por debajo del diámetro crítico, la tensión necesaria para activar la transformación de fase es alta. Esto produce una zona transformada de pequeñas dimensiones que se traduce en un valor modesto de tenacidad [8, 9]. En cambio, para mayores tamaños de grano, alrededor del tamaño crítico, la transformación se produce a tensiones más bajas, aumentando la extensión de la zona transformada, dando lugar a valores más altos de tenacidad [9].

Teniendo en cuenta lo expuesto anteriormente, el aumento de  $K_{Ic}$  mostrado en la tabla 1 para el material tratado térmicamente se puede explicar a partir de las variaciones microestructurales. Para materiales TZP el tamaño de grano crítico para el inicio de la transformación de fase activada por tensión ha sido calculado por Lange entre 0.3 y 1  $\mu m$  [10]. El tratamiento térmico aumenta el tamaño de grano y desplaza la población de granos hacia valores más próximos al diámetro crítico. Precisamente, Ruiz y Readey [11] explican el aumento de tenacidad para este tratamiento térmico por el mayor grado de transformación de fase. En materiales Y-PSZ la presencia de precipitados tetragonales en el interior de los granos, originados por los tratamientos térmicos, produce un aumento de la resistencia a la fractura transgranular y mejora el valor de  $K_{Ic}$  con respecto a los materiales sin envejecer [7]. El tratamiento a 1650 °C durante dos horas prácticamente duplica la tenacidad. Esto se explica tanto por el mayor tamaño de grano del

material, como por la presencia de granos grandes de fase cúbica con precipitados tetragonales en su interior.

Respecto a la resistencia a flexión para defectos naturales, ésta no varía mucho, porque el incremento de tenacidad compensa el aumento introducido en el tamaño de grano, y por tanto en el defecto crítico. Para mostrar este efecto se midieron las dimensiones de los defectos que originaron la fractura en AR y 1650, y se compararon las relaciones entre los defectos críticos ( $a_c$ ) y tamaños de grano ( $d$ ) para cada material, obteniendo valores muy similares (tabla 5).

| $a_c$ ( $\mu m$ )<br>AR | $a_c$ ( $\mu m$ )<br>1650 | $\frac{a_c(AR)}{a_c(1650)}$ | $\frac{d(AR)}{d(1650)}$ |
|-------------------------|---------------------------|-----------------------------|-------------------------|
| $8 \pm 3$               | $40 \pm 8$                | $0.20 \pm 0.07$             | $0.30 \pm 0.15$         |

**Tabla 5:** Relación entre el tamaño crítico de defecto ( $a_c$ ) y el tamaño de grano ( $d$ ).

Para producir variaciones en el módulo de Weibull no es suficiente con aumentar la tenacidad en valor absoluto. Así, Kendall y col. [12] fueron los primeros en observar, trabajando con  $TiO_2$ , que pese a obtener incrementos de tenacidad superiores en un orden de magnitud, el valor de  $m$  permanecía prácticamente constante. En cambio, al considerar materiales que presentaran curva-R el módulo de Weibull aumenta al compararlo con materiales sin dicho comportamiento, debido a que la tenacidad aumenta con la longitud de la fisura. Más recientemente, se han obtenido importantes variaciones en el valor de  $m$ , relacionadas con el comportamiento de curva-R en Ce-TZP [13]. Estos materiales presentan una marcada curva-R a temperatura ambiente, pero prácticamente nula a temperaturas elevadas. Así, en ensayos a temperatura ambiente se obtuvo un módulo de Weibull de 92, mientras que a 600 °C el valor de  $m$  descendió hasta 9. Teniendo en cuenta que la distribución de defectos es idéntica en ambas condiciones, la diferencia en la distribución de resistencias sólo pudo ser consecuencia del marcado efecto de curva-R.

Para materiales TZP de grano fino (como el de la condición AR en este estudio) Readey y col. obtuvieron valores bajos de  $m$ , similares a los determinados en este trabajo, y lo relacionaron con la poca curva-R que presentan estos materiales [14]. En el mismo trabajo también evaluaron  $m$  para un material TZP de grano más grande (0.86  $\mu m$ ), sin observar cambios significativos ni en  $m$  ni en su curva-R. El tratamiento térmico a 1650 °C durante dos horas aumenta el tamaño de grano y las dimensiones de los defectos existentes, pero no cambia su distribución. Por tanto, el aumento de  $m$  calculado en el presente trabajo se puede atribuir a un mayor efecto de curva-R, puesto que su microestructura no puede considerarse como una TZP pura, sino una mezcla entre TZP y PSZ. Precisamente las PSZ desarrollan zonas transformadas más extensas y

presentan mayor tolerancia a los defectos debido a su curva-R más pronunciada [14-15].

**4.2 Funciones estadísticas**

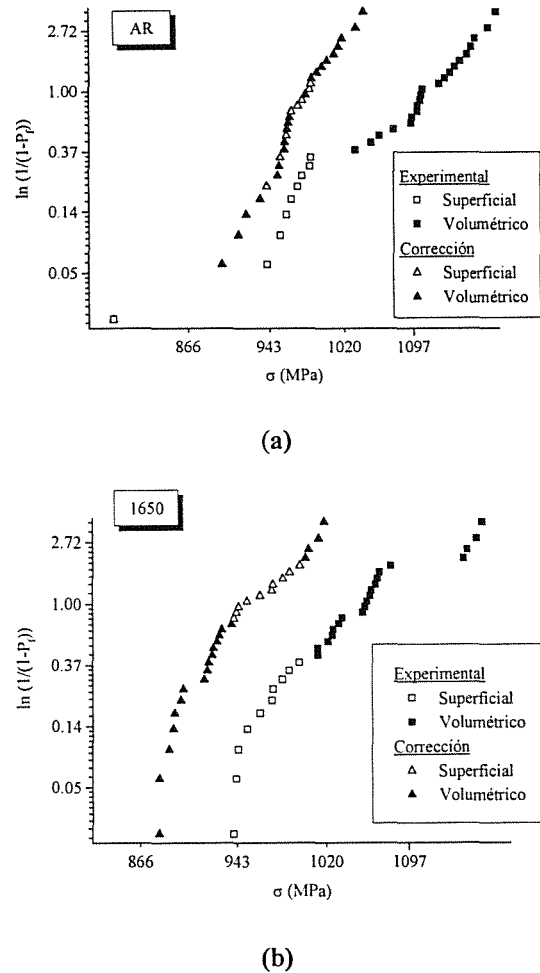
De entre las funciones estadísticas usadas para describir los resultados experimentales de resistencia para probetas con defectos naturales, la distribución de Weibull de dos parámetros ofrece mejores ajustes para el material AR, pero no lo hace para el material 1650. Para este caso se puede apreciar en la figura 2b que los resultados experimentales producen una representación cóncava. Este comportamiento se puede explicar por la existencia de dos poblaciones de defectos, o bien por la presencia de curva-R [13]. La primera posibilidad se descarta, puesto que se realizó un estudio estereográfico de la distribución de poros en la superficie pulida de los materiales, sin apreciar dos distribuciones de defectos. Sin embargo, existe otro punto a tener en cuenta, el modo de aplicación de carga que en este caso es de flexión por tres puntos. Así, la distribución de tensiones no es homogénea en toda la probeta, siendo máxima en la superficie y nula en el centro de la probeta. Para obtener la tensión local que produjo la fractura se analizaron las superficies de fractura de AR y 1650 y se localizó el defecto crítico. Los valores de resistencia más bajos se atribuyeron a defectos superficiales, y los más altos a defectos volumétricos. Esta corrección es necesaria porque en probetas cilíndricas el volumen de material afectado por la carga máxima depende fuertemente de la distancia a la superficie. Dado que la resistencia calculada experimentalmente es superficial, hay que determinar cuál es la tensión real que causó la fractura y usarla en los cálculos estadísticos. Una vez obtenidos los valores de resistencias reales correspondientes, se compararon con los valores experimentales y se observó que *m* aumentaba (tabla 6). Por tanto, si la distribución de carga fuera homogénea (p.e. aplicación de carga uniaxial) los resultados diferirían de los obtenidos en flexión por tres puntos.

| Material | <i>m</i> | <i>m</i> * | $\sigma_{max} / \sigma_{min}$ | $(\sigma_{max} / \sigma_{min})^*$ |
|----------|----------|------------|-------------------------------|-----------------------------------|
| AR       | 13       | 25         | 1.50                          | 1.31                              |
| 1650     | 20       | 29         | 1.25                          | 1.16                              |

**Tabla 6:** Valores de *m* y  $\sigma_{max} / \sigma_{min}$  para los resultados corregidos (indicados con \*) y sin corregir.

Para el material AR la corrección de resistencias elimina la separación entre grupos de puntos que se observa en la figura 2a (figura 3a), y mejora el ajuste a una función Weibull de dos parámetros. En cambio, para el material 1650, la corrección reduce la dispersión de resultados pero mantiene la presencia del codo. Esta concavidad se explicaría por la existencia de un efecto pronunciado de curva-R, que afectaría más a las probetas con grietas mayores, es decir con menor resistencia. Como se comentó anteriormente la microestructura de este material, próxima a una PSZ, puede desarrollar una

curva-R más extensa que una TZP de grano fino. De todos modos sería necesario evaluar el comportamiento de curva-R de este material, para confirmar dicha hipótesis.



**Figura 3:** Ajustes a funciones tipo Weibull de dos parámetros de los resultados de resistencia corregidos y sin corregir, para: (a) AR y (b) 1650. Se indica si el defecto crítico es superficial o volumétrico.

Para obtener mejores resultados en el material 1650, se ajustan los valores de resistencia experimentales y corregidos a una función de Weibull de tres parámetros, (tabla 7). Los ajustes son bastante buenos dando representaciones gráficas casi lineales y con valores de *r*<sup>2</sup> superiores a *ccc*<sup>2</sup>.

Para las grietas superficiales de indentación, la distribución lognormal es la mejor elección, aunque una función de Weibull de tres parámetros también da buenos resultados, y es preferible utilizarla a una de dos parámetros para describir el comportamiento de este tipo de fisuras. La diferencia entre las distribuciones de tipo lognormal y Weibull radica en los ajustes para los valores extremos, siendo ésta última más conservadora. La función de distribución lognormal describe fenómenos físicos donde existe una cota inferior y

superior. Éste precisamente es el caso de las grietas de indentación, ya que la resistencia no puede ser muy inferior a la media, porque las variaciones en las dimensiones de la grietas introducidas no son muy altas. Sin embargo, la dispersión de resultados es mayor para el material 1650, que presenta mayor tenacidad (tabla 1), debido a que su microestructura es más heterogénea, y por tanto pequeñas variaciones en la punta del penetrador pueden originar fisuras ligeramente diferentes.

|                | m    | $\sigma_0$ | $\sigma_0$ |
|----------------|------|------------|------------|
| Experimentales | 1.66 | 920        | 124        |
| Corregidos     | 1.57 | 870        | 81         |

Tabla 7: Resultados de los ajustes a funciones de Weibull de tres parámetros para el material 1650.

5. CONCLUSIONES

Las conclusiones que se pueden extraer de este trabajo son las siguientes:

- El tratamiento térmico realizado a 1650 °C durante dos horas producen cambios significativos en las propiedades mecánicas, respecto al material TZP de grano fino, aumentando la tenacidad hasta valores superiores a 8 MPa m<sup>1/2</sup> y manteniendo la resistencia alrededor de 1000 MPa.
- El módulo de Weibull aumenta claramente para el material tratado a 1650 °C durante dos horas. Esto se explica por su microestructura heterogénea, formada por granos cúbicos grandes, con precipitados tetragonales en su interior, y granos tetragonales de menor tamaño, que puede presentar más efecto de curva-R que las TZP de grano fino y ofrecer mayor control de los defectos.
- Los valores del módulo de Weibull para probetas cilíndricas dependen fuertemente del modo de aplicación de carga. Para probetas cilíndricas sometidas a flexión por tres puntos es necesario efectuar correcciones para obtener la tensión real de fractura. De esta manera la dispersión de resultados disminuye y se ajusta mejor a una función de distribución de Weibull.
- Para el material tratado a 1650 °C durante dos horas sólo se obtuvieron buenos ajustes con funciones de Weibull de tres parámetros.
- El comportamiento de fisuras de indentación se puede describir tanto por funciones tipo Weibull de tres parámetros como por funciones lognormales.

6. REFERENCIAS

[1] R. McMeeking y A.G. Evans, "Mechanics of Transformation Toughening in Brittle Materials", *J. Am. Ceram. Soc.*, 65 242-51 (1982).

[2] N. Clausen, "Microstructural Design of Zirconia Toughened Ceramics (ZTC)", *Advances in Ceramics: Science and Technology of Zirconia II*, (Eds. N. Claussen, M. Ruhle and A.H. Heuer), Am. Ceram. Soc., Columbus OH, pp 325-51 (1984).

[3] The New Weibull Handbook, R. Abernethy, 2ª edición (1996).

[4] R.F. Cook y G.M. Pharr, "Direct Observations and Analysis of Indentation Cracking in Glasses and Ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.*, 73 (4) 787-817 (1990).

[5] M. Sakai y R.C. Bradt. "Fracture Toughness Testing of Brittle Materials", *International Materials Review*, 38 53-78 (1993).

[6] V. Lantieri, R.H. Heuer y T.E. Mitchell, "Tetragonal Phase in the System ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>", ver [2], pp 118-30.

[7] M. Matsuim, T. Soma y I. Oda, "Effects of Microstructure on the Strength of Y-TZP Components", ver [2], pp 371-81.

[8] R.M. Anderson y L.M. Braun, "Technique for the R-Curve Determination of Y-TZP using Indentation-Produced Flaws", *J. Am. Ceram. Soc.*, 73 (10) 3059-62 (1990).

[9] P.F. Becher y M.V. Swain, "Grain-Size-Dependent Transformation Behaviour in Polycrystalline Tetragonal Zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.*, 75 (3) 493-502 (1992).

[10] F.F. Lange, "Transformation-Toughened ZrO<sub>2</sub>: Correlation between Grain Size Control and Composition in the System ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>", *J. Am. Ceram. Soc.*, 69 (3) 240-2 (1986).

[11] L. Ruiz y M.J. Ready, "Effect of Heat Treatment on Grain Size, Phase Assemblage, and Mechanical Properties of 3 mol% Y-TZP", *J. Am. Ceram. Soc.*, 79 (9) 2331-40 (1996).

[12] K. Kendall, N. McN. Alford, S.R. Tan y J.D. Birchall, "Influence of Toughness on Weibull Modulus of Ceramic Bending Strength", *J. Mater. Res.*, 1 (1) 120-3 (1986).

[13] T. Fett, Contributions to the R-Curve Behaviour of Ceramic Materials, Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe, pp. 4-7, 89-95 (1994).

[14] M.J. Ready, C.L. McCallen, P.D. McNamara y B.R. Lawn, "Correlations between Flaw Tolerance and Reliability in Zirconia", *Jour. Mat. Sci.*, 28 6748-52 (1993).

[15] R.F. Cook y D.R. Clarke, "Fracture Stability, R-Curves and Strength Variability", *Acta Metall.*, 36 (3) 555-62 (1988).

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha financiado parcialmente por el proyecto CICYT MAT 94-431. Los autores agradecen a M. Marsal la asistencia técnica en las observaciones fractográficas. Además, un autor (D.C.) agradece a la Generalitat de Catalunya la beca FI concedida.

**INFLUENCIA DEL CONTENIDO EN CARBONO  
EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE UN ACERO SINTERIZADO**

H. D'Armas<sup>1</sup>, C. García<sup>1,2</sup>, L. Llanes<sup>1</sup>, J. Bas<sup>2</sup> y M. Anglada<sup>1</sup>

1. - Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Cataluña, 08028 Barcelona.
2. - Aplicaciones de Metales Sinterizados, S.A., 08620 Sant Vicent dels Horts.

**Resumen.** En este trabajo se ha estudiado la influencia del contenido en carbono, en el rango de 0,2 a 0,8%, sobre la resistencia a la propagación de fisuras por fatiga de un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALLOY SE. Se observó un máximo en las propiedades a tracción, así como una mejor resistencia al crecimiento de grietas grandes, medida en términos tanto del umbral como de la tenacidad, para 0,6 %C. Se discuten los posibles mecanismos de rotura asociados al proceso de fatiga en función de la interacción observada *in situ* entre la fisura y la microestructura (porosidad, fases involucradas), así como de la influencia estructural intrínseca del acero sinterizado, desde el punto de vista mecánico, como sistema de partículas rigidamente unidas entre sí.

**Abstract.** The influence of carbon content, within the 0.2-0.8% range, on the fatigue crack propagation behavior of a sintered steel based on DISTALLOY SE metallic powder has been studied. Fatigue testing was conducted on single edge notched bend specimens with large cracks. It is found a maximum on tensile properties, fatigue crack growth threshold and fracture toughness for a carbon content of 0.6% C. Possible fatigue and fracture mechanisms are discussed taking into account the crack-microstructure (porosity, phases involved) interactions observed *in situ* during crack propagation, as well as the intrinsic structural characteristics of the sintered steel, considering it as a system of rigid bounded particles.

## 1. INTRODUCCIÓN

El actual auge en la producción de componentes sinterizados hace necesario el conocimiento en detalle de las características mecánicas de las aleaciones pulvimetalúrgicas frecuentemente utilizadas con fines estructurales, en particular los aceros sinterizados. Así, en los últimos años se han desarrollado numerosos trabajos sobre el comportamiento mecánico bajo solicitaciones monotónicas de estos materiales. Por otra parte, el estudio de sus propiedades mecánicas bajo solicitaciones cíclicas, en términos tanto de vida de fatiga como de resistencia a la propagación de fisuras, no ha sido ampliamente abordado.

Trabajos sobre la vida de fatiga de aceros sinterizados [1,2] indican que su límite de fatiga, en flexión alternativa y para probetas sin entalla (factor de entalla,  $K_t$ , igual a 1), oscila entre 100 y 500 MPa. Estos valores son relativamente bajos cuando se comparan con los determinados en aceros macizos, los cuales presentan valores entre 130 y 700 MPa bajo condiciones similares. Sin embargo, si dicha comparación se realiza teniendo en cuenta el límite de fatiga de piezas entalladas ( $K_t$  entre 2 y 4), los valores para aceros macizos y sinterizados son muy similares, entre 80 y 320 MPa. Considerando que una gran cantidad de los componentes de aplicación en ingeniería exhiben discontinuidades geométricas, estos resultados inducen

a pensar en aceros sinterizados como alternativa estructural, aún bajo cargas cíclicas.

Por otra parte, la resistencia a la propagación de fisuras por fatiga muestra también correlaciones similares para aceros macizos y sinterizados en el rango de densidades entre 7,1 y 7,4 g/cm<sup>3</sup> [1]. En estos casos, es observado que la existencia de poros retarda la propagación de la fisura en los materiales sinterizados para valores del rango del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K$ ) cercanos al valor umbral ( $\Delta K_{th}$ ). Con respecto a la etapa de propagación estable de la fisura, la pendiente asociada al régimen de Paris ( $m$  en la ecuación  $da/dN = C (\Delta K)^m$ , expresión usualmente utilizada para describir la etapa intermedia de propagación) exhibe valores algo mayores que los encontrados generalmente para aceros macizos.

La mayoría de trabajos existentes en la literatura sobre fatiga de aceros sinterizados se concentran en la tabulación de parámetros mecánicos y muy pocos son el resultado de investigaciones sistemáticas que intenten relacionar las características del material y su comportamiento de fatiga [1,3-5]. Así, aunque es ampliamente conocido que diversos factores extrínsecos e intrínsecos al material afectan significativamente las propiedades mecánicas básicas de los aceros sinterizados, existe un conocimiento escaso sobre la



influencia de dichos factores en sus propiedades de fatiga.

Uno de estos factores es el contenido en carbono, muy importante en la optimización propiedad-rendimiento de los aceros, tanto macizos como sinterizados. En estos últimos, diversos trabajos han mostrado que la resistencia mecánica a tracción exhibe un máximo a medida que se incrementa dicho parámetro [6,7]. El hecho que muchas características de fatiga están íntimamente asociadas a la resistencia mecánica del material sugiere que el contenido de carbono podría afectar de una manera igualmente importante las propiedades de fatiga de estos aceros.

En este orden de ideas, el objetivo de este trabajo es evaluar la influencia del contenido en carbono en el comportamiento de fatiga, en términos de su resistencia al crecimiento de grietas grandes, de un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALLOY SE. Con el fin específico de ahondar algo más en las relaciones entre las características del material y sus parámetros mecánicos, para cada condición se lleva a cabo un estudio detallado de los aspectos microestructurales, de su respuesta mecánica a tracción y a propagación de fisuras grandes por fatiga, y de la interacción fisura-microestructura durante cada una de las etapas de propagación de la primera.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado fue un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALLOY SE<sup>1</sup>. Se mezcló el polvo metálico con distintos porcentajes de carbono (0,2, 0,6 y 0,8) y cera lubricante (Etilenbisesteramida). La mezcla se compactó y se sinterizó durante un tiempo de 37 min a una temperatura de 1250 °C en una atmósfera de 5% H<sub>2</sub> + 95% N<sub>2</sub>. Se obtuvo una densidad de 7.0 g/cm<sup>3</sup> para todos los materiales. Las composiciones químicas de los materiales se indican en la **tabla 1**.

**Tabla 1.** Composición química del polvo metálico y de los acero sinterizados obtenidos.

|              | % Fe | % C | % Ni | % Cu | % Mo |
|--------------|------|-----|------|------|------|
| DISTALLOY SE | 94.0 | -   | 4.0  | 1.5  | 0,5  |
| + 0,2% C     | 93,8 | 0,2 | 4,0  | 1,5  | 0,5  |
| + 0,6% C     | 93,3 | 0,6 | 4,0  | 1,5  | 0,5  |
| + 0,8% C     | 93,2 | 0,8 | 4,0  | 1,5  | 0,5  |

Se realizó el análisis metalográfico de los materiales para la determinación de la porosidad aparente y la microestructura. Se realizaron mediciones de microdureza de las fases presentes. Los ensayos de tracción fueron realizados según la norma ASTM E-8 en una máquina electromecánica (INSTRON 4507) con control digital y procesador automático de datos, a una

velocidad de desplazamiento de pistón de 1 mm/min. Los ensayos de crecimiento de grietas se efectuaron según el procedimiento indicado en la norma ASTM E-647, sometiendo las probetas a flexión por tres puntos en una máquina servohidráulica (INSTRON 1341) con una frecuencia de aplicación de carga de 25 Hz. Se pulieron las probetas por ambas caras para observar el tamaño de las grietas mediante un microscopio de larga distancia focal (Questar, modelo QM100). Las probetas (55x10x15 mm) fueron pre-grietadas por fatiga antes de efectuarse los ensayos.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1. Aspectos microestructurales

La porosidad aparente promedio que presentaron los materiales se muestra en la **tabla 2**. Aunque los valores son similares para los tres materiales, se observa un máximo para 0,6% C. En términos microestructurales, la porosidad es inhomogénea en cuanto al tamaño de los poros aunque uniformemente distribuida en los materiales.

**Tabla 2.** Porosidad aparente de los materiales.

| DISTALLOY SE | POROSIDAD (%) |
|--------------|---------------|
| + 0,2% C     | 11,2          |
| + 0,6% C     | 12,0          |
| + 0,8% C     | 10,8          |

El acero sinterizado con 0,2% C presenta una microestructura heterogénea consistente en ferrita, colonias de bainita superior y martensita masiva (martensita rica en níquel + austenita retenida), como se muestra en la **figura 1**. El material con 0,6% C exhibe, **figura 2**, una microestructura consistente en perlita, bainita superior y martensita masiva. En la **figura 3** se puede observar la microestructura del acero sinterizado con 0,8% C. Ésta consiste de perlita, la cual se encuentra en mayor proporción que los casos anteriores, bainita y martensita rica en níquel. Las diferentes fases presentes son producto de la aleación del polvo de hierro con carbono, níquel, cobre y molibdeno por procesos de difusión en la sinterización. Así se forman diversas microaleaciones, las cuales se encuentran distribuidas de una manera uniforme en los materiales, lográndose características mecánicas uniformes desde el punto de vista macroscópico.

Las microdurezas de los microconstituyentes presentes se muestran en la **tabla 3**. La dureza de la martensita masiva, la bainita y la perlita (0,6 y 0,8% C) aumenta según se incrementa el porcentaje de carbono, aunque a menudo es difícil asegurar hasta qué grado la dureza medida proviene íntegramente de un solo constituyente. El aumento generalizado de las microdurezas de las fases presentes podría conducir a una fragilización relativa del material con el incremento del contenido en

<sup>1</sup>Höganäs AB, Sweden.

carbono, y por tanto a una mayor sensibilidad a la presencia de poros de la resistencia a fractura.

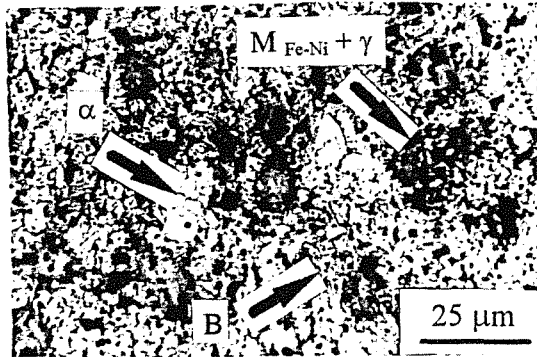


Fig. 1. Microestructura del DISTALOY SE + 0,2% C.

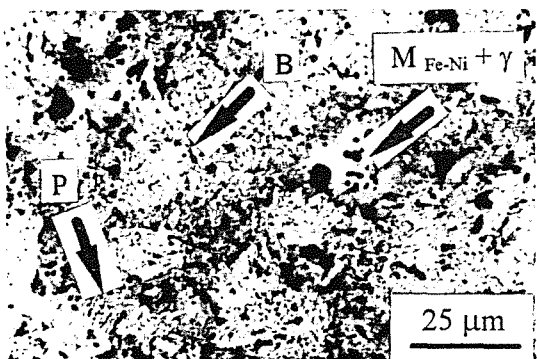


Fig. 2. Microestructura del DISTALOY SE + 0,6% C.

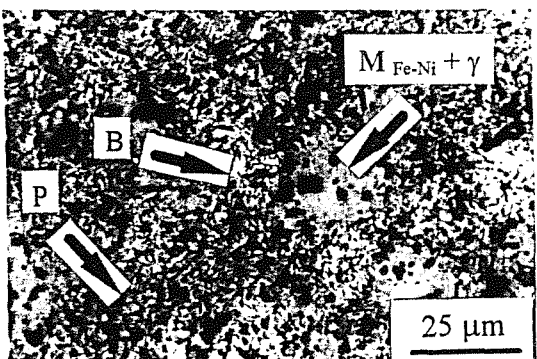


Fig. 3. Microestructura del DISTALOY SE + 0,8% C.

Tabla 3. Microdureza de las fases presentes en los materiales estudiados.

| DISTALOY SE | MICRODUREZAS (HV)                |                                   |                                  |                                   |
|-------------|----------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------|-----------------------------------|
|             | $\alpha$                         | P                                 | B                                | $M_{Fe-Ni+\gamma}$                |
| + 0,2 %C    | 153-181<br>(HV <sub>0,01</sub> ) | -                                 | 235-299<br>(HV <sub>0,01</sub> ) | 274-392<br>(HV <sub>0,025</sub> ) |
| + 0,6% C    | -                                | 211-281<br>(HV <sub>0,01</sub> )  | 244-286<br>(HV <sub>0,05</sub> ) | 426-559<br>(HV <sub>0,05</sub> )  |
| + 0,8 % C   | -                                | 291-366<br>(HV <sub>0,025</sub> ) | 267-312<br>(HV <sub>0,05</sub> ) | 518-766<br>(HV <sub>0,05</sub> )  |

### 3.2. Parámetros tensiles

Las características mecánicas se muestran en la tabla 4. Se pone de relieve que existe un máximo para el DISTALOY SE + 0,6% C con respecto tanto al límite elástico como a la resistencia máxima. Este comportamiento es bien conocido y usualmente se atribuye a la presencia de mayor cantidad de austenita retenida a medida que se aumenta la cantidad de carbono en el acero sinterizado [6]. Así, un mayor contenido de austenita retenida tendería a reducir el límite elástico y la resistencia a la tracción, básicamente determinados por la unión entre las partículas (cuellos). Sin embargo, dicho efecto no es evidente a partir de los resultados experimentales a nivel local, los cuales reflejan un aumento monótonico de la microdureza de la martensita masiva con el contenido de carbono. Esta fase es la matriz en cada uno de los materiales estudiados, y por tanto el constituyente principal de los cuellos para cada uno de ellos.

Tabla 4. Propiedades mecánicas de los materiales estudiados.

| DISTALOY SE | $R_{p,0.2\%}$<br>(MPa) | $R_m$<br>(MPa) | % $\delta_f$ |
|-------------|------------------------|----------------|--------------|
| + 0,2% C    | 438 ± 7                | 666 ± 7        | 6,03 ± 0,78  |
| + 0,6% C    | 536 ± 32               | 900 ± 38       | 2,31 ± 0,32  |
| + 0,8% C    | 529 ± 12               | 874 ± 20       | 2,18 ± 0,17  |

Respecto a la ductilidad del material, cuanto mayor es la proporción de carbono menor es ésta. observación que parece indicar una fragilización en el material al aumentar el contenido en carbono. Este hecho es corroborado por la pérdida de ductilidad mostrada por los cuellos en las correspondientes superficies de fractura y permite razonar, al menos cualitativamente, el comportamiento mecánico observado. Para ello, y de acuerdo con trabajos previos presentados en la literatura, se parte de la idea que: 1) la respuesta mecánica de materiales sinterizados viene dada fundamentalmente por la respuesta local en los cuellos, y 2) los cuellos entre partículas pueden considerarse como entallas. Esta modelización se fundamenta en la observación de una rotura localizada con una estructura de apariencia celular cuando se alcanzan valores de esfuerzos mayores al límite elástico. Dicha apariencia ha sido previamente observada en hierro sinterizado [3,4] y se ha asociado a las incompatibilidades de deformación entre partículas con distintos tamaños o formas las cuales dan origen a microgrietas, fundamentalmente por rotura de cuellos, cuando aquellas son sometidas a tracción. Es entonces de esperar que la respuesta esfuerzo-deformación de los materiales sinterizados pueda ser fuertemente afectada por el nivel de ductilidad de los cuellos y la intrínseca sensibilidad a la entalla asociada a dicho nivel. Así, gradaciones monótonicas a nivel micro en el límite

elástico y resistencia máxima pueden no seguir tendencias similares a nivel macro. Sin embargo, este razonamiento es simplemente cualitativo y una investigación mas detallada es necesaria si se quiere una mejor comprensión del fenómeno.

3.3. Resistencia a la propagación de fisuras por fatiga

La figura 5 muestra las curvas obtenidas de la medición de fisuras grandes. Se pueden observar las tres regiones características de crecimiento (umbral, régimen de Paris y crecimiento acelerado).

En la tabla 5 se muestran los valores que caracterizan el crecimiento de la fisura para los distintos materiales. Al igual que lo observado para la resistencia mecánica en tracción, se presenta un máximo de la resistencia de fatiga, en términos de  $\Delta K_{th}$ , al incrementar el contenido de carbono.

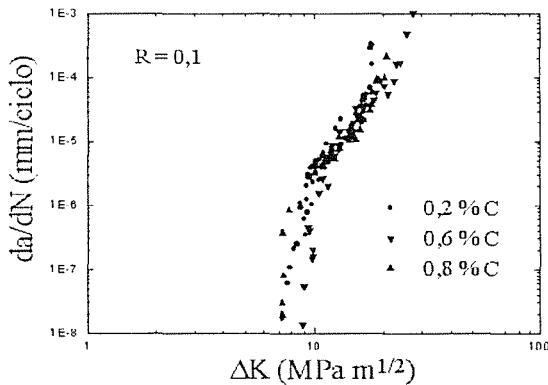


Fig. 5. Curvas de crecimiento de fisuras por fatiga.

Tabla 5. Parámetros característicos del crecimiento de fisuras por fatiga.

| DISTALOY SE | $\Delta K_{th}$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | m   | $K_c$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
|-------------|--|-----|----------------------------------|
| - 0.2% C    | 7.3  | 5.1 | 18.2                             |
| - 0.6% C    | 8.8  | 4.5 | 27.2                             |
| - 0.8% C    | 7.3  | 4.9 | 21.1                             |

En las figuras 6-a, b y c se observan las trayectorias descritas por las fisuras para los materiales con 0,2, 0,6 y 0,8% C, respectivamente, en la región umbral del crecimiento de fisura. Se aprecia la tendencia de las fisuras a dirigirse hacia los poros cercanos a su trayectoria. Sin embargo, dicha tendencia no es la misma para los tres materiales, como se ve claramente a partir de los correspondientes cocientes *long. total/long. a través de poros* (tabla 6). Así, una mayor porosidad local implica una menor razón y por tanto una mayor interacción de la fisura con poros. Dicha correlación se traduce indirectamente en los resultados encontrados para el umbral en función del contenido de carbono; es decir, a mayor interacción de la fisura con los poros más resistencia a la propagación de fisuras.

Este comportamiento puede ser razonado por el hecho que:

- El radio de la punta de la fisura aumenta al introducirse en un poro (en ese momento equivale al radio del poro), con lo cual se produce una relajación de tensiones en la punta de la fisura, y por tanto de la fuerza motriz para la propagación de la misma;
- El material circundante a los poros es capaz de deformarse libremente, con lo cual se puede acomodar mejor la deformación plástica, y por tanto disminuyen las tensiones locales existentes en la punta de la fisura.

De todas maneras, aunque los resultados y el razonamiento arriba presentados claramente sugieren que la región umbral de crecimiento de grieta está afectada localmente por el tamaño, forma y distancia entre poros, las diferencias de porosidad y del cociente *long. total/long. a través de poros* entre cada uno de los materiales no fueron igualmente proporcionales. Esto induce a pensar que los valores de  $\Delta K_{th}$  también pueden ser significativamente dependientes de la interacción fisura-microestructura existente en el entorno de los poros, la cual es bastante diferente para los tres materiales. Sin embargo, una simple comparación teniendo en cuenta las diferencias de microdureza de las fases circundantes a los poros en cada caso, no permitió obtener una tendencia definida. Dicha observación no permite más que describir la influencia de la microestructura como compleja y difícil de diferenciar del efecto intrínseco de la porosidad.

Tabla 6. Relación existente entre la longitud total de la fisura y la longitud de la misma que atraviesa los poros en la región umbral.

| DISTALOY SE | long. total/long.<br>dentro de poros |
|-------------|--------------------------------------|
| + 0.2 %C    | 2,84                                 |
| + 0,6 %C    | 1,58                                 |
| + 0,8 %C    | 9,53                                 |

Con respecto a la región de Paris, los resultados mostrados en la figura 5 indican una influencia mucho menos significativa de la microestructura y de la porosidad. Se puede decir que el valor de la pendiente *m* se encuentra entre 4 y 5 para los aceros sinterizados estudiados, siendo un parámetro característico del conjunto microestructura-porosidad. Las superficies de fractura correspondientes al crecimiento estable de la fisura por fatiga mostraron estriaciones orientadas en diferentes sentidos para los tres materiales. Se sugiere que la variabilidad direccional de las estrias observadas es consecuencia de la inhomogeneidad microestructural. Un comportamiento similar al exhibido por el umbral, en función del contenido en carbono, fue observado para el parámetro  $K_c$ , valor máximo de  $K_{max}$  para el cual se observó propagación estable de la fisura.

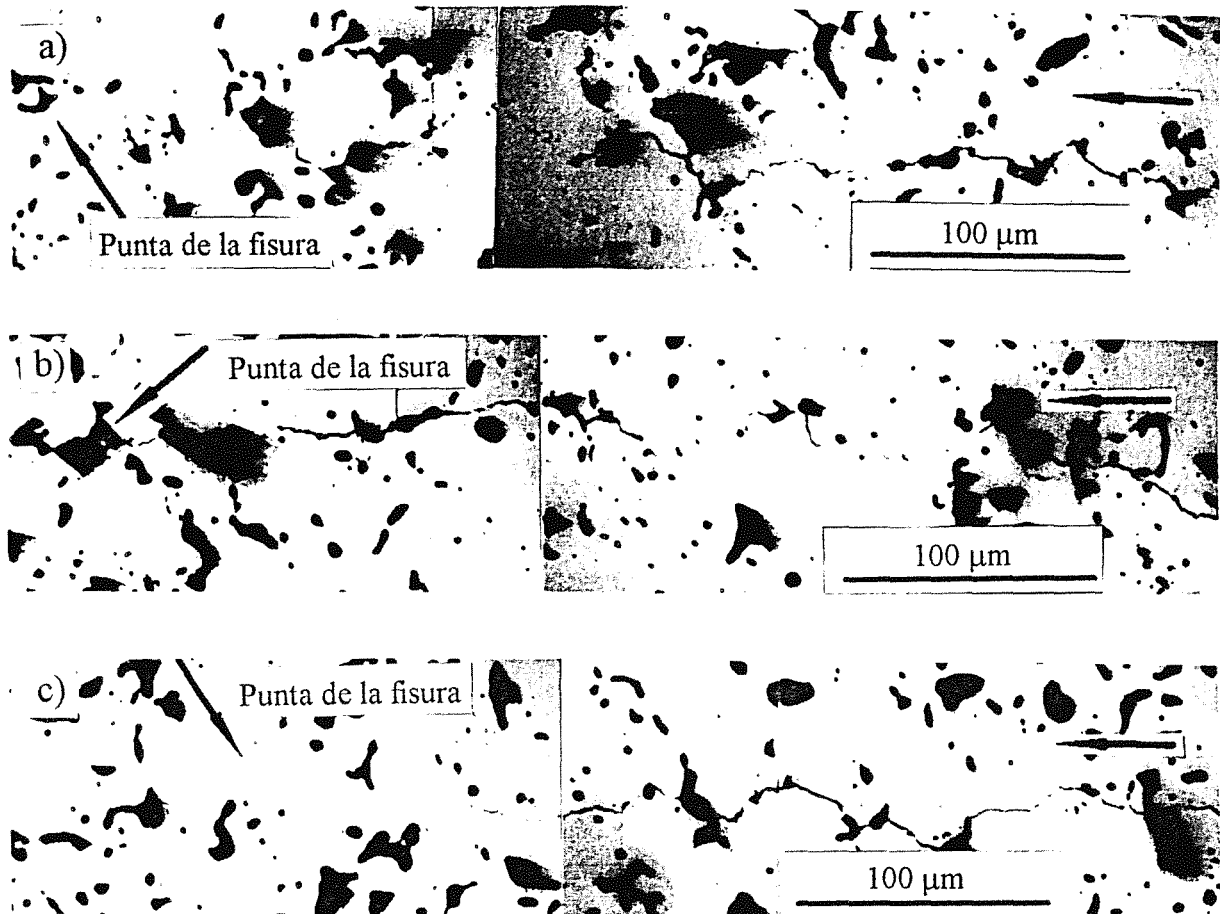


Fig. 6. Trayectoria de la fisura en la zona umbral del acero sinterizado con a) 0,2% C, b) 0,6% C y c) 0,8 %C.

En un trabajo anterior [8] se mostró cómo el campo tensional que se produce en la punta de la fisura en un ensayo de tenacidad de fractura produce microfisuras y ramificación de la fisura principal en la martensita masiva, para un acero sinterizado con composición química semejante a la del DISTALOY SE + 0,6% C y con densidad de  $7.1 \text{ g/cm}^3$ .

Con el fin de intentar comprender este fenómeno, se considerará el tamaño relativo de la zona de proceso (deformación plástica, microfisuración, etc.) delante de la punta de la fisura con respecto al tamaño de partícula.

El tamaño de la zona plástica delante de la grieta para un estado de deformación plana está definido por:

$$r_y = (1 / 6\pi) (K_Q / \sigma_y)^2 \quad (1)$$

En la figura 7 se relaciona esta dimensión con el tamaño de las partículas que componen el polvo metálico. Para la densidad estudiada en este trabajo, dichas partículas no pierden su individualidad estructural, en términos mecánicos, al ser sinterizadas. En la figura 7 se han incluido, en líneas punteadas, las

condiciones de inicio de observación de los fenómenos de microfisuración del material y la ramificación de la fisura, determinados experimentalmente. Claramente, se encuentra que el tamaño de la zona plástica cuando se inicia la microfisuración coincide con el tamaño de partícula medio. Lo anterior se puede interpretar observando la figura 8, en la cual se ilustran dos casos extremos correspondientes a zonas de proceso pequeñas y grandes. Cuando la zona plástica es menor que el tamaño de partícula medio, la grieta se enfrenta básicamente a barreras microestructurales (microestructura y poros), pudiéndose hablar exclusivamente de deformación plástica (zona de proceso = zona plástica).

Por otra parte, cuando la zona plástica se acerca en dimensiones al tamaño medio de partícula, comienzan a ocurrir los fenómenos de microfisuración (zona de proceso = zona plástica + microfisuración).

Una vez que la zona de proceso se incrementa, se da la coalescencia de microfisuras, y por tanto la ramificación de la fisura principal. Para valores de  $K$  más elevados, se tendría entonces el crecimiento de una fisura secundada por fenómenos de microfisuración del material y ramificación de la fisura principal.

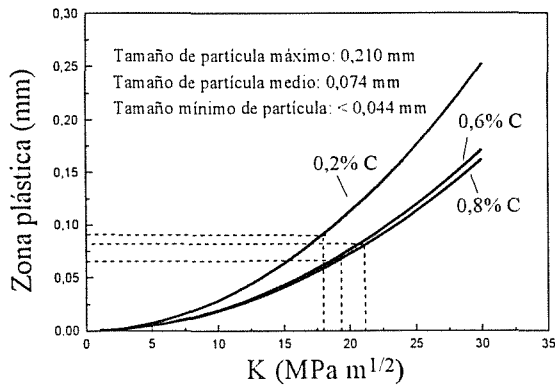


Fig. 7. Zona plástica en función del factor de intensidad de tensiones  $K$ .

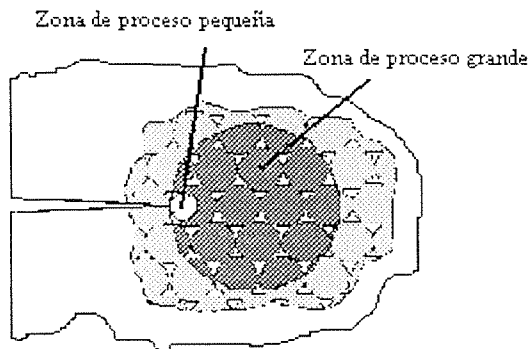


Fig. 8. Esquematación del campo de tensiones (zona de proceso) para una grieta grande.

4. CONCLUSIÓN

La influencia del contenido en carbono, en cuanto a porosidad y propiedades mecánicas (límite elástico, resistencia máxima a tracción y resistencia a la propagación de fisuras por fatiga) exhibe un máximo para un porcentaje de carbono de 0.6% C en el rango de 0.2 a 0.8. Los resultados experimentales y diversas consideraciones teóricas sugieren que la respuesta esfuerzo-deformación de los materiales sinterizados puede ser significativamente afectada por el nivel de ductilidad de los cuellos y la intrínseca sensibilidad a la entalla asociada a dicho nivel. Con respecto a la propagación de fisuras, el umbral de los materiales estudiados está directamente asociado a la interacción entre la fisura y diversos aspectos microestructurales (porosidad, características mecánicas de las fases circundantes a los poros, etc.), aunque es difícil discretizar el efecto individual de cada uno de ellos. Dicha influencia es mucho menos marcada en el régimen intermedio. Finalmente, la etapa de crecimiento acelerado se caracteriza por el desarrollo de procesos de microfisuración y ramificación. La aparición de estos fenómenos se relacionan a la generación de zonas de proceso de tamaño mayor al original de las partículas de polvo metálico.

5. REFERENCIAS

- [1] Esper, F. J. y Sonsino, C. M., "Fatigue design for PM components", Manual for design and production engineers, European Powder Metallurgy Association, Reino Unido, (1994).
- [2] Haynes, R., "The mechanical behaviour of sintered metals", Freund Publishers, London, Reino Unido, (1981).
- [3] Bankowski, R. S. y Feilbach, W. H., "Fatigue behavior of sintered iron powder", *Int. J. of Powder Metallurgy* 6, 3, 23-37 (1970).
- [4] Cotterell, B., He, S.-Q. y Mai, Y.-W., "Fatigue of sintered steel", *Acta metall. mater.* 42, 1, 99-104 (1994).
- [5] Hadboletz, A. y Weiss, B., "Fatigue behaviour of iron based sintered material: a review", *Int. Mater. Rev.* 42, 1, 1-43 (1997).
- [6] Höganäs, "Diffusion alloyed powder DISTALLOY SE", Technical information, Sweden (1978).
- [7] Ingelström, N. y Ustimenko, V., "The influence of porosity and carbon content on fracture toughness of some sintered steels", *Powder Metallurgy* 18, 36, 303-323 (1975).
- [8] D'Armas, H., Manaut, M., Llanes, L., Bas, J. y Anglada M., "Tenacidad de fractura de un acero sinterizado", *Anales de Mecánica de Fractura* 13, 306-311 (1996).

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT en el marco del proyecto PETRI 95-0030-OP. H. D'Armas agradece a la Universidad Simón Bolívar (Venezuela) por su apoyo institucional.

## ANISOTROPÍA EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX LAMINADO

*Atento*  
A. Matco<sup>1</sup>, N. Ramírez<sup>2</sup>, L. Llanes<sup>1</sup>, y M. Anglada<sup>1</sup>

1.- Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,  
E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Catalunya, 08028 Barcelona

2.- Inoxfil, 08700 Igualada, Barcelona

**Resumen.** Los aceros inoxidable dúplex pueden ser conformados por distintos procedimientos, tales como moldeo, forja, extrusión o laminación. Los productos de laminación presentan una notable anisotropía en sus propiedades mecánicas, más pronunciada en los dúplex que en otros aceros comerciales. En este trabajo se aborda esta particular anisotropía, tema escasamente estudiado, especialmente por lo que se refiere a su comportamiento a fatiga. Para ello se ha caracterizado la respuesta mecánica de un acero dúplex tipo UNS S31803 laminado en caliente en forma de chapa de 5 mm de espesor. En primer lugar se determinó el comportamiento a tracción para probetas extraídas según tres orientaciones respecto a la dirección de laminación, *i.e.* paralela o longitudinal (L), perpendicular o transversal (T) y a 45° o diagonal (D). A continuación se investigó la respuesta del material bajo cargas cíclicas. Concretamente se estudiaron las características de la propagación de fisuras por fatiga y de la deformación cíclica en el rango de oligofatiga. Los resultados evidencian una notable anisotropía en la respuesta esfuerzo-deformación, tanto bajo condiciones monotónicas como cíclicas, observándose en ambos casos que la resistencia máxima corresponde a las probetas transversales. Una tendencia similar no es evidente en el comportamiento de propagación de fisuras grandes. Estos resultados son discutidos en términos de parámetros microestructurales y cristalográficos.

**Abstract.** Duplex stainless steel can be produced by different processes, as casting, forging, extrusion or rolling. Rolling products have a significant anisotropy in mechanical properties, which is more pronounced in duplex steels than in other commercial steels. The present research deals with this particular anisotropy, a scarcely studied subject, specially regarding to fatigue behaviour. In order to do that, the mechanical response of a 5 mm thick hot rolled sheet of UNS S31803 type duplex steel was characterised. Tensile behaviour was determined for specimens taken along three directions: the original rolling (L), the transverse (T) and at 45° to these directions (D). Also the mechanical response under cyclic loading was investigated, *i.e.* fatigue crack growth characteristics and cyclic deformation in the low cycle fatigue range. The results indicate a significant anisotropy on the stress-strain response, both under monotonic and cyclic conditions. In both cases with maximum strength along direction T. A similar tendency is not evident on the crack growth behaviour. These results are discussed in terms of microstructural and crystallographic parameters.

### 1. INTRODUCCIÓN

La utilización de los aceros inoxidable dúplex ha experimentado un gran auge en las últimas décadas. En plantas químicas y petroquímicas, así como en la industria del papel, son numerosos los componentes diseñados en aceros dúplex [1,2]. Esto es debido a que su microestructura bifásica, compuesta por austenita y ferrita, dota a estos materiales de elevadas características mecánicas junto con una óptima resistencia a la corrosión en condiciones críticas de servicio (*e.g.* medios clorados, corrosión bajo tensión) [2].

Los aceros dúplex se adaptan bien a distintos procedimientos de conformación, tales como moldeo, forja, extrusión, trefilado o laminación. Los productos comerciales obtenidos por este último método (palanquilla, planchón, chapa, etc) presentan siempre una direccionalidad en su microestructura, tanto más acusada cuanto menor es el espesor del producto, *i.e.* mayor el grado de reducción. Dicha direccionalidad suele dar lugar a que los valores de las propiedades mecánicas no sean coincidentes si se toman probetas con distintas orientaciones, siendo este efecto más pronunciado en los dúplex que en otros aceros [3].

Sin embargo, la particular anisotropía de estos materiales es un tema escasamente estudiado, especialmente por lo que se refiere a su comportamiento a fatiga. En este ámbito únicamente destacan los trabajos de Mayaki [4], Marrow [5] y Boniardi *et al.* [6], todos ellos referidos a las características anisotrópicas de la propagación de grietas grandes por fatiga.

En este trabajo se ha caracterizado la respuesta mecánica de uno de los aceros dúplex más extendidos comercialmente, el tipo UNS S31803 en forma de chapa de 5 mm de espesor. En primer lugar se determinó el comportamiento a tracción para probetas extraídas según tres orientaciones respecto a la dirección de laminación, *i.e.* paralela o longitudinal (L), perpendicular o transversal (T) y a 45° o diagonal (D). A continuación se investigó la respuesta del material bajo cargas cíclicas. Concretamente se estudiaron las características de la deformación cíclica en el rango de oligofatiga y de la propagación de fisuras por fatiga.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero estudiado es un inoxidable dúplex de segunda generación, de nombre comercial SAF-2205, que se corresponde con la normativa UNS S31803. Fue suministrado por la empresa Aguilar y Salas S.A. en forma de chapa de 5 mm de espesor producida por laminación en caliente. Su composición química se muestra en la **Tabla 1**.

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso).

| C     | N    | Cr   | Ni  | Mo  | Si   | Mn   |
|-------|------|------|-----|-----|------|------|
| 0.061 | 0.12 | 22.7 | 5.0 | 3.3 | 0.43 | 1.64 |

Con el fin de realizar un estudio metalográfico cuantitativo se prepararon muestras mediante los procesos habituales de pulido mecánico. A continuación se atacaron electrolíticamente en una solución de NaOH y KOH, tomando una tonalidad oscura los granos de ferrita, y se observaron en un microscopio óptico conectado al equipo de análisis de imagen Omnimet-3, el cual permitió la medida de los diferentes parámetros que caracterizan la microestructura. En este sentido destaca que las fracciones en volumen de ambas fases son casi idénticas (50.2 % de  $\alpha$  y 49.8 % de  $\gamma$ ). Las micrografías, por ejemplo la **Fig. 1**, muestran que el material está constituido por una matriz ferrítica, en el sentido que es la fase continua, con granos de austenita visiblemente orientados en la dirección de laminación. Para describir la estructura tridimensional mediante imágenes bidimensionales fue necesario estudiar tres secciones diferentes de la chapa,

designadas como LT, LS y L. En todas ellas coexisten familias de granos austeníticos de distinto tamaño, de manera que en la sección L predominan los de diámetro equivalente  $d$  en torno a 22  $\mu\text{m}$  y ligeramente alargados, con un factor de forma (longitud/anchura) de 1.6. En la sección LS el estiramiento de los granos es mucho más acusado (factor de forma = 3.0) y existe una proporción parecida de granos grandes ( $d = 18 \mu\text{m}$ ) y pequeños ( $d = 4 \mu\text{m}$ ). Finalmente, en la sección LT predominan los granos más pequeños ( $d = 4 \mu\text{m}$ ) y presentan un alargamiento medio (factor de forma = 2.0).

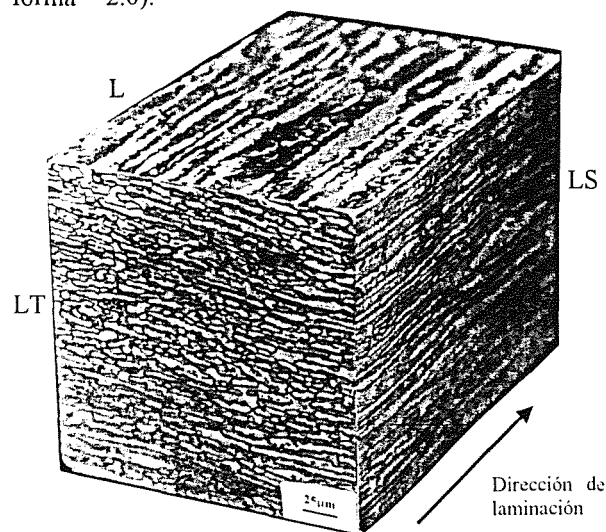


Fig. 1. Microestructura del acero dúplex 2205 estudiado.

Por lo que respecta a los ensayos mecánicos, los de tracción se efectuaron en una máquina electromecánica, con un extensómetro de 25 mm de apertura inicial y a una velocidad de deformación de  $6.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Para los ensayos de deformación cíclica, realizados en una máquina servohidráulica, se siguió el procedimiento de amplitud incremental, bajo control de la deformación total y aplicando ciclos simétricos de tracción-compresión. En ambos casos las probetas tenían sección rectangular (6 mm x 5 mm) con una zona de ensayo de 25 mm.

Las probetas utilizadas para determinar la velocidad de propagación de las grietas por fatiga fueron del tipo de flexión por tres puntos, con una anchura  $W=15 \text{ mm}$  y un espesor  $B=5 \text{ mm}$ . Los ensayos se llevaron a cabo siguiendo la metodología marcada en la norma ASTM E-647. Se realizaron en una máquina servohidráulica, a una frecuencia de 20 Hz y con un valor del cociente de cargas,  $R$ , de 0.1. La longitud de grieta se midió por inspección visual a través de un microscopio de larga distancia focal QUESTAR con una resolución de 5  $\mu\text{m}$ . La longitud de la entalla inicial de mecanizado era de aproximadamente 3 mm y a partir de ella se nucleó y propagó una pregrieta por fatiga hasta alcanzar un incremento de longitud de 200-300  $\mu\text{m}$ . Esta fase de preagrietamiento se efectuó en una máquina de ensayo en resonancia, también a  $R$  de 0.1,

nucleando a un valor de  $\Delta K$  entre 7 y 11 MPam<sup>1/2</sup>. La determinación del valor umbral de propagación  $\Delta K_{th}$  se hizo por el procedimiento de  $\Delta K$  decreciente, definiéndose como aquél para el cual la velocidad se sitúa entre  $5 \times 10^{-7}$  y  $10^{-8}$  mm/ciclo.

Se estudió la propagación de grietas grandes para tres orientaciones diferentes: T-L, L-T y D, correspondiendo a frentes de propagación paralelo, perpendicular y a 45° de la dirección de laminación, respectivamente.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En la **Tabla II** se detallan los valores obtenidos en los ensayos de tracción. Mientras que los resultados en las direcciones L y D son muy similares, en sentido transversal tanto el límite elástico como la resistencia máxima son netamente superiores, en tanto que la ductilidad es menor.

Tabla II. Resultados de los ensayos de tracción.

| ORIENTACIÓN | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_{max}$ (MPa) | %A |
|-------------|------------------|----------------------|----|
| T           | 651              | 840                  | 32 |
| L           | 598              | 773                  | 40 |
| D           | 580              | 768                  | 46 |

En la **Fig. 2** puede apreciarse el comportamiento a fatiga del material evaluado mediante curvas de esfuerzo-deformación cíclica (CEDC). Esta gráfica presenta los esfuerzos a saturación frente a las amplitudes de deformación plástica ( $\epsilon_p$ ), en el rango de  $10^{-5}$  hasta  $5 \times 10^{-3}$ , determinadas a partir de los ensayos a amplitud incremental y para las tres orientaciones.

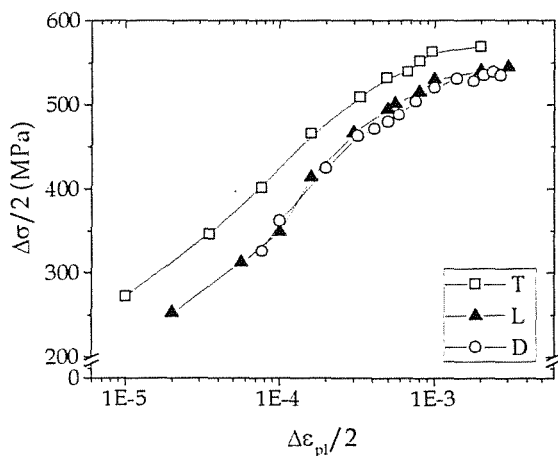


Fig. 2. Curvas cíclicas esfuerzo-deformación del acero dúplex estudiado.

La CEDC correspondiente a las probetas ensayadas aplicando los esfuerzos en la dirección T se sitúa a un nivel superior en unos 50 MPa respecto a las curvas de las orientaciones L y D, las cuales prácticamente coinciden entre si.

Las curvas de la **Fig. 3** comparan los resultados de los ensayos de propagación de grietas para cada una de las orientaciones estudiadas. A todas las curvas se ajustó la ecuación de Paris,  $da/dN = C \cdot \Delta K^m$ , en la etapa II de propagación, la cual corresponde a velocidades entre  $10^{-4}$  y  $10^{-6}$  mm/ciclo, con el fin de determinar los coeficientes m y C. En la **Tabla III** se detallan los diferentes parámetros obtenidos:  $\Delta K_{th}$ , m y C.

Tabla III. Parámetros obtenidos en los ensayos de propagación de grietas por fatiga.

| ORIENTACIÓN | $\Delta K_{th}$<br>(MPa.m <sup>1/2</sup> ) | m    | C                    |
|-------------|--|------|----------------------|
| T-L         | 3.98                                       | 2.89 | $5.62 \cdot 10^{-9}$ |
| L-T         | 3.40                                       | 3.23 | $2.57 \cdot 10^{-9}$ |
| D           | 4.11                                       | 2.90 | $5.01 \cdot 10^{-9}$ |

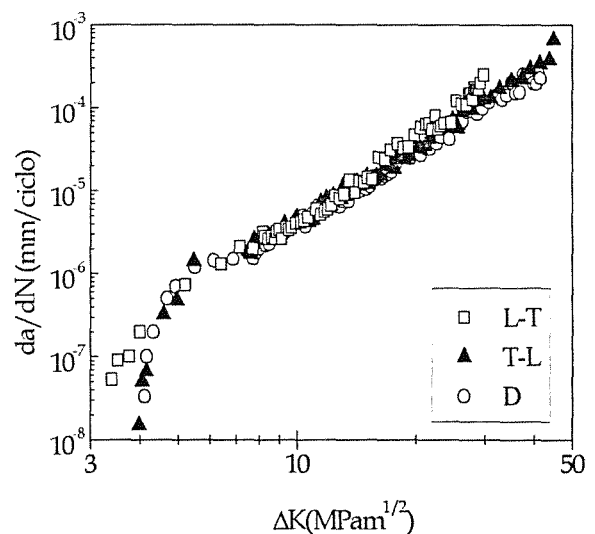


Fig. 3. Curvas de propagación de grietas por fatiga del acero dúplex estudiado.

Se observa una notable similitud en el crecimiento de grietas en los tres casos estudiados. El valor umbral  $\Delta K_{th}$  más bajo corresponde a la probeta L-T, a la cual se asocia el valor de m mayor. La orientación T-L posee un umbral intermedio y una pendiente similar a D, correspondiendo a ésta última el valor de umbral más elevado.



#### 4. DISCUSIÓN

La existencia de anisotropía en el comportamiento mecánico del acero dúplex laminado objeto de este estudio es evidente a partir de los resultados obtenidos.

El proceso de deformación plástica por laminación hasta obtener una chapa del espesor de la estudiada (5 mm) conduce a una morfología característica de los granos de ambas fases, los cuales aparecen en forma de bandas fuertemente orientadas en la dirección de laminación. La observación de esta microestructura podría sugerir como primera aproximación para explicar el origen de la anisotropía mecánica la consideración del material como un compuesto reforzado por fibras, donde la ferrita actuaría como matriz y los granos austeníticos orientados serían las fibras. Sin embargo, el efecto de refuerzo por fibras requiere una substancial diferencia entre la resistencia de ambas fases, cosa que no sucede en los dúplex aleados con nitrógeno, pues este elemento incrementa la dureza de la fase austenita hasta llegar a un nivel similar al de la ferrita. Además, de ser aplicable la hipótesis de un material compuesto, la resistencia máxima debería corresponder a la dirección de laminación, dirección para la cual las fibras más largas están alineadas paralelamente al eje de aplicación de la carga. El comportamiento observado experimentalmente, tanto en tracción como en deformación cíclica, es el contrario, *i.e.* los esfuerzos máximos corresponden a la dirección transversal no a la longitudinal, lo que lleva a descartar esta posibilidad. Por otra parte, el hecho que las propiedades pasen por un mínimo a ángulos de orientación de las fibras intermedios (45°) también es completamente contrario a lo que se esperaría de un material reforzado por fibras.

El comportamiento aquí observado: valores máximos y mínimos de resistencia en la dirección transversal y diagonal respectivamente, ha sido analizado por diferentes autores [3,7-8] en base a otros factores adicionales, principalmente en términos de textura cristalográfica. Estos estudios han mostrado que los aceros dúplex poseen unas inusualmente fuertes orientaciones cristalográficas preferenciales, más marcadas cuanto mayor es el grado de reducción impuesto por la laminación. De acuerdo con Hutchinson *et al.* [3]; estas texturas hacen que el cociente de deformaciones plásticas o relación de anisotropía,  $r$ , alcance un máximo a 45° de la dirección de laminación, con mínimos a 0° y 90°. El factor de Taylor, el cual define el nivel de esfuerzos, es casi constante para la austenita y varía fuertemente para la ferrita. Para el acero dúplex este factor es intermedio entre los valores de ferrita y austenita, con un mínimo a 45° y valores superiores para las orientaciones L y T, siendo el valor correspondiente a T mayor que el de L. Esto concuerda con los resultados obtenidos a tracción, y podría explicar

también por que la curva esfuerzo-deformación cíclica de la orientación T se sitúa a un nivel de esfuerzos por encima de las otra dos. Por lo que se refiere a la comparación entre las orientaciones L y D, se esperaría una diferencia mayor a la medida a tracción, resultando también inesperada la total coincidencia entre sus curvas cíclicas.

Desde el punto de vista de la propagación de grietas por fatiga, la Fig. 3 revela que las diferencias entre las tres orientaciones son escasas. Analizaremos en primer lugar los valores umbrales de propagación. El umbral de propagación de grietas está asociado con un valor crítico de la variación del factor de intensidad de tensiones aplicado  $\Delta K_{th}$ . Existen diversos modelos basados en la noción de que el umbral para el inicio del crecimiento de fisuras ocurre cuando el desplazamiento de la punta de la grieta alcanza un valor comparable a una dimensión microestructural crítica. En virtud de ello se llega a la relación:

$\Delta K_{th} \propto \sqrt{\sigma_y E l}$  [9], donde  $\sigma_y$  es el límite elástico, E es el módulo de Young y  $l$  es un parámetro microestructural característico, tal como el tamaño de grano. Tanto los ensayos de tracción como las curvas cíclicas de la Fig. 2 mostraron que los límites elásticos monotónico y cíclico son mayores para la orientación T; mientras por lo que se refiere a los tamaños de grano, deben considerarse distintas magnitudes en función de la dirección de crecimiento de las fisuras. Así, para la orientación TL la dimensión a considerar es la longitud de los granos, en tanto que para la LT lo es la anchura, la cual es claramente inferior pues el factor de forma de los granos es 1.6. De estas observaciones se desprende que los valores umbrales deberían seguir la tendencia  $\Delta K_{th(T-L)} > \Delta K_{th(L-T)}$ , relación que, efectivamente, se cumple. En cuanto a la propagación a 45° del sentido de laminación, el límite elástico cíclico coincide con el de la orientación L, mientras que el tamaño de grano a considerar sería un poco mayor a la anchura, como se aprecia en la Fig. 4. Por tanto, se deduce que  $\Delta K_{th(D)}$  debería tener un valor próximo a  $\Delta K_{th(L-T)}$ . Sin embargo, las mediciones experimentales mostraron que el mayor  $\Delta K_{th}$  corresponde a la orientación D. Una consideración adicional puede ser hecha teniendo en cuenta otros efectos microestructurales que no se encuentran incluidos en la relación anterior, particularmente la influencia del cierre de grieta inducido por rugosidad parece ser notable en el régimen próximo al umbral. La rugosidad de la superficie de fractura aumenta con el desvío de la grieta en las interfases  $\alpha/\gamma$ . Esta propuesta es considerada al observar un camino más tortuoso de la grieta en la probeta D (Fig. 4), donde durante la propagación la fisura tiende a desviarse en los límites de grano. Para la orientación LT no se aprecia un desvío de grieta acusado en las interfases (Fig. 5) y la trayectoria es bastante plana, mientras que para la TL (Fig. 6) la grieta propaga de forma preferente a través de la fase austenítica. En virtud de

todo ello, el  $\Delta K_{eff}$  según la orientación D sería inferior al  $\Delta K_{th}$  medido experimentalmente.

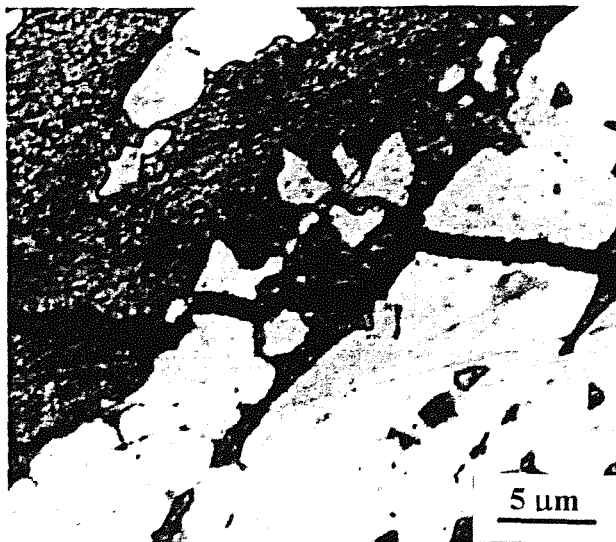


Fig. 4. Trayectoria de la grieta en la orientación D.

Por lo que se refiere a la etapa II o de propagación estable, las variaciones observadas en función de la orientación son pequeñas e incluso podrían considerarse despreciables teniendo en cuenta la variabilidad dentro de la medida experimental. Esto es lógico, puesto que en la zona intermedia la microestructura deja de jugar un papel tan importante. Se sugiere que la transición entre un crecimiento sensible y no sensible a la microestructura ocurre cuando el tamaño de la zona plástica delante de la punta de la grieta es similar a un parámetro microestructural (normalmente el tamaño de grano) del material. Cuando el tamaño de la zona plástica engloba varios granos, el deslizamiento es más homogéneo y la influencia de la microestructura es menos pronunciada.

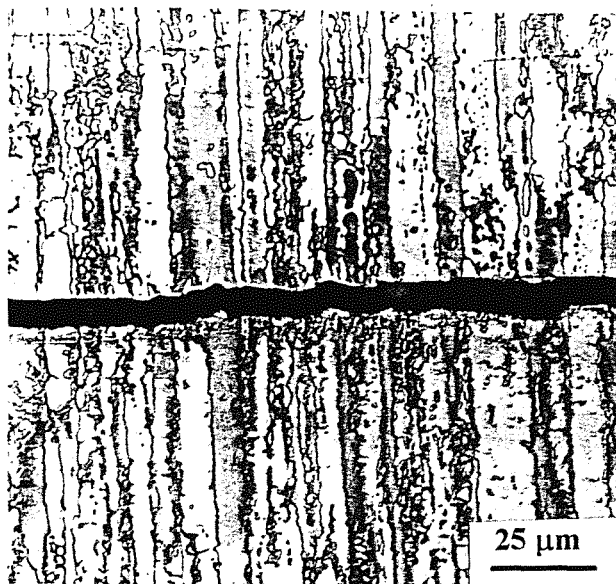


Fig. 5. Trayectoria de la grieta en la orientación L-T.

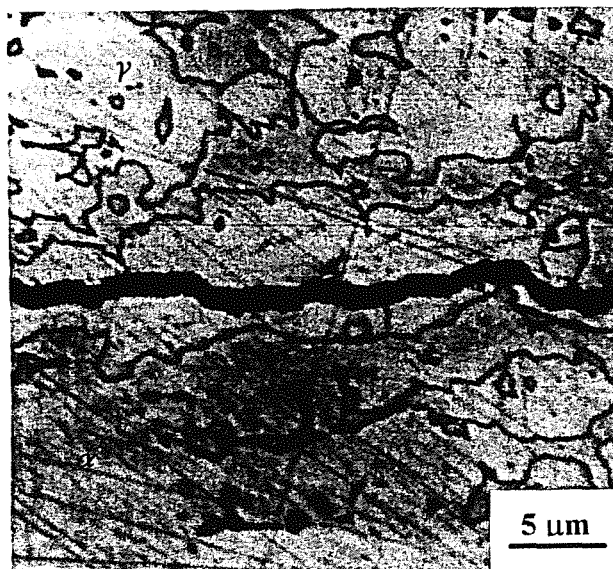


Fig. 6. Trayectoria de la grieta en la orientación T-L.

Comparando los resultados de este trabajo con los publicados por otros autores se aprecian diferencias notables en los parámetros de propagación de grietas por fatiga. Estas diferencias se deben probablemente a los distintos métodos de conformación utilizados en la fabricación de cada acero inoxidable dúplex estudiado, de los cuales derivan microestructuras diferentes. En este sentido es revelador el trabajo de Mayaki [4], quien obtuvo resultados para un dúplex tipo Zeron 100 fabricado por tres procesos distintos: moldeado, laminado y resultante de soldadura. El material moldeado tiene una microestructura más gruesa, con granos de anchura media de  $75 \mu\text{m}$ , mientras que en el laminado tienen una anchura de  $20 \mu\text{m}$ , y en la zona soldada la microestructura es muy heterogénea. El material laminado presenta velocidades de propagación más altas y valores de  $\Delta K_{th}$  menores. Valores de  $7.8 \text{ MPam}^{1/2}$  se obtuvieron para el Zeron 100 laminado, comparado con el valor de  $13.5 \text{ MPam}^{1/2}$  en el mismo acero moldeado. El material resultante de soldadura es el que exhibe la resistencia a la propagación y el valor umbral más bajos, siendo el segundo del orden de  $5.7 \text{ MPam}^{1/2}$ . Para el Zeron 100 laminado se obtuvo un exponente de Paris de 3.9, y de 5.1 para el material moldeado. El examen de las superficies de fractura mostró una rugosidad más pronunciada para el acero moldeado, rugosidad asociada a la existencia de una microestructura más gruesa.

Iturgoyen y Anglada [10] estudiaron el fenómeno de propagación de fisuras por fatiga en el acero AISI 329 procedente de palanquilla, con granos pequeños de austenita (tamaño  $10\text{-}40 \mu\text{m}$  de largo y  $1\text{-}5 \mu\text{m}$  de ancho) situados entre granos grandes y fuertemente bandeados ( $100\text{-}500 \mu\text{m}$  de largo y  $10\text{-}20 \mu\text{m}$  de ancho). Obtuvieron valores de  $\Delta K_{th}$  de  $14 \text{ MPam}^{1/2}$  y del coeficiente de Paris de 2.8. Comparando estos resultados de la literatura con los obtenidos en este

trabajo, destaca que la microestructura es mucho más fina en este último. Se sugiere que ésta es la principal razón para que se obtengan valores umbrales más bajos (alrededor de 4 MPam<sup>1/2</sup> comparados con 5.7 a 13.5 MPam<sup>1/2</sup> reportados por Mayaki [4], y 14 MPam<sup>1/2</sup> por Iturgoyen y Anglada [10]). El mismo razonamiento sería aplicable a las velocidades de propagación o coeficientes de Paris, aunque en este caso las diferencias no son tan acusadas.

Así, se puede remarcar la gran importancia del método de conformación que ha seguido el material y la morfología y distribución de la microestructura generada por éste, ya que determinará las propiedades a considerar cuando se quieran diseñar componentes a partir de los parámetros que definen el comportamiento a la propagación de grietas por fatiga.

## 5. CONCLUSIONES

De este estudio se pueden extraer las siguientes conclusiones respecto al efecto de la anisotropía inducida por la laminación en el comportamiento mecánico de los aceros inoxidables austeno-ferríticos:

- La existencia de anisotropía es clara en el comportamiento del material en deformación monotónica, mostrando una mayor resistencia en la orientación T y valores similares para las orientaciones L y D.
- La respuesta cíclica esfuerzo-deformación muestra una tendencia similar a la apreciada en los ensayos de tracción. *i.e.* la curva correspondiente a la orientación T se sitúa a niveles de esfuerzos superiores a las otras dos orientaciones estudiadas.
- En propagación de fisuras por fatiga no se observó un efecto anisotrópico acusado: las variaciones del valor umbral de propagación y del exponente de Paris para las diferentes orientaciones son pequeñas. Se midió un  $\Delta K_{th}$  mayor para la orientación D, pero este valor parece ser más resultado de efectos extrínsecos, *i.e.* cierre de fisura, que realmente de características intrínsecas del material.
- La anisotropía observada en el comportamiento mecánico del material debe imputarse principalmente a la textura cristalográfica originada por el proceso de laminación, cuyo efecto parece ser más relevante que el debido a la morfología microestructural.
- El proceso de conformación, al afectar al tamaño de grano y a la textura de los aceros producidos, influye considerablemente en su comportamiento mecánico y por tanto en los valores que se deben

tener en cuenta a la hora de diseñar componentes a fatiga.

## 6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo reportado en este artículo fue subvencionado por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) bajo contrato MAT96-1009. Agradecemos a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica del Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (U.P.C.) su asistencia técnica, y a la empresa Aguilar y Salas (Barcelona) la donación del material estudiado.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Charles, J., Verneau, M. y Bonnefois, B., "Some more about Duplex Stainless Steels and their applications" En: *Proc. 2nd European Cong. Stainless Steels '96*, VDEh, Düsseldorf, 1996, 97-103.
- [2] Davison, R.M. y Redmond, J.D., "Practical guide to using duplex stainless steels". *Materials Performance* **29**, 1, 57-62 (1990).
- [3] Hutchinson, W.B., Ushioda, K. y Runnsjö, G., "Anisotropy of tensile behaviour in a duplex stainless steel sheet". *Mat. Sci. Tech.* **1**, 728-731 (1985).
- [4] Mayaki, M., "Aspects of fatigue crack propagation of duplex stainless steels". Tesis Doctoral, University of Nottingham, (1989).
- [5] Marrow, T.J., "Fatigue mechanisms in a embrittled duplex steel". Tesis Doctoral, Cambridge Univ.. (1991).
- [6] Boniardi, M., Iacoviello, F. y La Vecchia, G.M., "The influence of anisotropy and stress ratio on fatigue crack growth of duplex stainless steel". En: *Duplex Stainless Steel '94*, Abington Pub., paper 89 (1994).
- [7] Hutchinson, W.B., Schlippenbahr, U.V. y Jonsson, J., "Textures and anisotropy in duplex stainless steel". En: *Duplex Stainless Steel '86*, 326-330 (1986).
- [8] Ul Haq, A., Weiland, H. y Bunge, H., "Texture and microstructures in duplex stainless steel", *Mat. Sci. Tech.* **10**, 289-298 (1994).
- [9] Suresh, S., "Fatigue of materials", Cambridge Solid State Science Series, (1991).
- [10] Iturgoyen, L. y Anglada M., "The influence of ageing at intermediate temperatures on the mechanical behaviour of a duplex steel: Part II". *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* **20**, No. 6, 917-928 (1997).

## ESTUDIO DE LA NUCLEACION DE GRIETAS EN LA ALEACION Ti-6Al-4V SOMETIDA A FATIGA OLIGOCICLICA

*J.M. Manero*  
J.M. Manero, F.J. Gil y J.A. Planell

Dpto de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona.. UPC. Avda. Diagonal 647. Barcelona

**Resumen:** Se propone un modelo en el que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar, desde el punto de vista mecánico, como un monocristal cúbico centrado en el cuerpo que al someterlo a esfuerzos alternativos de tracción - compresión experimenta un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano a pocos grados del anterior que no se ha podido determinar. Este deslizamiento asimétrico juntamente con la mayor plasticidad de la fase  $\beta$  provoca unos cambios de forma de la fase  $\beta$  en la superficie de la probeta que puede favorecer la nucleación de grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$  a bajas amplitudes de deformación ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 5 \times 10^{-3}$ ). Por el contrario, a amplitudes de deformación más elevadas, estos cambios de forma de la fase  $\beta$  tienden a desaparecer debido a que en la fase  $\beta$  se activa más de un sistema de deslizamiento desplazándose la nucleación de grietas más hacia las bandas de deslizamiento en la fase  $\alpha$ .

**Abstract:** From the mechanical point, in the Widmanstätten microstructure, the  $\beta$ -phase plate can be consider as a B.C.C. single crystal. When it is cyclically deformed at a constant strain amplitude with net zero plastic strain per cycle, it undergo large changes in shape. According to others materials, these changes have been explained by considering that as consequence of the slip asymmetry of the BCC crystal, the glide that takes place on one slip plane in tension is not completely reversed in that plane in compression, but takes place as well on another slip plane. At low strain amplitude ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 5 \times 10^{-3}$ ), the crack nucleation in the  $\alpha/\beta$  interphase can be explained by means of these changes of shape of the  $\beta$  phase on the surface and the fact that the  $\beta$  phase is softer than the  $\alpha$  phase.

### 1. INTRODUCCION

Tanto el titanio comercialmente puro como la aleación Ti-6Al-4V se están utilizando ampliamente en tecnología médica a la hora de producir diferentes tipos de implantes ortopédicos, dentales o vasculares. Ello se debe tanto a las buenas propiedades mecánicas de este metal, como a su excelente resistencia a la corrosión en medios agresivos similares al cuerpo humano (1).

Para mejorar la integración de la prótesis al hueso, se propuso la utilización de recubrimientos porosos de partículas de titanio sobre las superficies de la prótesis. La técnica para producir dichos recubrimientos consiste en la sinterización de partículas de titanio sobre la superficie de la prótesis. Cuando se lleva a cabo este recubrimiento poroso en la superficie de una prótesis, las temperaturas involucradas pueden exceder fácilmente los 1.200°C, con lo cual, la microestructura

resultante corresponde a la que se obtiene al forjar en la región  $\beta$ , aunque con un enorme tamaño de grano. El efecto concentrador de tensiones asociado en los poros del recubrimiento puede convertirse en causa de nucleación de grietas por fatiga en dicha región cubierta. Por este motivo, el objetivo de este trabajo es el estudio del comportamiento a fatiga de las microestructuras procedentes de la región  $\beta$ . Para ello se ha estudiado la fatiga oligocíclica de la aleación Ti-6Al-4V con una microestructura de tipo Widmanstätten a diferentes amplitudes de deformación.

### 2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación Ti-6Al-4V utilizada en este trabajo ha sido suministrado gentilmente por la empresa Technaloy. El material de partida ha sido suministrado en cilindros de 12mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante dos horas y enfriado al aire. La composición química de la aleación se muestra en la tabla siguiente:

material de partida ha sido suministrado en cilindros de 12mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante dos horas y enfriado al aire. La composición química de la aleación se muestra en la tabla siguiente:

Tabla I Composición química de la aleación.

| Al  | V   | Fe   | C    | O    | N    | Ti    |
|-----|-----|------|------|------|------|-------|
| 6.1 | 4.0 | 0.11 | 0.02 | 0.09 | 0.01 | Resto |

Se mecanizaron una serie de probetas que fueron tratadas térmicamente a 1.050°C durante 1 hora en un horno tubular con atmosfera controlada de Argón y enfriadas en el interior del horno a una velocidad aproximada de 4°C/min. La microestructura obtenida consiste en placas Widmanstätten de fase  $\alpha$  (HC), rodeadas de fase  $\beta$  (CCC), como puede verse en la figura 1.



Figura 1. Microestructura de Widmanstätten

Los ensayos de deformación cíclica fueron realizados con una máquina servohidráulica de 100KN de capacidad bajo un control de deformación de  $R = -1$ . Las amplitudes de deformaciones utilizadas fueron  $\pm 5 \times 10^{-3}$ ,  $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ . Las probetas fueron ensayadas a diferentes número de ciclos y al menos una se llevó hasta fractura.

Para su posterior observación por MET las muestras fueron adelgazadas mediante la técnica de bombardeo iónico. Las muestras resultantes se caracterizaron mediante un microscopio electrónico de transmisión, JEOL 1200 EX-II equipado con un espectrómetro de energía dispersiva de RX.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Cuando las muestras son sometidas a deformación cíclica a diferentes amplitudes de deformación se

observa un endurecimiento en los 4 o 5 primeros ciclos seguido de un reblandecimiento o saturación hasta fractura. En la figura 2 se muestra dichas curvas de reblandecimiento cíclico para las diferentes amplitudes de deformación estudiadas

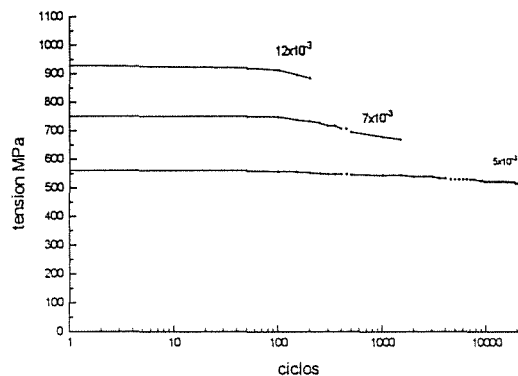


Figura 2. Curvas de reblandecimiento cíclico.

Si se estudia mediante un MEB la nucleación de grietas en la superficie de la probeta se tiene que para amplitudes de deformación bajas ( $\pm 5 \times 10^{-3}$ ), la nucleación de grietas se produce fundamentalmente a lo largo de las intercaras  $\alpha/\beta$ . Por ejemplo, en la figura 3 se muestra el aspecto superficial de la caña de una probeta deformada cíclicamente a 2.500 ciclos donde se observa claramente la formación de una grieta de una longitud de 2  $\mu\text{m}$  en la intercara  $\alpha/\beta$ . Por el contrario, para amplitudes de deformaciones mayores ( $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ ), la nucleación tiene lugar preferentemente a través de las bandas de deslizamiento (Figura 4).

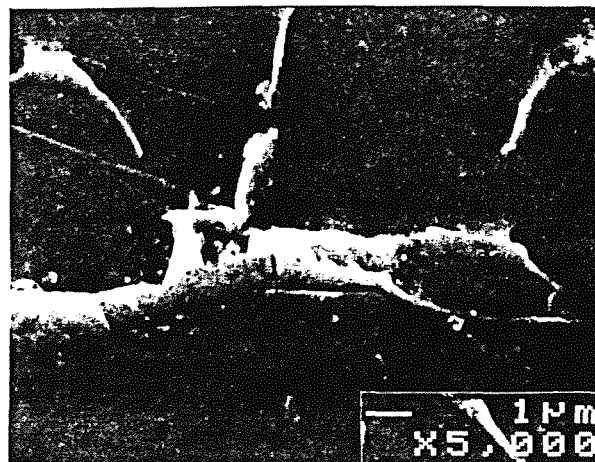


Figura 3. Nucleación de las grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$ .

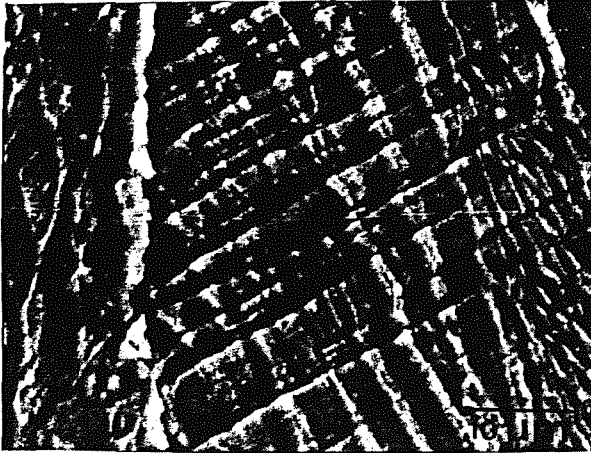


Figura 4. Nucleación de grietas en las bandas de deslizamiento de la fase  $\alpha$ .  $\Delta\epsilon/2=\pm 7 \times 10^{-3}$ .

Si mediante MET se examinan las muestras deformadas a una amplitud de deformación de  $\pm 5 \times 10^{-3}$  y a un  $n^\circ$  de ciclos bajo, por ejemplo, a un 10% con respecto a la vida a fatiga oligocíclica (0.10Nf), se observa claramente que la fase  $\beta$  es la que se deforma plásticamente con mayor facilidad. La figura 5 corresponde a varias micrografías, tanto en campo claro como en campo oscuro, del aspecto de la fase  $\beta$  una vez deformada cíclicamente. Se han tomado bajo una condición de reflexión de  $g=0002$  para la fase  $\alpha$ , con el fin de extinguir las dislocaciones  $\langle a \rangle$  y poder resaltar la morfología de la fase  $\beta$ . Se observa claramente como la fase  $\beta$  aparece fuertemente deformada y cizallada a lo largo de una dirección. Mediante la técnica de difracción de electrones se deduce que el plano de cizalladura de la fase  $\beta$  corresponde a la familia de planos  $\{110\}$  o a un plano muy próximo a éstos que no se ha podido identificar experimentalmente. En la bibliografía los planos  $\{110\}$  se referencian como planos típicos de deslizamiento en las estructuras cúbicas centradas en el cuerpo ya que contienen las direcciones de máxima compacidad. Por tanto, el hecho de que el cizallamiento se produzca en uno de los seis planos equivalentes  $\{110\}$  dependerá del factor de Schmid en cada caso. Para esta amplitud de deformación, la fase  $\alpha$  aparece muy poca deformada observándose, de vez en cuando, algún deslizamiento planar  $\langle a \rangle \{110\}$ .

Si se observa la superficie de las muestras deformadas cíclicamente mediante microscopía electrónica de barrido se comprueba que para algunas colonias de placas widmstätten, la fase  $\beta$  tiende a extruirse hacia el exterior de la superficie (Figura 6).

Finalmente, cuando se examinan muestras deformadas cíclicamente a una amplitud de deformación mayor, éstas presentan algunas diferencias con respecto a las

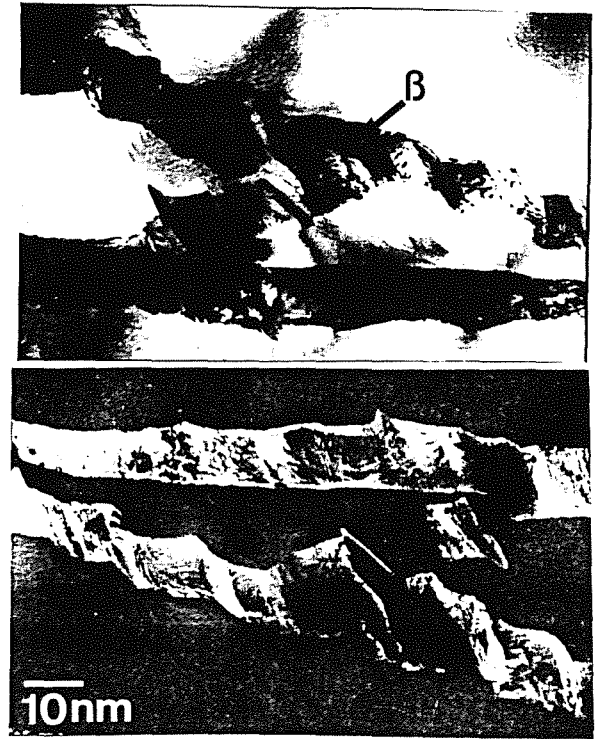


Figura 5. Morfología de las placas de fase  $\beta$  tanto en campo claro como en campo oscuro. ( $\Delta\epsilon/\pm 5 \times 10^{-3}$  y  $N=1200$  ciclos.)

ensayadas a  $\pm 5 \times 10^{-3}$ . Por un lado, el aspecto cizallado de la fase  $\beta$  tiende a desaparecer. Evidentemente, la fase  $\beta$  se deforma plásticamente pero no se observa estos cambios bruscos de forma. En este caso, en la fase  $\alpha$  aparecen diferentes deslizamientos planares  $\langle a \rangle$  que deslizan a través de planos prismáticos. Y por otro lado, como se comentó anteriormente se observa que la nucleación de las grietas tiende a desplazarse hacia las bandas de deslizamiento de la fase  $\alpha$ .

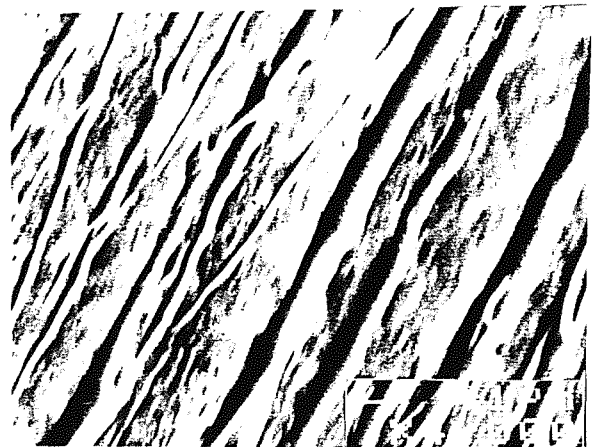


Figura 6. Aspecto superficial de la caña de la probeta. Se observa la extrusión de la fase  $\beta$ .

#### 4.- DISCUSION DE RESULTADOS

Cuando se deforma cíclicamente un cristal cúbico centrado en el cuerpo a una amplitud de deformación constante  $R = -1$ , el cristal puede experimentar cambios de forma. Por ejemplo, la sección transversal de una probeta cilíndrica cambia a una forma elíptica. Estos cambios observados al ensayar a deformación cíclica (tensión-compresión) han sido estudiados por diversos autores en diferentes metales. (2, 3). Estos cambios de forma dependen de factores tales como, la amplitud de deformación, velocidad de deformación y la temperatura (3). Este cambio de forma se explica como consecuencia de un deslizamiento asimétrico. El deslizamiento que tiene lugar sobre un plano de deslizamiento determinado bajo un estado de tracción no es totalmente reversible cuando el material se somete a un estado de compresión, ya que parte del deslizamiento tiene lugar en otro plano o incluso la totalidad del deslizamiento tiene lugar en otro plano diferente.

Mediante los correspondientes diagramas de difracción de electrones se ha demostrado que el plano a través de cual la fase  $\beta$  se cizalla corresponde a un plano de la familia de planos  $\{110\}$ . Este hecho es importante ya que coincide con los planos de deslizamiento típicos referenciados en la bibliografía para las estructuras CCC.

En el caso de la microestructura Widmanstätten, se propone que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar, desde el punto de vista mecánico, como un monocristal CCC que al someterlos a esfuerzos alternativos de tracción - compresión se produce un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano cercano a éste, el cual no se ha podido determinar en este caso. Por ejemplo, en los estudios realizados con el molibdeno se demuestra que en compresión es un plano irracional muy cercano al anterior ( $\sim 4^\circ$ ) (3).

En función de la orientación de la colonia de placas  $\alpha$  Widmanstätten y para amplitudes de deformación bajas, sólo se activa un sistema de deslizamiento  $\{110\}$  de la fase  $\beta$ , de tal forma que, este deslizamiento asimétrico que se origina durante los ciclos de tracción - compresión produce estos cambios de forma observados experimentalmente. Por el contrario, cuando se aumenta la amplitud de deformación del ensayo ( $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ ) se puede activar más de un sistema de deslizamiento  $\{110\}$  de la fase  $\beta$  compensando, en gran medida, estos cambios de forma. Este es el motivo de por qué la fase  $\beta$  no experimenta estos cambios tan bruscos de forma a medida que se aumenta la amplitud de deformación

El problema que se plantea ahora es que si se acepta que la fase  $\beta$  sufre cambios de forma, estos cambios de forma deben ser compatibles con la fase  $\alpha$  y, por consiguiente, la fase  $\alpha$  deberá deformarse plásticamente alrededor de la fase  $\beta$ . Este hecho se puede comprobar claramente en la figura 7 donde la fase  $\alpha$  acomoda la deformación plástica mediante la formación de dislocaciones alrededor de la fase cizallada.

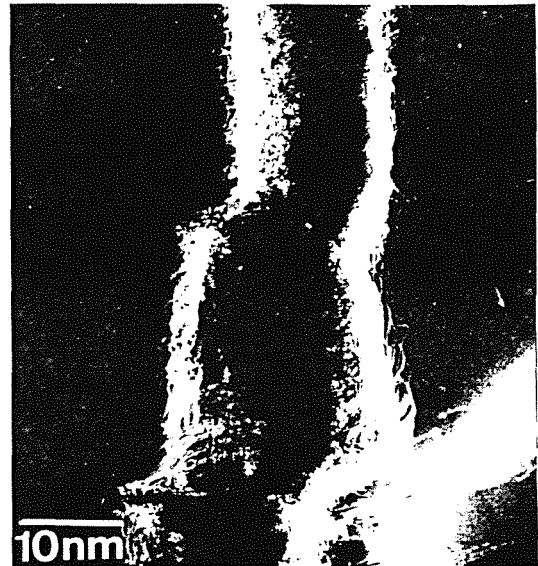


Figura 7. Acomodación de la fase  $\alpha$  mediante la formación de dislocaciones alrededor de la fase  $\beta$ .

Para amplitudes de deformación bajas se observa experimentalmente que la fase  $\beta$  es la que se deforma plásticamente con mayor facilidad. Este hecho provoca que ésta se extruya hacia el exterior a medida que se cicla el material. Esta extrusión de la fase  $\beta$  hacia el exterior se puede explicar por el hecho que dicha fase  $\beta$  no está totalmente confinada en el interior de la fase  $\alpha$ . En superficie la manera más simple de acomodar los cambios de forma es mediante la extrusión de la fase  $\beta$  hacia el exterior. La situación que se tiene pues en superficie es la deformación incompatible entre la fase  $\alpha$  y la fase  $\beta$ . Es decir, que mientras la fase  $\beta$  cambia de forma y se extruye, la fase  $\alpha$  no se adapta a la deformación de la fase  $\beta$  y, por consiguiente, se pueden abrir grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$ . Además, una vez producida la extrusión de la fase  $\beta$ , ésta actúa como concentradora de tensiones y, por tanto, puede contribuir a la nucleación y posterior propagación de la grieta.

Por tanto, estas extrusiones de la fase  $\beta$  pueden explicar que la nucleación de grietas tenga lugar, preferentemente, en las interfases  $\alpha/\beta$  para amplitudes de deformación bajas. En función de la orientación de la



colonia de placas Widmanstätten y de la dirección del esfuerzo aplicado, la fase  $\beta$  se puede extruir más o menos en la superficie y, por tanto, favoreciendo o retardando la nucleación de las grietas.

Para amplitudes de deformación mayores, se produce un cambio de mecanismo en la nucleación de las grietas debido a, por un lado, a la desaparición de los cambios de forma de la fase  $\beta$  retardando la extrusión de ésta en la superficie y, por otro lado, a que las tensiones alcanzadas durante el ensayo son superiores a la tensión crítica de cizalladura, TCC, necesaria para que se produzcan deslizamientos planares  $\langle a \rangle_{\{110\}}$ . Por este motivo existe una elevada densidad de deslizamientos planares en la fase  $\alpha$  favoreciendo la nucleación de las grietas en éstas.

## 5. CONCLUSIONES

1. Desde el punto de vista mecánico, se propone que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar como un monocristal C.C Cuerpo que al someterlo a esfuerzos alternativos de tracción - compresión se produce un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano cercano a éste, el cual no es posible determinar en este caso.

2.- En función de la orientación de la colonia de placas  $\alpha$  Widmanstätten y para bajas amplitudes de deformación, en la fase  $\beta$  sólo se activa un sistema deslizamiento  $\{110\}$ , de tal forma que este asimétrico que se origina durante los ciclos de tracción-compresión produce unos cambios de forma.

Estos cambios de forma, juntamente con la mayor plasticidad de la fase  $\beta$ , favorece la extrusión de ésta en la superficie de la probeta, dando lugar a zonas propicias para la nucleación de grietas

3.- A mayores amplitudes de deformación, las tensiones alcanzadas al deformar cíclicamente ya son capaces de producir una elevada densidad de deslizamientos planares  $\langle a \rangle$  desplazando la nucleación de grietas hacia éstos. Además, otro hecho que hay que tener en cuenta es la desaparición de los cambios de forma de la fase  $\beta$  observados experimentalmente.

## 6. REFERENCIAS

1. Fraker A.C. et al "Corrosion of Titanium alloys in physiological solutions" Proc. Of Second International Conference in Titanium. Ed. Williams Plenum Press. 1983
2. Anglada M et al, Phil. Magazine vol 44 pp.499 (1981)
3. Planell et al, Phil. Magazine vol 54 pp.325-342 (1981)



PROPAGACION DE GRIETA EN ACERO 316L  
BAJO CARGA CATODICA DE HIDROGENO

<sup>Andrés</sup> A. Valiente, L. Caballero y J. Ruíz

Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

} alta ductilidad  
} baja sensibilidad a la  
} fragilización por hidrógeno

**Resumen.** En este trabajo se estudian experimentalmente los mecanismos de crecimiento de grieta que tienen lugar en probetas fisuradas de acero inoxidable austenítico 316 L cuando están sometidas simultáneamente a carga mecánica y a carga de hidrógeno mediante polarización catódica. En ausencia de hidrógeno las probetas agotan su capacidad resistente por colapso plástico con la contribución del crecimiento de grieta debido al embotamiento del frente de la fisura, pero sin desgarramiento dúctil previo. La carga de hidrógeno no origina roturas frágiles, si bien acelera el colapso plástico de las probetas y reduce sustancialmente su capacidad resistente. El hidrógeno activa un proceso de desgarramiento dúctil ramificado en la raíz del frente de la fisura original. Para velocidades de carga mecánica muy bajas la penetración del hidrógeno prevalece sobre la deformación de la fisura y el desgarramiento dúctil debido al hidrógeno domina como mecanismo de crecimiento de grieta. Para velocidades de carga mecánica mayores los núcleos de iniciación del desgarramiento son absorbidos por el frente de grieta al deformarse y el avance de la fisura por embotamiento sigue siendo el mecanismo dominante de crecimiento grieta, aunque sensiblemente acelerado.

**Abstract.** The simultaneous action of hydrogen charging and slow mechanical loading on precracked samples of 316L stainless steel is examined in order to find the mechanisms of crack extension that occur in this material when tested in these conditions. Cathodic polarization is the method employed to produce hydrogen charging simultaneously with the application of mechanical loading. The steel is shown to retain its entire resistance to brittle failure even at the most severe test conditions, since the specimens failed by plastic collapse in all the tests. In the absence of hydrogen, plastic collapse occurs prior to ductile tearing being assisted by crack blunting as the only mechanism of crack extension. The hydrogen action accelerates the plastic collapse by producing bifurcated ductile tearing at the root of the blunted crack tip. This enhances the crack extension effect of the blunting process or becomes the dominant mechanism of crack extension, the loading rate being the determinant factor. At very slow rates the hydrogen action prevails since enough time is provided for it.

## 1. INTRODUCCION

El acero inoxidable austenítico 316 L es conocido por su gran capacidad para deformarse plásticamente y por su baja sensibilidad al fenómeno de fragilización por hidrógeno. En otros aceros inoxidables de la misma familia también se han medido elevadas resistencias a la propagación de grieta [1], pero la del acero 316 L es tal que el inicio del desgarramiento dúctil en probetas preagrietadas se produce con posterioridad al colapso plástico [2].

En los ensayos de sensibilidad a la fragilización por hidrógeno realizados con este material se han utilizado probetas convencionales de tracción cargadas de hidrógeno por calentamiento previo en atmósfera hidrogenada [3] o por polarización catódica simultánea [4], así como probetas entalladas con carga simultánea de hidrógeno por polarización catódica [5]. Los ensayos con probeta lisa suelen dar lugar a multifisuración superficial pero no a

pérdidas de resistencia, ya que en materiales poco sensibles a la fragilización por hidrógeno la ausencia de concentradores de tensiones en la probeta impide poner de manifiesto el efecto del hidrógeno sobre la resistencia mecánica. En los ensayos con probetas entalladas y carga simultánea de hidrógeno descritos en [5] no se observó crecimiento de grieta en la entalla ni siquiera con entallas de 0,2 mm de radio, pero sí multifisuración superficial de la zona entallada con aceleración del colapso plástico y disminución de la carga de agotamiento.

Los mecanismos microscópicos de actuación del hidrógeno en el acero 316 L tampoco han sido definitivamente establecidos. La formación de martensita es uno de los más característicos en aceros inoxidables austeníticos y también afecta al acero 316 L, no sólo por efecto directo del hidrógeno [6], sino también por el efecto combinado del hidrógeno y la deformación plástica [3]. Sin embar-

go, en este mismo acero han detectado pérdidas de ductilidad atribuibles al hidrógeno sin formación de martensita [7], lo que no permite descartar la existencia de mecanismos microscópicos de actuación más generales.

El objetivo de este trabajo es establecer mediante ensayos el efecto del hidrógeno sobre los procesos de crecimiento de grieta que tienen lugar en el acero 316 L sometido simultáneamente a carga de hidrógeno y a carga mecánica. La influencia del tiempo en la acción del hidrógeno es fundamental y se ha introducido en la experimentación abarcando un intervalo de velocidades de carga mecánica de dos órdenes de magnitud.

## 2. MÉTODO EXPERIMENTAL

El acero utilizado en la investigación es acero inoxidable AISI 316L suministrado en chapas de 3 cm de espesor y fabricado comercialmente por laminación en caliente, recocido a 1100 °C durante 30 minutos, y temple en agua. La estructura del acero es enteramente austenítica y su composición química es la de la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso).

| C     | Mn   | Si   | P    | S     | Cr    | Ni    | Mo   |
|-------|------|------|------|-------|-------|-------|------|
| 0,018 | 1,75 | 0,35 | 0,02 | 0,001 | 17,30 | 12,09 | 2,31 |

Los ensayos efectuados para medir las propiedades mecánicas convencionales se realizaron con probetas de tracción orientadas paralelamente a la dirección de laminación (L) y a la dirección transversal larga (LT). Los valores obtenidos figuran en la tabla 2 y revelan ligeras diferencias entre ambas direcciones, las cuales no afectan a la capacidad de endurecimiento por deformación, toda vez que la misma ecuación de Ludwik:

$$\sigma = \sigma_0 (1 + 4\epsilon_p^{0.6}) \quad (1)$$

con una pequeña variación del parámetro de ajuste  $\sigma_0$  (260 MPa para la dirección L y 275 MPa para la dirección LT) describe las relaciones  $\sigma$ - $\epsilon^p$  entre la tensión verdadera y la deformación plástica que resultan de los ensayos.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero.

| Dirección | Módulo elástico | Límite elástico al 0,2 % | Resistencia a tracción | Máxima deformación uniforme |
|-----------|-----------------|--------------------------|------------------------|-----------------------------|
| L         | 190 GPa         | 290 MPa                  | 575 MPa                | 60 %                        |
| LT        | 180 GPa         | 280 MPa                  | 590 MPa                | 45 %                        |

Las probetas empleadas en los ensayos de propagación de grieta fueron probetas compactas de 12,5 mm de espesor bruto y 10 mm de espesor neto, configuradas según la norma ASTM E813 [8] y orientadas haciendo coincidir la dirección de laminación con la de tracción. La prefisuración se realizó escalonando la carga de fatiga dentro de los límites de la norma hasta reducir el ligamento resistente al 40% del canto útil. Las entallas laterales se mecanizaron tras la prefisuración.

Los ensayos de propagación de grieta consistieron en someter la fisura a carga mecánica y a carga de hidrógeno simultáneamente. La carga mecánica se efectuó traccionando las probetas y controlando la fuerza ejercida a través de la velocidad del COD o apertura de las caras de la fisura a la altura de la línea de carga. Las velocidades de carga aplicadas fueron 0,1, 1 y 10  $\mu\text{m}/\text{min}$ , para poder abarcar un intervalo de dos órdenes de magnitud. Además de esta serie de ensayos se realizó una segunda sin carga de hidrógeno, en aire, a 100  $\mu\text{m}/\text{min}$  de velocidad manteniendo iguales las restantes condiciones de ensayo.

La carga de hidrógeno se efectuó por polarización catódica bajo un potencial de -1000 mV respecto al electrodo de calomelanos saturado. El potencial fue aplicado mediante un potencióstato y tres electrodos, con las probe-

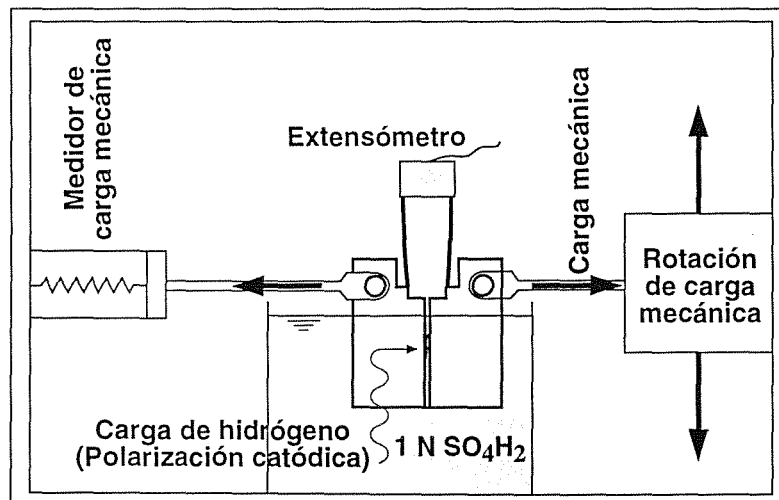


Fig. 1. Dispositivo experimental empleado para efectuar simultáneamente las cargas mecánica y de hidrógeno.

tas sumergidas en una solución acuosa 1 N de ácido sulfúrico provista de una pequeña dosis de  $\text{NaAsO}_2$  a fin de inhibir la recombinación del hidrógeno. La densidad de corriente catódica medida fue de  $0,1 \text{ A/cm}^2$ .

Para poder simultanear la carga mecánica y la carga de hidrógeno se diseñó y construyó un dispositivo que permitía transformar en fuerzas horizontales las fuerzas verticales generadas por una máquina convencional de ensayos mecánicos. De este modo fue posible someter las probetas a tracción estando sumergidas parcialmente en la solución agresiva antes descrita, con el frente de fisura dentro del líquido y la línea de carga y el extensómetro de medida del COD y control del ensayo fuera. La figura 1 es un esquema ilustrativo del dispositivo experimental. Se han empleado dispositivos comparables para estudiar el crecimiento de grieta en aleaciones Ni-Cu sumergidas en soluciones agresivas, pero con una máquina de ensayos de carga horizontal [9].

Los ensayos se prolongaron hasta sobrepasar holgadamente la carga máxima y las probetas fueron seccionadas por el plano de simetría paralelo a la línea de carga para observar el crecimiento de grieta. La observación se llevó a cabo en el microscopio electrónico de barrido tras pulir convenientemente las superficies de corte. En la serie sin carga de hidrógeno, uno de los ensayos se detuvo antes de carga máxima y otro después. Ambas probetas fueron seccionadas para observación en el microscopio electrónico de barrido.

### 3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

La Figura 2 muestra los registros Fuerza-COD obtenidos para las distintas velocidades de carga aplicadas en los ensayos, incluyendo la serie sin carga de hidrógeno. La combinación de carga mecánica y carga de hidrógeno produce un importante efecto, cuya intensidad es función de la velocidad de carga. No obstante, los cambios que se producen no son tan drásticos que alteren el modo macroscópico de rotura de la probeta. La forma de las curvas de la Figura 2 indica que en ningún caso la capacidad resistente de las probetas se agota por rotura frágil, sino por agotamiento plástico del ligamento resistente, entre cuyas posibles causas debe incluirse el crecimiento del tamaño de fisura debido al desgarramiento dúctil.

Las fotografías de microscopio electrónico muestran el perfil del frente de la fisura en el momento de interrumpir el ensayo e indican como se produce físicamente el crecimiento de grieta a través de los fenómenos físicos que le acompañan. Las Figuras 3 y 4 corresponden a la serie de ensayos sin carga de hidrógeno y confirman la descripción del proceso de crecimiento de grieta propuesta en la referencia [2] para el mismo material y las mismas condiciones de ensayo. El desgarramiento dúctil (Figura 4) no se produce de forma nítida hasta después del colapso plástico de la probeta. Con anterioridad al colapso plástico el crecimiento de grieta tiene lugar por formación de subentallas agudas en la raíz del frente de la fisura deformada (Figura 3), las cuales no profundizan hacia el material, sino que pierden su curvatura y se integran en el frente de fisura. De este modo la fisura avanza

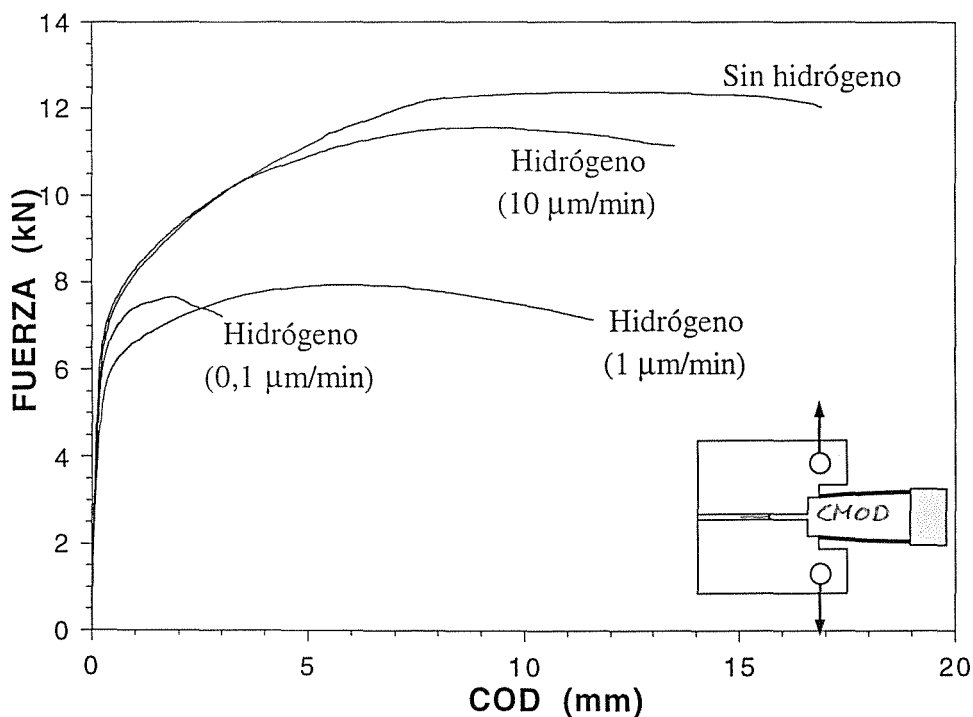


Fig. 2. Curvas Fuerza-Desplazamiento en los ensayos de crecimiento de grieta con carga simultánea de hidrógeno.

hacia el interior de la probeta sin separar el material. La mayor superficie de frente que entraña este avance no sería por tanto atribuible a la creación de nueva superficie sino a la deformación de la ya existente (stretching).



Fig. 3. Perfil del frente de grieta antes del colapso plástico en ausencia de hidrógeno.

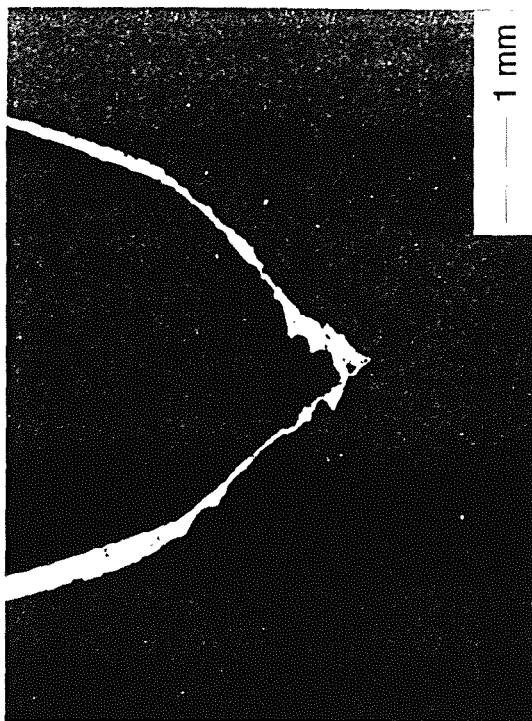


Fig. 4. Perfil del frente de grieta después del colapso plástico en ausencia de hidrógeno.

El mecanismo físico de avance de la fisura experimenta un cambio drástico cuando el hidrógeno penetra en el material a la vez que actúan las fuerzas aplicadas. Las Figuras 5, 6 y 7 muestran los perfiles del frente de la fisura posteriores al colapso plástico para los ensayos con carga de hidrógeno realizados a 10, 1 y 0,1  $\mu\text{m}/\text{min}$ . Los tres perfiles presentan rasgos comunes que los diferencian claramente de los perfiles encontrados en ausencia de hidrógeno y determinan el efecto de este elemento sobre los mecanismos de crecimiento de grieta. El frente de fisura que se observa en el perfil perteneciente a la probeta ensayada con la velocidad más baja (Figura 7) está muy poco deformado y presenta dos prolongaciones nítidamente desarrolladas, que en primera aproximación pueden asimilarse a ramificaciones inclinadas  $45^\circ$ . Análogas ramificaciones, semiabsorbidas por un frente de fisura, mucho más deformado son reconocibles en los perfiles de las Figuras 5 y 6. Las curvas Fuerza-COD de la Figura 2 no acusan tan marcadamente estos cambios en el mecanismo de crecimiento de grieta. En particular la correspondiente a la velocidad de 10  $\mu\text{m}/\text{min}$  está bastante más próxima a la debida únicamente a carga mecánica que a las otras dos, consecuencia como ella de la simultaneidad de las cargas mecánica y de hidrógeno.

#### 4. ANALISIS DE RESULTADOS

En ausencia de hidrógeno, las probetas fisuradas de acero 316 L se agotan mecánicamente por colapso plástico del ligamento resistente, al cual contribuye el avance de la fisura por formación y absorción de subentallas. Este mecanismo de crecimiento de grieta es importante en la medida que condiciona los efectos del hidrógeno y por tanto la sensibilidad del material a la fragilización por hidrógeno. Anteriormente había sido detectado en probetas entalladas con entallas de fuerte curvatura [10], confirmándose ahora que en probetas fisuradas persiste y se impone al desgarramiento dúctil. En otros aceros inoxidables austeníticos afines sucede lo contrario, ya que la fisura crece por desgarramiento dúctil y es éste el mecanismo de crecimiento que contribuye al colapso plástico. Para el acero 316 esto se ha comprobado con moldes de la fisura realizados en distintas fases del ensayo [1], y para el acero 304 L con secciones del perfil de la fisura análogas a las aquí empleadas [11].

La presencia de hidrógeno en las probetas fisuradas de acero 316 L activa un mecanismo de crecimiento de fisura por bifurcación que se superpone al de avance del frente de grieta por embotamiento. Este efecto del hidrógeno provoca el crecimiento localizado de la fisura según ramificaciones inclinadas  $45^\circ$  respecto al plano de la fisura original y es consistente con la teoría micromecánica denominada Hydrogen Enhanced Local Plasticity (HELP), según la cual el hidrógeno induce la rotura progresiva del material por localización y acumulación de deformación

plástica en bandas de deslizamiento [12]. Los aceros inoxidables austeníticos no son ajenos a este fenómeno de localización, toda vez que se ha observado en acero 316 tras la plastificación del material y la aparición de bandas

de deslizamiento [13]. Esto explicaría la posición y la orientación de las ramificaciones que aparecen en las Figuras 5 a 8, ya que las máximas tensiones cortantes del frente de la fisura se producen en la raíz del perfil y forman  $45^\circ$  con su tangente.



Fig. 5. Perfil del frente de grieta después del colapso plástico con carga de hidrógeno ( $COD' = 10 \mu\text{m}/\text{min}$ ).

La secuencia de perfiles de frente de grieta que se observa en las figuras 5, 6 y 7 indica que los dos mecanismos de crecimiento de grieta mencionados compiten para dominar uno sobre otro, y sugiere que dicho dominio depende de la velocidad relativa con que progresan ambos mecanismos, la cual está a su vez determinada por la velocidad de carga mecánica. Si ésta no es extremadamente lenta (Figura 5), el hidrógeno no tiene tiempo de generar ramificaciones de la fisura con longitud suficiente para escapar de la influencia de la deformación plástica del frente original, y éste tiende a absorberlas en su avance. Si por el contrario la velocidad de carga es muy lenta (Figura 7), las ramificaciones progresan más deprisa que el frente y no se incorporan a él. El perfil de la Figura 6 corresponde a una velocidad intermedia entre las dos anteriores e ilustra como puede ser el crecimiento de grieta para la velocidad de equilibrio a partir de la cual el dominio pasa de un mecanismo a otro.

El agotamiento de la probeta se produce en todos los casos por colapso plástico, nunca por rotura frágil. El mecanismo de crecimiento de grieta que el hidrógeno activa precipita el colapso plástico del ligamento resistente, bien por contribución directa cuando es el mecanismo dominante (Figura 7), bien por contribución indirecta acelerando el mecanismo dominante (Figura 6).



Fig. 6. Perfil del frente de grieta después del colapso plástico con carga de hidrógeno ( $COD' = 1 \mu\text{m}/\text{min}$ ).

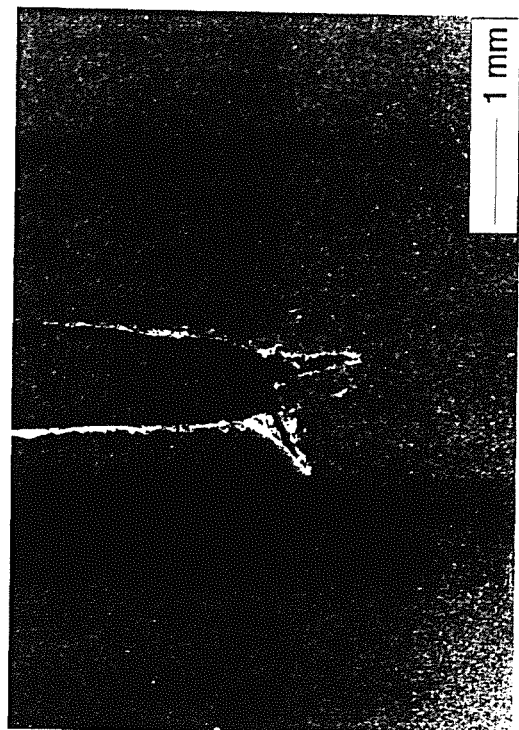


Fig. 7. Perfil del frente de grieta después del colapso plástico con carga de hidrógeno ( $COD' = 0,1 \mu\text{m}/\text{min}$ ).

## 5. CONCLUSIONES

Los ensayos de propagación de grieta realizados con probetas prefisuradas de acero inoxidable austenítico 316 L, indican que el agotamiento de las probetas en ausencia de hidrógeno se produce por colapso plástico del ligamento resistente. La grieta progresa por embotamiento del frente y su avance contribuye al colapso de la probeta.

La repetición de los ensayos con carga simultánea de hidrógeno por polarización catódica no hace que se altere el modo de agotamiento de las probetas, el cual sigue teniendo lugar por colapso plástico aunque para cargas sensiblemente menores. La contribución del crecimiento de grieta al colapso plástico se intensifica debido a que el hidrógeno activa un segundo mecanismo de crecimiento que da lugar a la bifurcación de la fisura original y es consistente con la tendencia del hidrógeno a localizar la deformación plástica en bandas de deslizamiento.

Si la velocidad de carga mecánica es muy lenta, la penetración del hidrógeno en el acero se intensifica y el hidrógeno llega a dominar el crecimiento de grieta al imponerse la bifurcación de la fisura sobre el avance del frente por embotamiento. La carga y la deformación de colapso plástico alcanzan entonces sus niveles más bajos. Para velocidades de carga mecánica más altas, los dos mecanismos de crecimiento de grieta actúan conjuntamente y las ramificaciones de la fisura son absorbidas por el frente de grieta en su avance. Debido a ello la velocidad de avance aumenta, el colapso plástico se acelera respecto a los ensayos sin hidrógeno y tiene lugar para cargas y deformaciones inferiores, tanto más bajas cuanto menor sea la velocidad de carga.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Davies, P. H., "An Elastic-Plastic Fracture Mechanics Study of Crack Initiation in 316 Stainless Steel, ASTM-STP 803 II, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, U.S.A., 611-631 (1983).
- [2] Valiente, A., Caballero, L., Ruíz, J. y Fernández, J. "Crack Extension Testing of 316 L Stainless Steel under Slow Strain Rate and Hydrogen Charging" en "Mechanism and Mechanics of Damage and Failure", 1539-1544, EMAS (1996).
- [3] Rosenthal, Y., Mark-Markowitch, M., Stern, A. y Eliezer, D., "Tensile Flow and Fracture Behaviour of Austenitic Stainless Steel after Thermal Aging in A Hydrogen Atmosphere", *Materials Science and Engineering* **67**, 91-107 (1984).
- [4] Minkovitz, E. y Eliezer, D., "Hydrogen Assisted Cracking of Sensitized 316 L Stainless Steel", *Journal of Materials Science* **16**, 2507-2511 (1981).

[5] Valiente, A., Toribio, J., Cortés, R. y Caballero, L., "Tensile Failure of Stainless Steel Notched Bars under Hydrogen Charging, *Journal of Engineering Materials and Technology* **118**, 186-191, (1996).

[6] Minkovitz, E., Talianker, M., y Eliezer, D., "TEM Investigation of Hydrogen Induced e-chp-Martensite in 316L Type Stainless Steel", *Journal of Materials Science* **16**, 3506-3508 (1981).

[7] Eliezer, D., "Hydrogen Assisted Cracking in Type 304L and 316L Stainless Steel", Third International Conference on Effect of Hydrogen on Behavior of Materials, The Metallurgical Society of AIME, Moran, Wyoming, 565-574 (1980).

[8] American Society for Testing and Materials, "ASTM Standard E 813: Standard Test Method for  $J_{Ic}$ , A Measure of Fracture Toughness", American Society for Testing and Materials, Philadelphia, U.S.A (1988).

[9] Vassilaros, M. G., Suers R. L., Natishan, M. E. y Vasudevan, A. K., "Environmental Slow Strain Rate J-Integral Testing of Ni-Cu Alloy K-500", ASTM-STP 1210, 123-133, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, U.S.A. (1993).

[10] Valiente, A. y Fernández, J. "Estudio de las condiciones de fallo a tracción en probetas entalladas de acero de alta ductilidad", *Anales de Mecánica de la Fractura* **9**, 148-155 (1994).

[11] Hardie, D and Butler, J. J., "Effect of Hydrogen on Crack Tip Blunting Characteristics of 304L Steel", *Materials Science and Technology* **4**, 530-534 (1988).

[12] Dève, H. E., Asaro, R. J. and Moody, N. R., "The Influence of Hydrogen on The Development of Localized Plastic Deformation in Internally Nitrided Single Crystals of Iron", *Scripta Metallurgica* **23**, 389-395 (1989).

[13] Rozenak, P., Roberston, I. M. and Birnbaum, H. K., "HVEM Studies of The Effects of Hydrogen on The Deformation and Fracture of AISI Type 316 Austenitic Stainless Steel", *Acta Metallurgica* **38**, 2031-2040 (1990).

## AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dirección General de Enseñanza Superior por la financiación recibida a través del proyecto PB95-0238.

## AGRIETAMIENTO BAJO FATIGA TÉRMICA DE Ti64

A. Martín Meizoso<sup>1</sup>, R. Rodríguez<sup>2</sup>, J. Goñi<sup>2</sup>, A. Rubio<sup>2</sup>, M.C. García Leiva<sup>1</sup>, I. Ocaña Arizcorreta<sup>1</sup>, J.M. Martínez Esnaola<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),  
Pasco de Manuel Lardizábal, 15, 20009 - San Sebastián

<sup>2</sup>INASMET, Camino de Portuetxe, 12, 20009 - San Sebastián

**Resumen.** Las aleaciones de Ti tienen gran interés para la industria aeronáutica en aquellos componentes que trabajan a temperaturas comprendidas entre los 200 y 700°C. Los materiales compuestos de matriz de Ti reforzados con fibras tienen interés cuando se requieren módulos de elasticidad más elevados o temperaturas de empleo ligeramente superiores. Este tipo de componentes que trabajan a elevadas temperaturas se someten a ciclos de fatiga térmica en la operación de los motores de aviación. El presente trabajo describe la instalación experimental realizada para la realización de los ensayos de choque térmico y los primeros resultados obtenidos en ensayos de fatiga térmica de la aleación de Ti 6%Al 4%V.

**Abstract.** Titanium alloys are very interesting for aeronautical applications in components working at temperatures between 200 and 700°C. Titanium matrix composites reinforced with continuous fibres show improved modulus of elasticity and slightly higher service temperatures. Components made up of these materials are subjected to thermal fatigue during the operation of aero-engines. This work describes the experimental set up to carry out thermal shock experiments and presents the first results obtained in thermal fatigue tests conducted on the alloy Ti 6%Al 4%V.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de base Ti constituyen una nueva familia de materiales avanzados para los cuales ya se han identificado numerosas aplicaciones en el sector aeronáutico, fundamentalmente, a tenor de las elevadas prestaciones que pueden ofrecer en comparación con los materiales convencionales habitualmente empleados en dicho sector (aleaciones de Ti o superaleaciones de base Ni, por ejemplo). Entre las mejoras más interesantes, se puede destacar el elevado módulo de elasticidad (del orden de 200 GPa), frente a los 100-120 GPa del Ti y sus aleaciones [1], las elevadas prestaciones mecánicas a elevada temperatura así como la resistencia específica a 1000° C, superior incluso a las superaleaciones de base Ni [2].

De todas maneras, y previo a la aplicación industrial de estos materiales en los componentes ya identificados (como por ejemplo las turbinas de baja presión), será necesario conocer en detalle las prestaciones de dichos materiales con una máxima fiabilidad. En esta línea, se ha considerado de interés el realizar unos ensayos de choque térmico, puesto que la resistencia al choque térmico es uno de los principales requisitos para poder

aplicar los materiales compuestos de base Ti en las aplicaciones citadas.

## 2. ENSAYOS DE CHOQUE TÉRMICO

El principal problema que se ha encontrado ha sido la inexistencia de normas o procedimientos que indiquen cómo se han de llevar a cabo, así como el tipo de probeta a utilizar. Por esta razón, y previamente a la realización de los mismos, ha sido necesario diseñar y optimizar tanto el dispositivo más adecuado como la geometría de la probeta más idónea. Posteriormente, una vez realizadas diferentes pruebas previas, se ha comenzado a realizar los ensayos, tanto con la propia matriz de Ti sin reforzar, adquirida a GoodFellow (Inglaterra), como con el material compuesto adquirido a la DRA (Defense Research Agency, Inglaterra).

Los resultados obtenidos deben permitir evaluar la mejora de resistencia al choque térmico de la matriz de Ti (Ti-6%Al-4%V) debido a la presencia de los refuerzos de carburo de silicio (SiC). Además, el estudio de las superficies de fractura de las probetas ensayadas, por medio de técnicas de microscopía electrónica (SEM, Scanning Electron Microscopy),

permitirá determinar el origen de la fractura, así como el principal mecanismo de fractura. En definitiva, estos estudios complementarios ayudarán a comprender mejor el comportamiento de cada uno de los dos materiales ensayados.

### ENSAYO DE FATIGA / CHOQUE TERMICO DISPOSITIVO DE ENSAYO

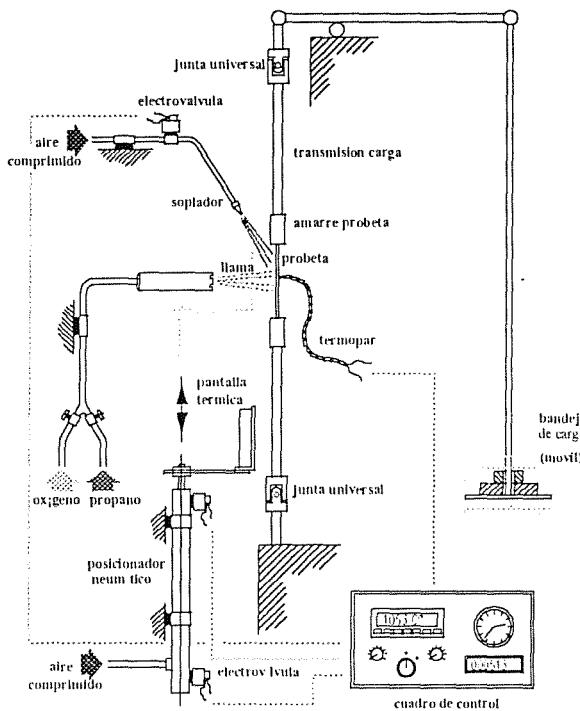


Fig. 1. Esquema del dispositivo experimental preparado para la realización de los ensayos de choque térmico.

Los ensayos de choque térmico consisten en someter a la probeta a una carga de tracción determinada (normalmente un porcentaje determinado de la resistencia a tracción del material a ensayar). Bajo estas condiciones de carga se aplica posteriormente un ciclo de calentamiento-enfriamiento a la zona central de la probeta. Este ciclo viene determinado tanto por el rango de temperaturas (máximo y mínimo) como por el tiempo que se tarda en alcanzar ambas temperaturas en la zona de ensayo.

El calentamiento de la probeta, para alcanzar la temperatura máxima definida, se ha efectuado mediante un soplete de propano, mientras que la refrigeración se ha llevado a cabo mediante un flujo de aire comprimido. El ensayo consiste en registrar el número de ciclos que soporta el material, bajo estas condiciones de carga-temperatura, antes de la rotura.

### 2.1 Dispositivo Experimental

El equipamiento que se ha diseñado y puesto a punto para la realización de estos ensayos de choque térmico consta principalmente de:

i) Un equipo de ensayos de fluencia, que permite aplicar una carga constante a la probeta (véase la Fig. 1).

ii) Un soplete de propano, con diferentes tipos de boquillas que permiten controlar el caudal de salida, además del control propio del regulador de la fuente de propano. Otro parámetro que también permite controlar la temperatura que se alcanza en la zona central de ensayo es la distancia a la cual se sitúa la boquilla del soplete con respecto a la probeta.

iii) Un registrador de temperatura, conectado a un termopar de tipo K.

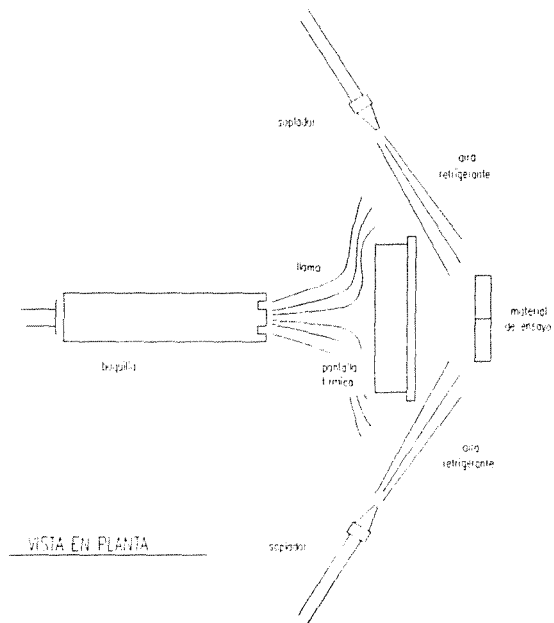


Fig. 2. Vista en planta del dispositivo experimental de ensayos de choque térmico. Se aprecia la disposición del soplete, el sistema de refrigeración mediante aire comprimido, la pantalla térmica (empleada para el ciclo de enfriamiento) así como las dos probetas utilizadas (probeta de ensayo y auxiliar).

iv) Dos tomas de aire comprimido, situadas a ambos lados de la probeta y dirigidas hacia la zona central de ensayo, que se accionan una vez alcanzado el límite superior de temperatura, y permiten refrigerar dicha zona de ensayo hasta situar la misma a la temperatura prefijada para el límite inferior.

v) Dos electroválvulas, accionadas mediante un temporizador, para controlar el tiempo de duración tanto del ciclo de calentamiento como del de



enfriamiento. Una vez recibida la señal del temporizador, las dos electroválvulas accionan el dispositivo de refrigeración así como el movimiento de una pantalla térmica, en sentido ascendente, que se interpone entre el soplete y la probeta, una vez ha finalizado el ciclo de calentamiento establecido. La Fig. 2 muestra una vista en planta del dispositivo experimental preparado, en el cual se puede apreciar la situación de la pantalla térmica durante el ciclo de enfriamiento, así como la disposición del sistema de refrigeración mediante aire comprimido.

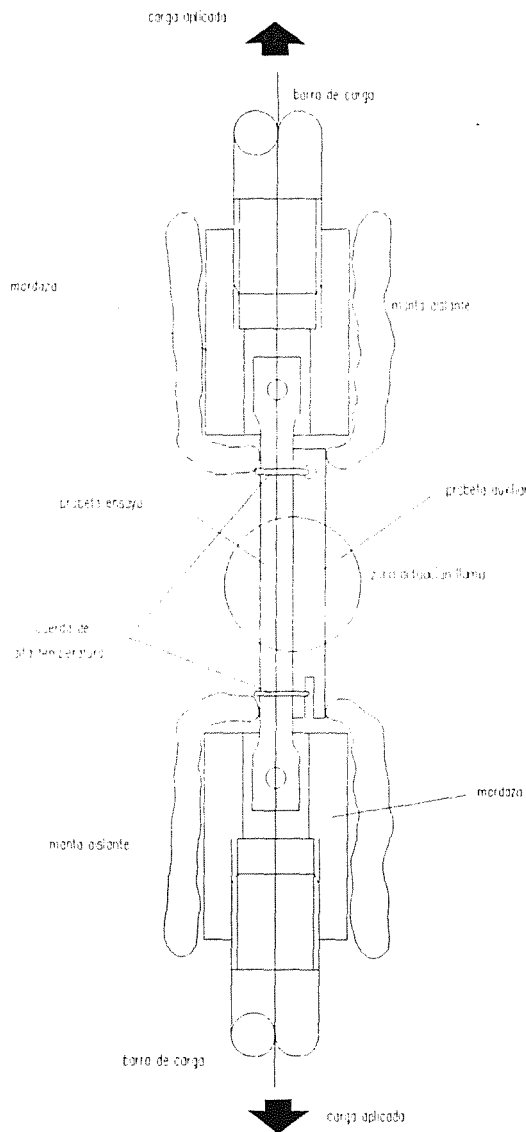


Fig. 3. Detalle de la situación de las probetas de "ensayo" y "auxiliar" durante el ensayo de choque térmico, y el modo de amarre de la probeta "auxiliar" a la de "ensayo" mediante un hilo cerámico de alta temperatura. Se puede observar cómo las mordazas del equipo de fluencia se protegen mediante una manta aislante.

De la misma manera, y una vez terminado el ciclo de enfriamiento, las electroválvulas cortan el sistema de refrigeración y mueven la placa refractaria, en sentido descendente, para permitir que la llama del soplete incida nuevamente sobre la zona de ensayo.

vi) Para cada ensayo se utilizan dos tipos de probetas: una de tipo "hueso", sobre la cual se aplica únicamente la carga constante, y otra rectangular, adosada a las extremidades de la anterior por medio de un hilo cerámico de alta temperatura (véase la Fig. 3), sobre la cual se sitúa, en su parte posterior, el termopar de tipo K (también llamada probeta auxiliar).

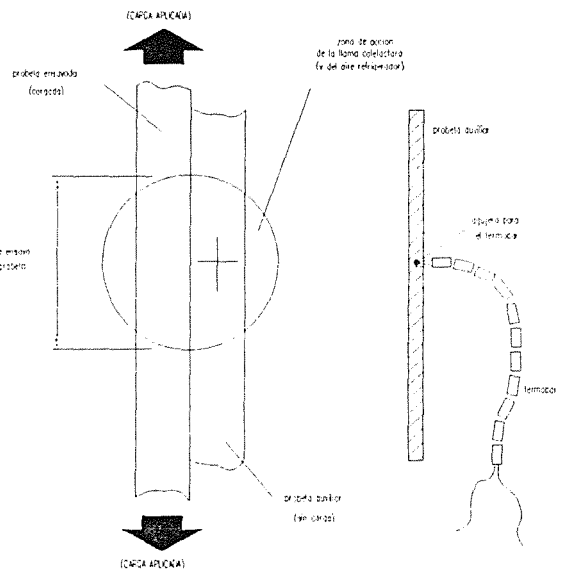


Fig. 4. Esquema de la disposición de las dos probetas (de ensayo y auxiliar). Se puede observar el modo en que el termopar de tipo K es alojado en la parte posterior de la probeta auxiliar, en la cual se mecaniza un pequeño agujero.



Fig. 5. Vista de las dos probetas (de ensayo y auxiliar) mecanizadas a partir de las placas del material compuesto Ti-6%Al-4%V/SiC.

De esta manera, y dado que la llama calefactora del soplete se aplica a la zona central de ambas probetas, se puede conocer la temperatura que se alcanza en la probeta de tipo "hueso", que se supone que es similar a la temperatura que realmente se está midiendo en la probeta rectangular adosada a la misma, tal y como se puede observar en la Fig. 4.

Por otra parte, en la Fig. 5, se muestran las dos probetas utilizadas en cada uno de los ensayos: la probeta de tipo "hueso", que es la que realmente se ensaya, y la probeta rectangular auxiliar, puesto que únicamente sirve de referencia para conocer la temperatura a la cual se sitúa en cada instante la probeta de ensayo.

## 2.2 Materiales

El material con el que se ha trabajado es una aleación comercial de Ti/6%Al/4%V suministrada por la empresa Goodfellow de Inglaterra. Este es el material que servirá posteriormente como matriz para los compuestos reforzados con fibras Sigma que se estudiarán en un futuro. Microestructuralmente la aleación es una mezcla de fases  $\alpha$  y  $\beta$  de Ti. El espesor de las placas es de 1'25 mm.

## 2.3 Optimización de los ensayos

Una vez identificados los principales parámetros de control involucrados en los ensayos de choque térmico, se procedió a la puesta a punto del dispositivo experimental diseñado específicamente para la realización de estos ensayos. Entre los factores estudiados, cabe destacar:

- El tamaño de la lanza o boquilla del soplete. Se han realizado pruebas con los sopletes número 0, 2, 5 y 6.
- Los caudales de oxígeno y propano.
- La distancia entre la boquilla del soplete y ambas probetas.
- La carga aplicada a la probeta de ensayo durante la realización del mismo. Los valores estudiados han sido: 2'5%, 5% y 10% de la resistencia a tracción del material.
- El ciclo de temperatura (temperaturas máxima y mínima).
- Los tiempos de calentamiento y enfriamiento.
- El caudal de aire comprimido utilizado para facilitar la rápida refrigeración del material.
- El empleo de dos placas laterales, constituidas por una rejilla metálica con manta de alúmina, una a cada lado del dispositivo mostrado en la Fig. 1, para evitar corrientes de aire laterales que modifican la dirección de la llama.

Las pruebas se han realizado únicamente con probetas de la matriz de Ti sin reforzar, las cuales han permitido determinar los siguientes parámetros óptimos:

- Boquilla del soplete: número 0.
- Distancia entre el extremo del soplete y las dos probetas (ensayo y auxiliar): 20 cm.
- Ciclo de temperaturas (límite superior e inferior): 150°C-370°C.
- Ciclo de tiempos de calentamiento y enfriamiento: 10 s (calentamiento) y 20 s (enfriamiento).
- Carga a aplicar a la probeta de ensayo: 10% de la resistencia a tracción ( $\approx$  100 MPa).

Los caudales de oxígeno y propano, para el control de la llama, así como el caudal de aire comprimido, para refrigerar la probeta, también se han optimizado.

## 3. RESULTADOS

Se presentan los resultados obtenidos en los ensayos de choque térmico de la aleación de Ti 6%Al 4%V. El tiempo de calentamiento es de 16 s, hasta alcanzar la temperatura máxima de 550°C. El enfriamiento se produce en 12 s hasta alcanzar la temperatura inferior de ciclado que es de 120°C. Las cargas estáticas aplicadas sobre las probetas producen tensiones iniciales de 50 y 99 MPa. Las vidas de ambas probetas fueron de 413 y 180 ciclos, respectivamente.

Tabla 1. Ensayos de choque térmico de Ti64.

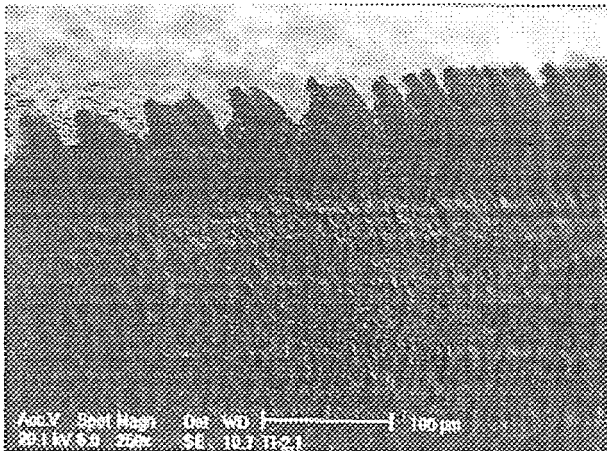
| Tensión inicial (MPa) | Vida (ciclos) | Reducción en área | Tensión fractura (MPa) |
|-----------------------|---------------|-------------------|------------------------|
| 50                    | 413           | 94'4 %            | 900                    |
| 99                    | 180           | 91'2 %            | 1.132                  |

Como se observa en la tabla 1, ambas probetas presentan una enorme estricción, en donde se localiza la fractura de las probetas. La fractura se produce prácticamente por agotamiento plástico. Las superficies de la fractura final son planas, dúctiles y perpendiculares a la carga estática aplicada.

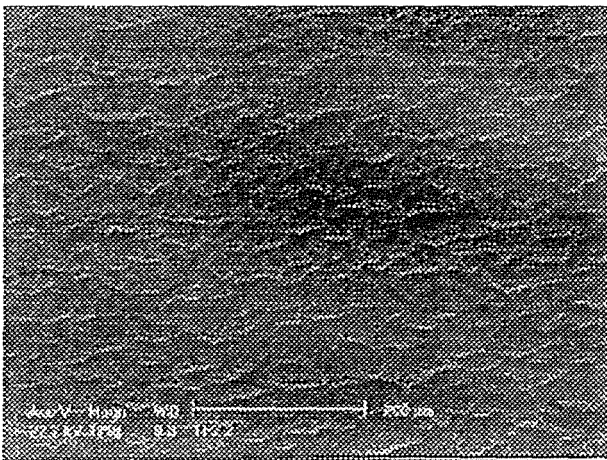
La Fig. 6 muestra el aspecto de la arista de la probeta (que inicialmente tiene una sección rectangular), en la zona de la estricción, tras la rotura. Se aprecia un dentado producido por la intersección de las bandas de deslizamiento sobre la arista de la probeta. El mismo fenómeno conduce a un incremento notable de la rugosidad superficial de las probetas que también se observa en la Fig. 6.

La Fig. 7 muestra la superficie de la probeta ensayada con 50 MPa tras la fractura (ocurrída tras 413 ciclos térmicos). Se observa un agrietamiento múltiple de la probeta en dirección perpendicular a la carga aplicada. Del mismo modo, este agrietamiento parece deberse a la intersección de las bandas de deslizamiento sobre la superficie de la probeta.

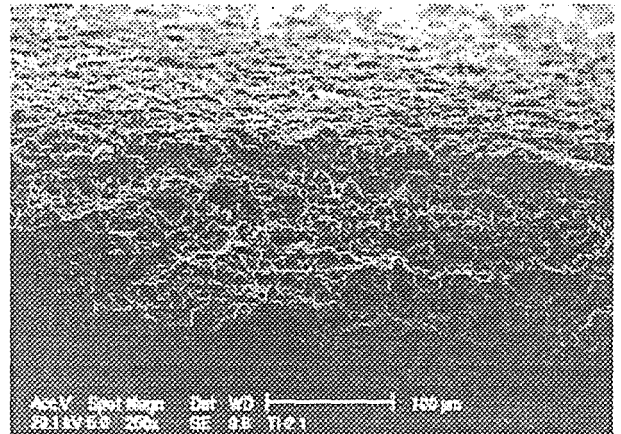
En la Fig. 8 se muestra el aspecto de la superficie de fractura. Como se puede observar el aspecto de la



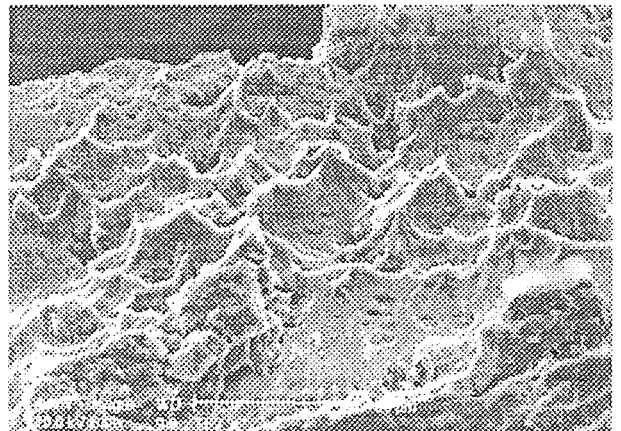
**Fig. 6.** Aspecto de la arista de la probeta, inicialmente lisa, tras la realización de 180 ciclos térmicos. Se observa el dentado producido por la intersección de las bandas de deslizamiento sobre la arista de la probeta. Igualmente, se observa un notable incremento en la rugosidad superficial de la probeta.



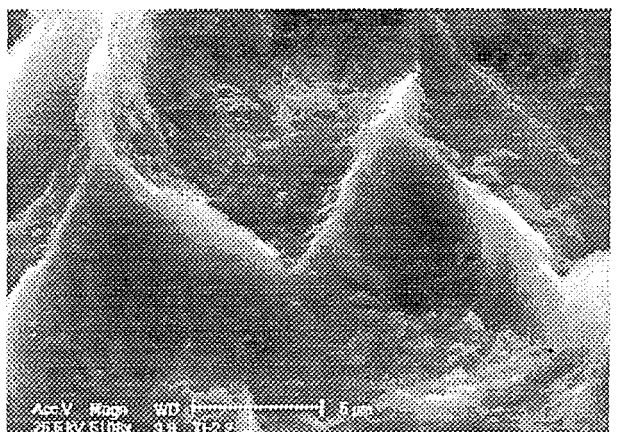
**Fig. 7.** Micrografía electrónica de barrido de la superficie lateral de la probeta tras 430 ciclos térmicos. Se observa un agrietamiento múltiple y perpendicular a la dirección de la carga estática aplicada.



**Fig. 8.** Fractografía de una de las probetas de choque térmico. Se observa la superficie fractura totalmente dúctil, y la superficie lateral con la rugosidad mostrada en las anteriores micrografías.



**Fig. 9.** Micrografía electrónica de barrido en la que se observa la superficie de la fractura final. Se observan cavidades dúctiles de aspecto triangular.



**Fig. 10.** Detalle de la Fig. 8 en la que se observa el aspecto triangular de una de estas cavidades.

misma es completamente dúctil. En la parte superior de la misma se observa también la rugosidad superficial producida en la superficie lateral de la estricción.

La Fig. 9 muestra la superficie final de fractura con un mayor detalle. La superficie de fractura está tapizada por cavidades dúctiles de aspecto triangular, véase la Fig. 10, probablemente producidas por deslizamiento sobre los planos piramidales de la aleación de Ti 6%Al 4%V. Esta fractografía es análoga, aunque a una escala menor, a la observada en [3], para la misma aleación con una fuerte textura cristalográfica en ensayos de tracción a temperatura ambiente.

#### 4. CONCLUSIONES

Se ha diseñado y construido un equipo que permite la realización de ensayos de choque térmico tanto de aleaciones de Ti como materiales compuestos de matriz de Ti y refuerzo de fibras.

Las probetas rompen tras una importantísima estricción lo que conlleva al agotamiento plástico de la sección restante y su posterior fractura dúctil.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

El dispositivo experimental para la realización de los ensayos de choque térmico ha sido desarrollado dentro de un proyecto de Inasmet (Departamento de Materiales Cerámicos) en colaboración con Industrias de Turbo Propulsores (ITP). Este trabajo se ha realizado en el marco de un proyecto genérico, financiado por el Departamento de Industria, Agricultura y Pesca del Gobierno Vasco.

#### 6. REFERENCIAS

- [1] P.K. Brindley, S.L. Draper, J.I. Eldridge, M.V. Nathal, and S.M. Arnold, *Metall. Trans.*, 23A, 1992, pp.2527-2540.
- [2] H. Buhl, "Advanced Aerospace Materials", MRE Materials Research and Engineering, June, 1992.
- [3] J.A. Medina y J. Gil, "Geometría fractal de la superficie de rotura de una chapa de Ti-6%Al-4%V con fuerte textura cristalográfica". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 11, 1994, 208-215.

**CREEP BEHAVIOUR OF THE IN718 SUPERALLOY**

C.M. Branco\*, J. Baptista\* and J. Byrne\*\*

\* UME / IST, Technical University of Lisbon, 1096 Lisbon Codex, Portugal

\*\* Dept. of Mechanical and Manufacturing Engineering, University of Portsmouth, PO1 3DJ, UK

**ABSTRACT**

Crack growth rate ( da/dt ) in IN718 nickel base superalloy has been studied at 600 and 700° C, in both compact tension and corner crack specimens, under sustained constant load conditions, generating an intergranular fracture mode.

Using the stress intensity factor, K, as the correlating parameter, slower growth rates are found for corner cracks than for the through cracks in CT specimens together with a greater degree of crack tunneling. In the CT specimens, the introduction of lateral side grooves has increased the crack growth rate. Disparities found between growth rates in the CC geometry are found to correlate with the incubation time for re-initiation of crack growth, which is attributed to a crack tip blunting and creep mechanism. A limited assessment of the correlation of growth rates using C\* is made.

**1. INTRODUCTION**

Oxidation and creep-fatigue are two of the most important damage phenomena occurring in turbine disc materials used in aircraft engines ( 1,2 ).

For nickel base superalloys with moderate creep resistance, such as IN718, linear elastic Fracture Mechanics, LEFM, and the stress intensity factor, K, is an appropriate parameter to correlate the creep or creep-fatigue crack growth rate ( 3 ). However, for higher temperatures or loading conditions, where more extensive creep occurs, crack growth rate is being correlated with success using the energy based parameter, C\* ( 4,5,6,7 ).

Creep deformation at high temperature is mainly characterized by several phenomena ( 16 ), such as:

- creep extension rate is proportional to time and to the applied extension;
- creep rupture strain ( creep ductility ) increases with the applied stress, but the time for rupture decreases with the decrease in the applied stress;
- initial extension increases with the applied stress.

According to some authors ( 10,11 ), creep crack growth is a result of the balance of two competing mechanisms at the crack tip; a rupture process at the crack faces caused by the embrittlement processes and a deformation process due to the high creep strains which induce crack tip blunting and ultimately failure by creep ductility exhaustion. Therefore, CCG will occur as a result of which of these mechanisms is dominant. This depends, as will be discussed in this paper, on the material

( creep-brittle or creep-ductile, loading conditions and the initial stress and strain fields ( K field ) at the crack tip.

Some authors ( 9 ) state that the crack advance occurs when the crack tip displacement,  $\delta_i$ , reaches a value enough to overcome the blunting effect .

The time required to attain the  $\delta_i$  value at the crack tip is the incubation period or incubation time,  $t_i$  . For the latter effect, creep brittle materials, with limited ductility, will produce short incubation times, and creep ductile materials will give longer incubation times and higher values of  $\delta_i$ , since these are able to withstand higher creep extension values before rupture.

This paper presents results obtained in a creep study carried out in the nickel based superalloy IN718, tested at 600°C and 700°C. This work is part of a current research program on creep-fatigue of IN718 ( 12,13 ).

**2. EXPERIMENTAL PROCEDURES**

The composition and main mechanical properties of the IN718 superalloy are given in Table 1.

The dimensions and notch details of the CT and CC specimens are given in Fig. 1. Prior to the creep crack growth tests, fatigue precracking was carried out in two phases: first at RT and afterwards at the testing temperature, with a maximum load (R=0) equal to the static load applied in the follow-on creep test.



CC specimens with short incubation  $\rightarrow \frac{da}{dt} = 5.15 \times 10^{-16} K^{4.57}$  (1c)

CC specimens with long incubation  $\rightarrow \frac{da}{dt} = 2.88 \times 10^{-18} K^{5.12}$  (1d)

As expected, the introduction of side grooves has increased the da/dt values, due to the enhanced plane strain conditions in the notched specimens (3).

For 700°C the equation da/dt; K ( Fig. 3 ) is:

$$\frac{da}{dt} = 5.13 \times 10^{-8} K^{1.28} \quad (2)$$

In these equations, the units are  $[m/s; MPa\sqrt{m}]$ .

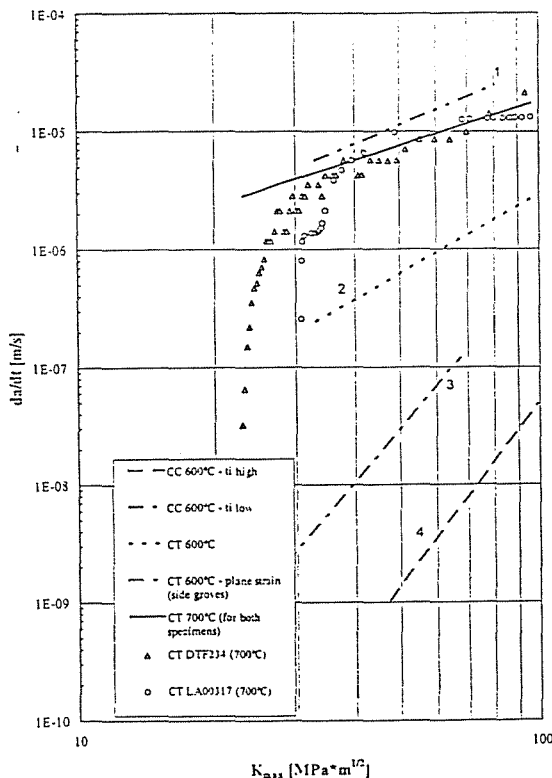
At 600°C there is an increase in slope from the CT data to the CC data. For these correlations, the points of the initial " tail " behaviour of the da/dt versus K results were not taken into account ( Fig. 2 ). The results show that there is a factor of more than one order of magnitude increase in CCGR for the CC specimens data with incubation to the CT specimens data.

When a long incubation period was observed, the CCGR has decelerated by nearly one order of magnitude ( Fig. 2 ), and the slope of the data was close to that of the CC specimens with very short incubation periods ( Fig. 2 ).

The increase in temperature from 600°C to 700°C in the CT specimens produced an increase in CCGR of nearly one order of magnitude, although with a very close slope in the da/dt data ( Fig. 3 ), suggesting a similar stress system operating at both temperatures.

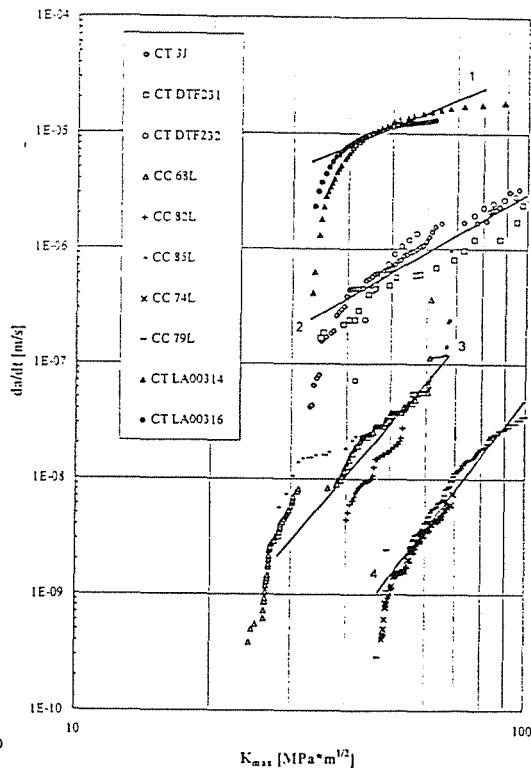
The increase in the CCGR in the CT specimens, as against the CT specimens, is documented in the literature (9), and is due to the predominantly plane strain conditions prevailing in the CT specimens. Thus, a triaxial stress state is formed, and the acceleration of the crack is expected. This effect is even more pronounced if side grooves are machined in the specimen. Then, the highest FCGR values are likely to be obtained.

The retardation of crack growth in the CT specimens with long incubation periods could be attributed to the creep ductility behaviour in the crack tip region. Thus, in the two specimens where this behaviour was observed,

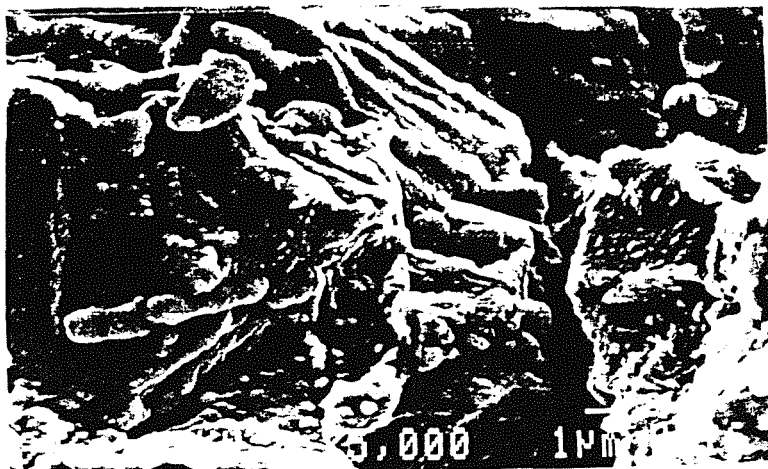


**Figure 2** - da/dt vs.  $K_{max}$  and best fit correlation Lines. CT and CC specimens. IN718. 600°C.

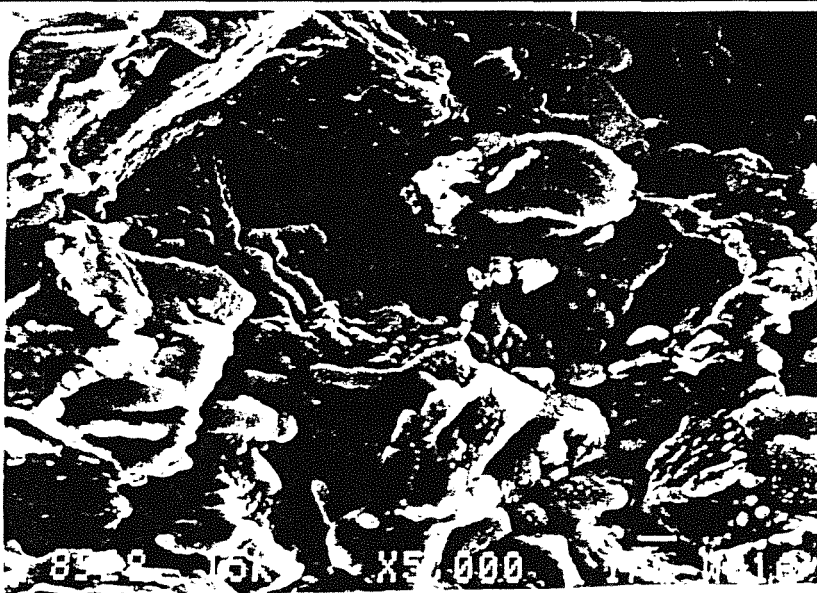
1- CT specimens with side grooves. 2- Plain CT specimens. 3- CC spec. with short incubation times. 4- CC spec. with long incubation times.



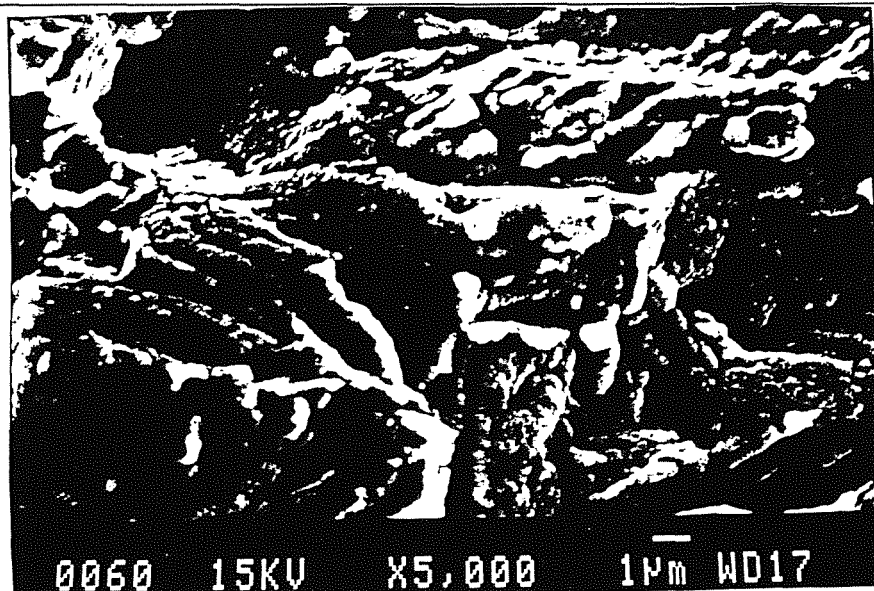
**Figure 3** - da/dt vs.  $K_{max}$  and best fit correlation line for 700°C. CT specimens. IN718 (the four lines of Fig. 2 for 600°C are also plotted).



**Figure 4** - SEM fracture surface in the intergranular creep crack.  $K=50 \text{ MPa} \times \text{m}^{1/2}$ . IN718. 600°C



**Figure 5** - SEM fracture surface in the intergranular creep crack.  $K=80 \text{ MPa} \times \text{m}^{1/2}$ . IN718. 600°C



**Figure 6** - SEM fracture surface in the intergranular creep crack.  $K=50 \text{ MPa} \times \text{m}^{1/2}$ . IN718. 700°C



both  $K_i$  and the net stresses attained the highest values. It is known that, in creep ductile materials, creep ductility and creep strain at fracture increase with stress. Also, the time to failure decreases with increasing stress. Hence, it is expected that, in these two specimens, a significant increase in creep strains at the crack tip has occurred. The initial levels of  $K_i$  applied were not sufficient to cause local rupture at the crack tip, unlike the other specimens where it is suggested that local rupture appeared before crack blunting. Therefore, the crack blunting process at the crack tip has dominated, and the predominant damage mechanism was creep deformation. Fracture has occurred only when the creep ductility of the material was exhausted, and this process took the time of the incubation period. CCGR is also lower in the two specimens, since the local conditions at the crack tip have favored the formation of crack blunting and higher creep strains at the crack tip, which are expected to retard the crack propagation, depending probably, also, on the stress redistribution process at the crack tip.

Hence, in creep cracking, there is a very important time dependent behaviour. If the test conditions do not allow the rupture process at the crack tip, to accelerate the fracture process, creep deformation starts instead, and crack blunting initiates, due to the accumulation of creep strain in the highly stressed region at the crack tip. Failure will then occur by a creep ductile mechanism with the exhaustion of the creep ductility of the material. The present results seem to indicate that, when this rupture mechanism occurs, CCGR is lower than when the rupture process is initiated early, before crack blunting ( so called creep-brittle behaviour ).

SEM fracture surface observations at 600°C are shown in Fig. 4 and 5, and refer to the same specimen at two values of  $K$ ; 50 and 80  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  respectively. The increase in  $K$  caused an increase in surface roughness due to the increase in both the quantity and depth of secondary cracks, and also the increase in the number of cavities. Both fracture surfaces show slip bands on the grains at approximately 45° with the crack propagation direction, from left to right. There are oxidation products in the grain boundaries and some grain boundary sliding, especially in Fig. 5, for  $K=80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Some second phase particles are visible, mostly in the grain boundaries which are not crossed by the crack. It is apparent that oxidation damage is as significant as creep,

although, at this temperature of 600°C, void growth and the formation of cavities are expected to be limited.

At 700°C the very fast growth rates obtained (Fig. 3 ) are due to the higher temperature, enhancing oxidation and creep-brittle mechanisms. The SEM fracture surface in Fig. 6 from a zone where  $K=50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , shows an increase in roughness as compared with Fig. 4 at 600°C. There is also a higher density of slip planes at 700°C accompanied by more extensive oxidation, deeper secondary cracks and grain boundary sliding.

#### 4. CONCLUSIONS

Using the stress intensity factor,  $K$ , to characterize growth rate, slower rates are observed for the initially quarter circle cracks in the CC specimen than in the CT case, together with a greater degree of crack tunneling. Also, an increase in temperature for 600 to 700°C shows an expected increase in growth rate.

Disparities observed between growth rates in the CC geometry at 600°C are found to be consistent with variations in incubation time for re-initiation of crack growth under sustained load. Lower incubation times generate higher crack growth rates, and are not found to occur for higher stress intensity levels. This is attributed to crack tip blunting, followed by crack tip creep ductility exhaustion, before crack growth is re-initiated.

A limited assessment of the use of the creep crack growth parameter  $C^*$  at 600°C shows reasonable consistency between data from CC specimens with both short and long crack re-initiation incubation times and a CT specimen with a short incubation time.

#### ACKNOWLEDGMENTS

This work was financed jointly by the Ministry of Defense in Portugal ( Contract CCI/Defesa 07/91 ) and AGARD/NATO under Project P111 of the Support Program to Portugal.

#### REFERENCES

- 1- Jeal, R.H.: " *The Specifications of Gas Turbine Disc Forgings* ", Metals and Materials, pp. 528-533, 1983.
- 2- Harrison, G.F. ; Winstone, M.R. : " *Aeroengine Applications of Advanced High Temperature Materials* " in *Mechanical Behaviour of Materials at High*

- Temperature, Eds. C. Moura Branco, R. Ritchie and V. Sklenicka, Kluwer Academic Press, NATO ASI Series, E15, pp. 109-126, The Netherlands, 1996.
- 3- Saxena, A. : " *Fracture Mechanics Approaches for Characterising Creep-Fatigue Crack Growth* " JSME International Journal, Series A, 36, 1, pp. 1-20, 1993.
  - 4- Landes, J.D.; Begley, J.A. : " *A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth* ", Mechanics of crack growth, ASTM STP590, pp. 129-148, 1976.
  - 5- Smith, D.J.; Webster, G.A. : " *Estimates of the C\* Parameter for Crack Growth in Creeping Materials* ", Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, ASTM, pp. 654-674, 1984.
  - 6- Dimopoulos, V. ; Nikbin, K.M. ; Webster, G.A. : " *Influence of Cycling to Mean Load Ratio on Creep-Fatigue Crack Growth* ", Met. Trans. A, 19A, 4, pp.873-880, 1988.
  - 7- American Society for Testing and Materials, ASTM, " *Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals* ", E1457-92, pp. 1031-1043, 1993.
  - 8- Branco, C.M. ; Byrne, J. ; Hodkinson, V. : " *Elevated Temperature Fatigue Crack Growth of Nickel Base Superalloys, a Review and Modelling* "in Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Eds. C.M. Branco, R. Ritchie and V. Sklenicka, Kluwer Academic Publishers, NATO ASI Series E15, pp. 83-134, The Netherlands, 1996.
  - 9- Webster, G.A. ; Ainsworth, R.A. : " *High Temperature Component Life Assessment* ", Ed. Chapman & Hall, UK, 1994.
  - 10- Diboine, A. ; Pineau, A. : " *Creep Crack Initiation and Growth in IN718 at 650°C* ", Fat. Fract. Eng. Mat. Struct. , 10, 2, pp. 141-151, 1987.
  - 11- Sadananda, K. ; Shahinian, P. : " *Creep Crack Growth in Alloy 718* ", Met. Trans. 8A, 3, pp. 439-449, 1987.
  - 12- Branco, C.M. ; Byrne, J. : " *Fatigue Behaviour of Nickel Based Superalloy IN718 at Elevated Temperature* ", Mat. High Temp., 12, 4, pp. 261-267, 1994.
  - 13- Branco, C.M. ; Byrne, J. : " *Elevated Temperature Fatigue of IN718 : Effects of Stress Ratio and Frequency* ", Proc. 81st Meeting of the AGARD/SMP, Thermal Mechanical Fatigue of Aircraft Engine Materials, Banff, Canada, October 2-4 1995, AGARD Rep. 669, Paris, France, pp. 6-1, 6-12, 1996.
  - 14- Wilkinson, C ; Gostelow, C.R. : " *High Temperature Cyclic Behaviour of Aerospace Materials* ", Int. Report for WG26 of AGARD, DRA, Farnborough, UK, April 1991.
  - 15- Pickard, A.C. : " *The Application of 3D Finite Element Methods to Fracture Mechanics and Fatigue Life Prediction* ", Ed. EMAS, UK, 1986.

## INFLUENCIA DEL PROCESO DE FABRICACIÓN SOBRE LA TENACIDAD DE FRACTURA DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS

M. Toledano y J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales (ULC)  
ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña

**Resumen.** En este artículo se estudia la influencia del proceso de fabricación sobre la tenacidad de fractura de aceros perlíticos con diferentes grados de trefilado. Los resultados demuestran que el trefilado progresivo afecta claramente al comportamiento en fractura del acero, de forma que los aceros fuertemente trefilados exhiben anisotropía resistente, con un cambio en la dirección de propagación para aproximarse a la del eje del alambre o dirección del trefilado. A nivel microscópico, mientras en el alambón la rotura se produce por clivaje (C) a partir de la fisura de fatiga, en los primeros estadios de trefilado aparece fractura por crecimiento y coalescencia de huecos (CCH) y a continuación C. Los aceros fuertemente trefilados, tras la propagación CCH en modo I, exhiben un escalón a unos 90° y finalmente propagación mixta CCH+C. Desde el punto de vista resistente, la tenacidad de fractura de los aceros aumenta con el trefilado.

**Abstract.** This paper deals with the influence of the manufacturing process on the fracture toughness of pearlitic steels with different degree of cold drawing. Results demonstrate that progressive cold drawing affects clearly the fracture performance of the materials, i.e., the most heavily drawn steels exhibit anisotropic fracture behaviour with a change in crack propagation direction which approaches the wire axis or cold drawing direction. At the microscopical level, whereas in the hot rolled bar the fracture mode is cleavage (C) from the fatigue crack, in the first stages of cold drawing the fracture mode is by micro-void coalescence (MVC) followed by C. The heavily drawn steels exhibit, after the MVC propagation in mode I, a 90°-step and finally mixed propagation by MVC+C. From the resistance point of view, the fracture toughness of the steels increases with cold drawing.

## 1. INTRODUCCION

El estudio de la tenacidad de fractura en materiales de alta resistencia ha sido un tema fundamental dentro de la investigación en el campo de la Mecánica de Fractura, que se ha plasmado en importantes trabajos convertidos ya en clásicos [1]. Sin embargo, a pesar del importante esfuerzo investigador en la línea anterior, constituye un punto nuevo dentro de esta temática el estudio de la influencia que el proceso de trefilado progresivo, y por consiguiente la evolución microestructural, tiene sobre la tenacidad de fractura del acero perlítico.

A este respecto, en un artículo anterior [2] se analizaron a nivel microscópico las diferencias en topografía de fractura entre aceros con distinto grado de trefilado, para lo cual se tomaron muestras de los diferentes escalones del proceso de fabricación, desde el alambón inicial sin trefilar hasta el alambre de pretensado comercial fuertemente trefilado, observándose que para los aceros sin trefilar la rotura se produce por clivaje (C) a partir de la fisura de fatiga; en los primeros estadios de trefilado aparece fractura por crecimiento y coalescencia

de huecos (CCH) y a continuación C; en los aceros fuertemente trefilados, tras la propagación CCH en modo I, aparece un escalón a unos 90° y finalmente propagación mixta C+CCH.

En este artículo se analizan en particular las implicaciones en fractura de los siguientes hechos experimentales: (i) la extensión de la zona CCH antes de la propagación por clivaje (en aceros débilmente trefilados) o antes del escalón a 90° (en aceros fuertemente trefilados); (ii) la anisotropía inherente a la presencia del propio escalón en los casos en que éste aparece; (iii) el aspecto de la curva carga-desplazamiento, con vistas a la medición de la tenacidad de fractura y al estudio de su evolución con el grado de trefilado.

## 2. METODO EXPERIMENTAL

Para la realización del presente trabajo se ha utilizado un acero eutectoide de alta resistencia suministrado por EMESA, cuya composición química se muestra en la

Tabla 1. Se han analizado distintos grados de trefilado asociados con los pasos intermedios del proceso de manufactura, desde el acero sin trefilar llamado alambrión (acero A0) hasta el acero de pretensar (acero A6 obtenido después de 6 pasos de trefilado y que es el producto final para comercializar). En la Tabla 2 se muestra el diámetro y la nomenclatura para todos los aceros en donde el número de pasos de trefilado aplicado a cada uno se indica por la numeración.

**Tabla 1.** Composición química (%), de los aceros.

| C    | Mn   | Cr    | Si   | V    | P     | S     |
|------|------|-------|------|------|-------|-------|
| 0.80 | 0.69 | 0.265 | 0.23 | 0.06 | 0.012 | 0.009 |

**Tabla 2.** Nomenclatura en función del diámetro.

| Nomenclatura  | A0 | A1   | A2  | A3  | A4   | A5  | A6 |
|---------------|----|------|-----|-----|------|-----|----|
| Diámetro (mm) | 12 | 10.8 | 9.5 | 8.9 | 8.15 | 7.5 | 7  |

La Tabla 3 muestra las propiedades mecánicas de todos los aceros ( $E = 200$  GPa) destacando en particular el gran aumento del límite elástico que se produce según progresa el trefilado. En la Fig. 1 se presentan las gráficas tensión-deformación obtenidas para cada uno de los aceros medidas experimentalmente por medio del ensayo de tracción simple, donde se ve una clara mejora de las propiedades mecánicas como consecuencia del proceso de fabricación (trefilado). Este hecho garantiza que el comportamiento ingenieril del acero de pretensar es adecuado desde el punto de vista de la ingeniería estructural clásica, por ejemplo, el límite elástico del material resultante es lo suficientemente elevado para mantener su comportamiento estructural en régimen elástico. Sin embargo, las consecuencias del proceso de fabricación aún no son bien conocidas desde el punto de vista de la mecánica de fractura moderna y el análisis de la tolerancia al daño para garantizar su integridad estructural. Por eso este punto requiere una investigación más profunda que permita elucidar las consecuencias del proceso de fabricación en el comportamiento en fatiga y rotura del acero de pretensado.

Para estudiar el comportamiento en fractura en aceros hipoeutectoides con diferentes grados de trefilado se tomaron muestras cilíndricas de 30 cm a partir de los alambres suministrados por la trefilería. Las muestras fueron sometidas a fatiga axial en la dirección del alambre en una máquina de ensayo servohidráulica manteniendo la carga mínima casi nula de tal manera que las condiciones de tensión media en las que se fatigó se considera  $R \approx 0$ , con frecuencia de carga de 10 Hz, en control de carga y con diferentes niveles de carga máxima para cubrir distintos regímenes de propagación de la fisura por fatiga en la curva asociada con la ley de Paris. Finalmente, los aceros prefisurados por fatiga con distintas longitudes de fisura, se sometieron a una carga de tensión creciente hasta producir la fractura para una velocidad de desplazamiento de la cruceta de 3

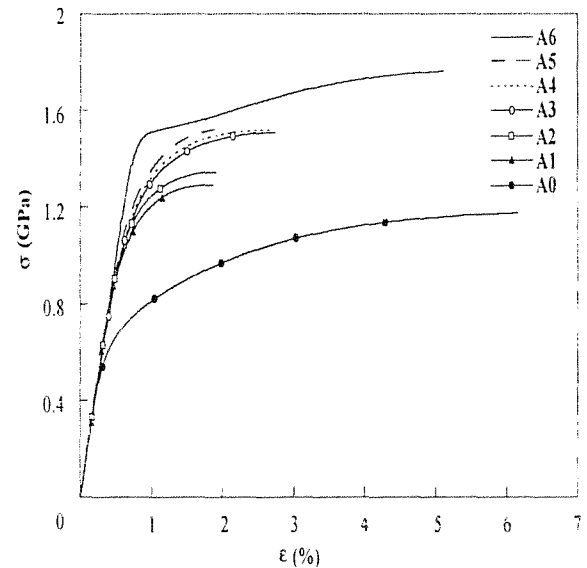
mm/min., con el fin de analizar el comportamiento en fractura de los aceros.

**Tabla 3.** Propiedades mecánicas de los aceros.

| Acero | D(mm) | $\sigma_Y$ (GPa) | $\sigma_R$ (GPa) | P(GPa) | n     |
|-------|-------|------------------|------------------|--------|-------|
| A0    | 12.00 | 0.686            | 1.175            | 2.03   | 5.66  |
| A1    | 10.80 | 1.100            | 1.294            | 1.98   | 11.04 |
| A2    | 9.50  | 1.157            | 1.347            | 2.00   | 11.68 |
| A3    | 8.90  | 1.212            | 1.509            | 2.32   | 9.72  |
| A4    | 8.15  | 1.239            | 1.521            | 2.20   | 11.45 |
| A5    | 7.50  | 1.271            | 1.526            | 2.40   | 10.07 |
| A6(*) | 7.00  | 1.506            | 1.762            | 1.73   | 44.67 |
|       |       |                  |                  | 2.34   | 11.49 |

D = Diámetro;  $\sigma_Y$  = Límite Elástico;  $\sigma_R$  = Tensión de Rotura (UTS); P,n = Parámetros de Ramberg-Osgood:  $\epsilon = \sigma/E + (\sigma/P)^n$

(\*) Adaptado a Ramberg-Osgood mediante dos tramos



**Fig. 1.** Curva tensión-deformación de los aceros.

### 3. EVOLUCION DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA

#### 3.1. Análisis fractográfico de los modos de fractura

En el proceso de trefilado del alambrión para la obtención del acero de pretensado, el acero es sometido a una intensa deformación plástica con el objeto de obtener un acero con mayor límite elástico mediante el mecanismo de endurecimiento por deformación, a través del cual se introducen de forma progresiva cambios en la microestructura del material (colonias de perlita). Considerando las colonias de perlita como estructuras

con forma elipsoidal, los resultados del análisis metalográfico [3] demuestran en primer lugar que como consecuencia del proceso de trefilado se produce la orientación de las colonias de perlita así como de las láminas de ferrita y cementita en la dirección del trefilado (eje del alambre) y en segundo lugar se produce una disminución progresiva del espaciado interlaminar, dando como resultado una microestructura más fina en comparación con la correspondiente al acero sin trefilar. Esta deformación y orientación progresiva de la microestructura con el trefilado puede considerarse como la base y el punto de partida para el análisis del comportamiento en rotura en aire observado en los aceros objeto de estudio.

El alambroón (acero A0 sin trefilar) y el primer paso del trefilado A1, muestran un comportamiento en rotura completamente isótropo, siendo el modo de fractura de tipo I (ver Fig. 2) es decir la fisura se propaga en un plano (perpendicular al de sollicitación) que coincide con el plano de propagación de la fisura por fatiga. El modo microscópico de fractura justo después de la prefisura por fatiga en ambos casos es claramente de clivaje (Fig. 3).

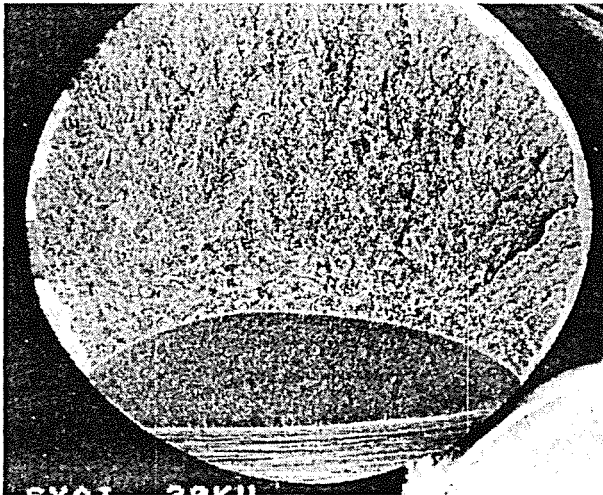


Fig. 2. Rotura en Modo I para los aceros A0 hasta A3.

En los aceros A2 y A3 se mantiene el mismo tipo de comportamiento isótropo en rotura, es decir, el modo de fractura sigue siendo de tipo I (ver Fig. 2). Sin embargo, para estos aceros el modo microscópico de rotura es claramente diferente. La fisura de rotura tras la prefisura de fatiga se produce mediante CCH (rotura dúctil) para continuar propagándose por clivaje según se indica en las Fig. 4 y 5. Los datos obtenidos para la longitud de la zona de rotura dúctil ( $x_m$ ) antes de iniciarse la rotura frágil, se muestran en la Tabla 4, (utilizando la notación de la Fig. 5) donde además se observa la variación de esta longitud según avanza la rotura en la zona más profunda de la fisura por fatiga ( $s = 0^\circ$ ) o en uno de los laterales ( $s = 45^\circ$ ).

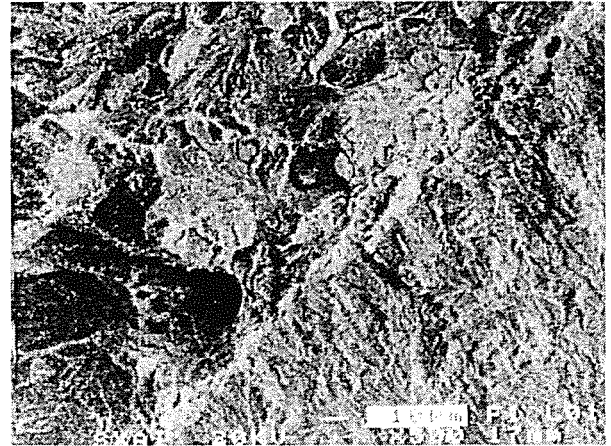


Fig. 3. Modo microscópico de rotura en los dos primeros estadios de trefilado (aceros A0 y A1).



Fig. 4. Modo microscópico de rotura para los aceros A2 y A3.

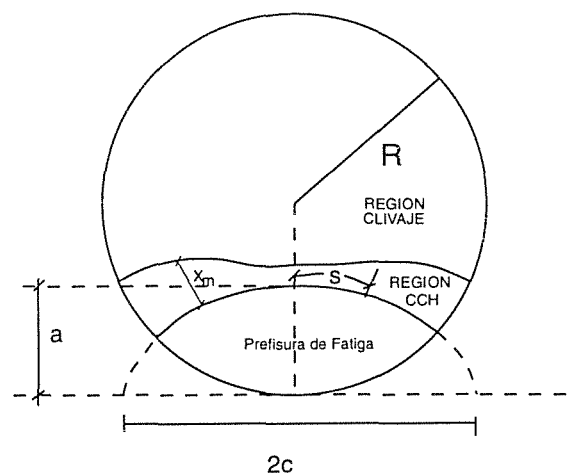


Fig. 5. Esquema de propagación de la fisura (aceros A2 y A3).

**Tabla 4.** Extensión de la zona CCH ( $x_m$ ) en los primeros estadios de trefilado según el ángulo de propagación de la fisura. (Aceros A2 y A3).

| s   | A2                           | A3                           |
|-----|------------------------------|------------------------------|
| 0°  | $(2.8 \pm 0.7) \mu\text{m}$  | $(4.5 \pm 0.5) \mu\text{m}$  |
| 45° | $(32.7 \pm 5.2) \mu\text{m}$ | $(74.3 \pm 6.4) \mu\text{m}$ |

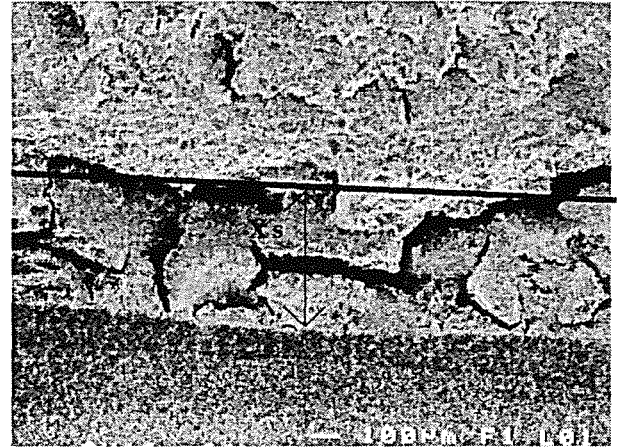
Los aceros fuertemente trefilados presentan un comportamiento en fractura claramente anisótropo asociado con un ángulo de desviación de casi 90° con el plano inicial de propagación para continuar creciendo la fisura en una dirección próxima a la inicial (entre 20° y 30°), produciéndose así lo que denominamos escalón de rotura (Fig 6). Según se muestra en la Fig. 7 este escalón a 90° aparece a una distancia  $x_s$  desde el borde de la fisura por fatiga, y esta distancia disminuye según aumenta el grado de trefilado (Tabla 5), de modo que en el acero que constituye el último estado del proceso de endurecimiento por deformación (A6) este escalón se sitúa justo en el borde de la fisura de fatiga ( $x_s = 0$ ). El comportamiento anisótropo descrito es consistente con trabajos anteriores en acero de pretensado [4]. Cabe destacar el carácter abrupto (a nivel mesoscópico) de la propagación de la fisura en la región  $x_s$ .



**Fig. 6.** Rotura en Modo II para los aceros A4 hasta A6.

Aparte del mencionado escalón, las superficies de rotura pueden ser clasificadas de la siguiente forma: antes del escalón (cuando  $x_s$  es distinto de cero) el modo de fractura es CCH al principio y después continua por CCH con facetas aisladas de clivaje. Por tanto la distancia  $x_s$  representa la extensión del crecimiento de fisura en modo I por CCH antes de producirse la propagación en modo mixto a partir del escalón a 90°, con la salvedad del acero de pretensado A6 que

representa el último estadio del proceso de trefilado para el cual dicha extensión no existe.



**Fig. 7.** Propagación de rotura en aceros A4 y A5.

**Tabla 5.** Distancia de la prefisura de fatiga al escalón de rotura en tracción.

| Acero | $x_s$ (mm)        |
|-------|-------------------|
| A4    | $(0.85 \pm 0.21)$ |
| A5    | $(0.45 \pm 0.14)$ |
| A6    | 0                 |

### 3.2. Tenacidad de Fractura

En este punto se presenta el método utilizado para evaluar la tenacidad de fractura de los distintos aceros analizados así como los resultados obtenidos.

En los ensayos de tracción axial en muestras fisuradas se registraron las variables carga-desplazamiento hasta la rotura, colocando el extensómetro (de base de medida 12,5 mm) simétricamente dispuesto con respecto a los labios de la fisura. En la Fig. 8 se muestran los resultados de los aceros A2, A4 y A6, siendo estos los más representativos obtenidos para los distintos grados de trefilado. En primer lugar se observa que para el acero A2 (y en particular para los tres primeros grados de trefilado) los materiales presentan un comportamiento casi completamente elástico-lineal hasta rotura, aumentando ligeramente la curvatura del registro según progresa el trefilado, aunque en cualquier caso la desviación con respecto a un tramo perfectamente recto es mínima. A partir del acero A3, y más marcadamente en los aceros A4, A5 y A6 el comportamiento es claramente no lineal, según se muestra en la Fig. 8. Se pone por tanto de manifiesto

el diferente comportamiento de los acero con distinto grado de trefilado.

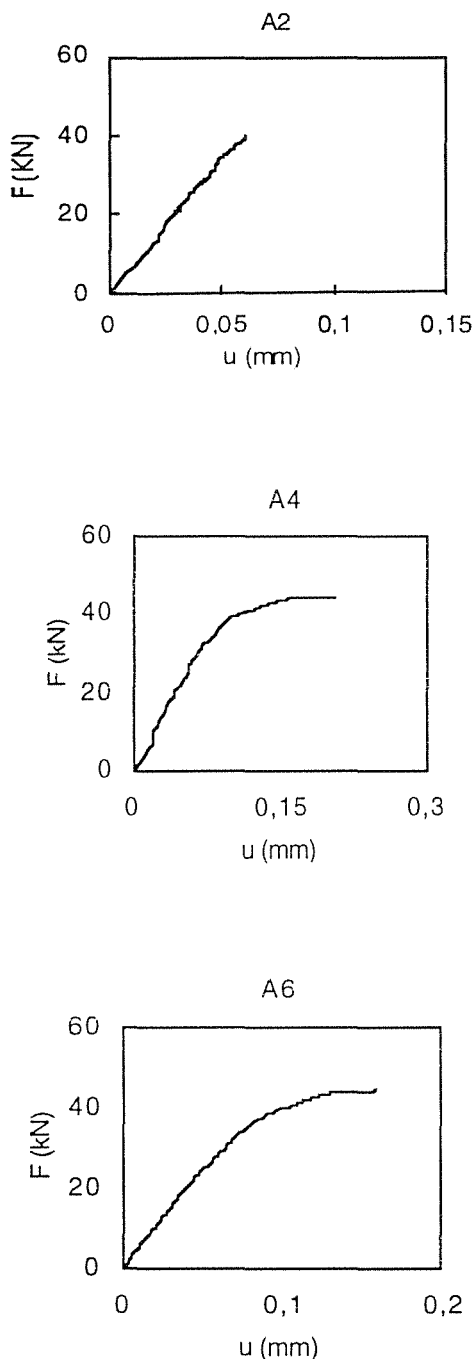


Fig. 8. Registros carga-desplazamiento hasta rotura en los aceros prefisurados.

Las diferencias observadas en la curva carga-desplazamiento (F-u) de los distintos aceros pueden atribuirse al modo de fractura en cada caso. Así, en los aceros débil o medianamente trefilados (A0-A3) la fractura es predominantemente frágil y en modo I, por lo que el registro F-u resulta prácticamente lineal. En los aceros con un grado de trefilado intermedio/alto (A4-A5-A6), la presencia del escalón a 90° puede explicar el tramo no lineal de la curva F-u, y esta hipótesis ha sido comprobada experimentalmente realizando un ensayo de

fractura con dos extensómetros situados en posiciones diametralmente opuestas, uno frente a los labios de la fisura y el otro en la parte posterior, y observando un efecto de flexión como consecuencia de la propagación en modo mixto.

Para establecer el valor de  $K_{IC}$  se ha seguido el mismo criterio en todos los casos. En primer lugar, como expresión del factor de intensidad de tensiones, se ha utilizado la solución aproximada obtenida por A. Valiente [5] al considerar una expresión uniparamétrica de  $K_I$  función de la relación profundidad de la fisura diámetro del alambre.

$$K_I = M(\xi) \sigma(\pi a)^{1/2} \tag{1}$$

donde  $a$  es la profundidad de fisura,  $\sigma$  es la tensión remota y  $M(\xi)$  el factor de intensidad de tensiones adimensional definido como:

$$M(\xi) = \frac{[0.473 - 3.286 \xi + 14.797 \xi^2]^{1/2}}{[\xi - \xi^2]^{1/4}} \tag{2}$$

donde  $\xi = a/D$  es la relación entre la longitud de fisura y el diámetro del alambre.

Con estas expresiones se procedió a la obtención de la tenacidad de fractura como valor crítico del factor de intensidad de tensiones, utilizando en todos los casos la profundidad de la fisura de fatiga (medida al proyector de perfiles tras el ensayo de fractura) y la carga máxima obtenida en dicho ensayo. De acuerdo con las consideraciones anteriores relativas a la curva F-u, en los aceros A4, A5 y A6 la utilización de la carga máxima del registro F-u supone sobrevalorar la tenacidad sin tener en cuenta que la propagación de fisura en modo mixto se inicia cuando el registro se hace apreciablemente no-lineal, es decir, para una carga claramente inferior a la máxima. Se tiene así una "pseudo-tenacidad", útil para diseño ingenieril, y calculada como si la fisura se propagase en modo I. Los valores así obtenidos para todos los aceros se dan en la Tabla 6, donde se observa que la tendencia es el aumento de la tenacidad de fractura con el grado de trefilado.

Tabla 6. Evolución de la tenacidad de fractura de un acero perlítico al aumentar el grado de trefilado.

| Acero | $K_{IC}$ (MPam <sup>1/2</sup> ) |
|-------|---------------------------------|
| A0    | 63                              |
| A1    | 61                              |
| A2    | 70                              |
| A3    | 74                              |
| A4    | 110                             |
| A5    | 106                             |
| A6    | 107                             |

#### 4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento en fractura de aceros perlíticos con distinto nivel de endurecimiento por deformación (grado de trefilado) como consecuencia del propio proceso de fabricación.

Desde el punto de vista fractográfico, los resultados dependen claramente del grado de trefilado, con una transición progresiva desde C a CCH (con facetas aisladas de C) entre los extremos del proceso de trefilado (alambrón y acero de pretensado).

En los aceros no trefilados o débilmente trefilados (A0 y A1) la fractura es por C. En los medianamente trefilados (A2 y A3) aparece una región de CCH de profundidad  $x_m$  y a continuación C. En los aceros con un grado de trefilado intermedio/alto (A4, A5 y A6) se produce, a una distancia  $x_s$  de la fisura de fatiga, un escalón a 90° que delimita las zonas de propagación de la fisura en modo I y en modo mixto, con topografías de fractura CCH y CCH +C respectivamente. En el caso particular del acero de pretensado (A6)  $x_s = 0$ .

El aspecto de la curva carga-desplazamiento en los ensayos de fractura también evoluciona con el trefilado, desde un registro prácticamente lineal en los primeros estadios del proceso hasta uno con fuerte curvatura en los últimos, pudiendo asociarse éste a un efecto geométrico de flexión a consecuencia de la propagación en modo mixto.

Desde el punto de vista ingenieril, la tenacidad de fractura de los aceros aumenta apreciablemente con el trefilado, y esta mejora de propiedades es consecuencia en parte de la propia anisotropía resistente asociada con la orientación progresiva de la microestructura durante el proceso de fabricación.

#### Agradecimientos

Los autores desean hacer constar su agradecimiento por la financiación recibida de la CICYT (Ref. MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA - 11801B95 y XUGA 11802B97. También agradecen a EMESA TREFILERIA S.A. el suministro del material para la elaboración de este trabajo.

#### REFERENCIAS

- [1] M. Elices, Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete. In *Fracture Mechanics of Concrete: Structural Application and Numerical Calculation* (Edited by G.C. Sih and A. DiTommaso), pp. 226-271, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands (1985).
- [2] M. Toledano y J. Toribio, Fatiga y fractura de aceros perlíticos con diferentes grados de trefilado. *Anales de Mecánica de la Fractura*, **14**, 267-272 (1997).
- [3] J. Toribio, E. Ovejero y M. Toledano. Microstructural bases of anisotropic fracture behaviour of heavily drawn steel. *International Journal of Fracture* (In press).
- [4] M.A. Astiz, A. Valiente, M. Elices and H.D. Bui, Anisotropic fracture behaviour of prestressing steels. In *Life Assessment of Dynamically Loaded Materials and Structures-ECF5* (Edited by L. Faria), pp. 385-396, EMAS, West Midlands, U.K. (1984).
- [5] A. Valiente, Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid (1980).



ENFOQUE LOCAL DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA EN UNIONES SOLDADAS.

Juan C. Suárez, Francisco López, Ignacio Díez y Francisco Molleda

ETS de Ingenieros Navales. Universidad Politécnica de Madrid.  
Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

**Resumen.** Se presenta el estado de conocimientos sobre el *Enfoque Local* de la fractura por clivaje en uniones soldadas, considerando las ventajas y limitaciones de la metodología. En el *Enfoque Local* se correlaciona la probabilidad de fractura con la distribución de tensiones frente al vértice de grieta, incluyendo los factores mecánicos que tienen alguna influencia sobre la fractura por clivaje en los cálculos del criterio local, tales como: tamaño (constreñimiento y efecto de volumen de material muestreado), modo de carga, tensiones térmicas, etc. La metodología es, pues, de gran utilidad para predecir el límite inferior de comportamiento a fractura de estructuras reales a partir de ensayos de laboratorio relativamente simples. Sin embargo, el método requiere un análisis numérico preciso del estado de tensiones y deformaciones en la estructura agrietada. En el caso de soldaduras, esto requiere tomar en consideración de una manera realista las tensiones residuales de soldeo. Además, los parámetros que se determinan en el *Enfoque Local* son función de la microestructura muestreada por el frente de grieta, lo cual complica la aplicación del procedimiento a uniones soldadas.

**Abstract.** The State of the Art about the *Local Approach* to cleavage fracture in welded joints is introduced; advantages and limitations of this methodology are considered. The *Local Approach* correlates the fracture probability with the stress distribution ahead of the crack tip, including in the calculation of the local criterion the mechanical factors which influence cleavage fracture, such as: size (constraint and sampled volume effect), loading mode, non-isothermal stresses, etc. The methodology is therefore a valuable tool for predicting lower shelf fracture behaviour of structures using simple laboratory tests. However, the method requires accurate numerical analysis of the stress/strain state in the flawed structure which, for weldments, has to take into account welding residual stresses. Moreover, the *Local Approach* materials parameters are microstructure-dependent which also makes the application to weldments more difficult.

1. MICROMECHANISMOS DE FRACTURA POR CLIVAJE

Existe una abundante bibliografía sobre los micromecanismos de fractura por clivaje de aceros ferríticos y de sus uniones soldadas [1-3], por lo que sólo recogeremos aquí las conclusiones más relevantes. La fractura por clivaje supone una etapa de nucleación de una grieta seguida por la propagación de la misma en el seno del material (rotura intracristalina o transgranular, en oposición a la rotura intercristalina o intergranular, de la que no nos ocuparemos en este trabajo). Diversos estudios teóricos y experimentales [4] mostraron desde un principio que en la mayoría de los aceros la nucleación de la grieta se produce en partículas frágiles situadas en los límites de grano (carburos, etc.) debido a la concentración de esfuerzos provocado por el apilamiento de dislocaciones en torno a dichas partículas. Esto justifica el hecho experimental de que una cierta deformación plástica local preceda siempre a la fractura por clivaje. La etapa crítica es, sin embargo, la de propagación de la grieta en la matriz de acero que la rodea. La tensión crítica necesaria para la propagación se calcula mediante un balance de energías, que conduce a la expresión

$$\sigma_F^* = \left[ \frac{4E\gamma_{efc}}{\pi(1-\nu^2)c} \right]^{1/2} \tag{1}$$

donde:  $\sigma_F^*$  es la tensión local de fractura por clivaje;  $\gamma_{efc}$  es la energía superficial efectiva de la matriz ferrítica;  $c$  es la anchura de la partícula de carburo fracturada.

Las inclusiones y partículas de segundas fases situadas en el interior de los granos también pueden servir de núcleos de formación de grietas en aceros. En este caso, suponiendo partículas esféricas, la tensión local crítica de fractura necesaria para propagar una grieta con forma de moneda, de diámetro  $d$ , es

$$\sigma_F^* = \frac{\pi}{2} \left[ \frac{4E\gamma_{efc}}{\pi(1-\nu^2)d} \right]^{1/2} \tag{2}$$

Sólo las partículas de un cierto tamaño actuarán de forma efectiva como nucleadores de grietas y la fractura inicial se producirá a partir del “eslabón más débil”, es decir, aquel elemento microestructural que falle a tensiones más bajas. En el caso de uniones soldadas, se han descrito mecanismos de fallo por clivaje similares a

los anteriores, aunque con mayor preponderancia de nucleación de la grieta inicial en partículas de segundas fases que en carburos en límite de grano. Se ha encontrado experimentalmente [5] que el lugar de fractura de la partícula es siempre próximo a la posición donde se sitúa el pico de tensión de tracción por delante del vértice de grieta, lo que confirma que la fractura por clivaje está controlada por la máxima tensión de tracción. Numerosos experimentos [3, 5], muestran, asimismo, que la tensión local de fractura, ecuaciones (1) o (2), es independiente de la temperatura de ensayo en tanto en cuanto el tipo de rotura continúe siendo por clivaje.

En conclusión, la fractura por clivaje en aceros ferríticos y en sus uniones soldadas se produce cuando la tensión normal que actúa sobre microgrietas estables excede un valor crítico. Las microgrietas estables son iniciadas por apilamiento de dislocaciones en torno a carburos frágiles, grandes inclusiones intermetálicas u otros elementos microestructurales.

## 2. METODOLOGÍA DEL ENFOQUE LOCAL APLICADO A LA FRACTURA POR CLIVAJE

El *Enfoque Local* aplicado a la fractura por clivaje se fundamenta en el concepto del eslabón más débil, el cual postula que el fallo de un material conteniendo un gran número de elementos estadísticamente independientes se inicia por el fallo de uno de esos elementos [6]. Son necesarias dos suposiciones sobre el mecanismo de fallo en cada uno de los elementos: i) la microgrieta se forman esencialmente al comienzo de la deformación plástica en cada elemento; ii) la microgrieta se hace inestable, propagándose en consecuencia, cuando la tensión normal que actúa sobre ella alcanza un valor crítico, o cuando la grieta es de un tamaño crítico (para una tensión dada).

La probabilidad de fallo (para una cierta tensión aplicada) para cada elemento puede ser calculada sumando las probabilidades de encontrar una grieta mayor que el tamaño crítico para cada elemento. La probabilidad acumulada de supervivencia (no fallo) viene dada por el producto de las probabilidades de supervivencia de todos los elementos [7]

$$1 - P_f = \exp\left(-\frac{\sigma_W}{\sigma_u}\right)^m \quad (3)$$

donde  $1 - P_f$  es la probabilidad de supervivencia,  $\sigma_W$  es la llamada tensión de Weibull, que viene dada por la expresión

$$\sigma_W^m = \frac{1}{V_o V_p} \int \sigma_{1,i}^m dV_p \quad (4)$$

$\sigma_u$  es un valor particular de la tensión de fractura por clivaje,  $m$  es el parámetro de forma de la distribución de

Weibull,  $V_o$  es un elemento de volumen arbitrariamente elegido,  $V_p$  es el volumen de la zona plástica y  $\sigma_{1,i}$  es la tensión principal máxima actuando en el elemento de volumen  $dV_p$ . Se conocen como parámetros de Weibull o del Enfoque Local a los valores de  $\sigma_u$  y  $m$ .

La deformación plástica incrementa la tensión local de fractura por clivaje en aceros [8]. Se comprueba que la tensión de Weibull aumenta según  $\exp(\epsilon/2)$ , donde  $\epsilon$  es la deformación equivalente. De manera que la expresión corregida para la tensión de Weibull es

$$\sigma_W^m = \frac{1}{V_o V_p} \int \sigma_{1,i}^m \exp\left(-m \frac{\epsilon_{1,i}}{2}\right) dV_p \quad (5)$$

Para obtener la ecuación (3) se supone que cada elemento del material en el que tiene lugar un cierto flujo plástico contribuye a la probabilidad de fallo. Sin embargo, es sabido que existe un valor mínimo umbral de la tensión normal por debajo del cual la fractura por clivaje no se inicia. Este valor umbral puede ser incluido en la expresión de la probabilidad de supervivencia

$$1 - P_f = \exp\left(-\frac{\sigma_W - \sigma_{th}}{\sigma_u - \sigma_{th}}\right)^m \quad (6)$$

Para determinar los parámetros de Weibull es necesario analizar una muestra estadísticamente significativa de valores de  $P_f$  y  $\sigma_W$  por el método de la máxima probabilidad o por regresión [7].

El amplio campo de aplicabilidad del *Enfoque Local* se fundamenta en la ecuación (3) o (6), que correlaciona la probabilidad de fallo de un sólido agrietado y cargado con la distribución de tensión en una cierta zona de proceso (expresada por la tensión de Weibull). La probabilidad de que una fisura, que inicie la fractura por clivaje, esté situada en la zona de proceso,  $V_p$ , está determinada por la contribución de esta región a la tensión de Weibull. La probabilidad de fallo,  $P_f$ , para distintos niveles de tensión local,  $\sigma_{1,i}$ , está descrita por una distribución de Weibull con dos o tres parámetros (el parámetro de forma,  $m$ , el parámetro de escala,  $\sigma_u$ , y el valor umbral,  $\sigma_{th}$ ). Dicha probabilidad de fallo, a través de los tres parámetros que la caracterizan, es única para cada material e independiente de la geometría y tamaño de la probeta, y de la forma y tamaño de la grieta. Esto quiere decir que los efectos de estreñimiento plástico, sollicitación asimétrica y tensiones de origen térmico son tomados en cuenta a través de la ecuación (4), que integra las tensiones locales de tracción (que inician la fractura por clivaje) en la zona de proceso para la situación considerada.

Hay que resaltar, no obstante, que para un correcto análisis es de la máxima importancia calcular las tensiones de Weibull a rotura usando un modelo adecuado de Elementos Finitos (mallas muy finas y 3D, en el caso de probetas de mecánica de fractura, que

exhiben fuertes gradientes de tensión) y datos precisos de las características de tensión-deformación del material (con deformaciones locales excediendo el 100%). En la figura 1 se muestra las zonas plásticas frente al vértice de grieta calculadas para dos probetas SENB, una con grietas profundas ( $a/W = 35/75$ ) y otra con grietas someras ( $a/W = 10/75$ ), cuya forma y tamaño precisos es necesario conocer para un cálculo correcto de las tensiones de Weibull [9].

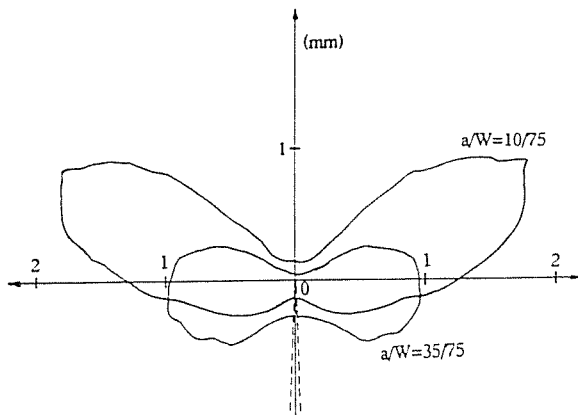


Fig. 1. Zonas plásticas en las proximidades del vértice de grietas de distintas longitudes.

**3. APLICACIÓN DEL ENFOQUE LOCAL A LA FRACTURA POR CLIVAJE EN UNIONES SOLDADAS**

Si nos referimos al material base, el *Enfoque Local* ha sido aplicado al estudio de diversos problemas de Mecánica de la Fractura en aceros ferríticos [7], tales como: a) dependencia con la temperatura y estimación de la dispersión de valores de la tenacidad de fractura; b) dependencia de la tenacidad de fractura con la velocidad de deformación; c) efecto de la precarga en caliente; d) predicción del choque térmico; e) fragilización por hidrógeno; f) fragilización por irradiación; g) efectos de tamaño en el comportamiento a fractura (constreñimiento plástico, espesor, tamaño de la probeta, profundidad de la grieta, etc.); h) papel de la fractura por clivaje en la región de transición (influencia del desgarro estable y plastificación a gran escala antes del clivaje).

En lo que respecta a la aplicación del *Enfoque Local* al caso particular de uniones soldadas, se han realizado una serie de investigaciones que incluyen: a) dependencia con la temperatura y estimación de la dispersión de valores de la tenacidad de fractura del cordón de soldadura; b) estimación de la dispersión de valores de la tenacidad de fractura de la Zona Afectada por el Calor (ZAC); c) análisis del comportamiento a fractura en la ZAC de uniones soldadas con descompensación mecánica (*mismatch*); d) efecto de la geometría de la probeta en la tenacidad a fractura de la ZAC.

Puesto que la unión soldada suele ser un lugar propenso a la aparición de defectos, inherentes al propio proceso de fabricación, y además la tenacidad del material suele quedar negativamente afectada debido al ciclo térmico de soldeo, nos ocuparemos a continuación de revisar cada una de estas cuatro aplicaciones citadas.

**3.1 Dependencia con la temperatura y estimación de la dispersión de valores de la tenacidad de fractura del cordón de soldadura**

Basándose en los valores de los parámetros del material en el *Enfoque Local*, se puede calcular la dependencia con la temperatura de la tenacidad de fractura y estimar la dispersión de valores. En el caso general, esto requiere el cálculo numérico por el MEF del estado de tensiones y deformaciones en la probeta o estructura para calcular la tensión de Weibull,  $\sigma_w$ , en función del factor de intensidad de tensión aplicado,  $K_I$ , usando las relaciones tensión/deformación del material a distintas temperaturas. La tensión de Weibull está relacionada con la probabilidad de fallo a través de las ecuaciones (3) o (6). De esta manera, pueden relacionarse la probabilidad de fallo y el factor de intensidad de tensiones. Para sollicitación en Modo I y plastificación a pequeña escala, la distribución de tensiones elasto-plásticas frente al vértice de grieta esta dada por el campo HRR (Hutchinson, Rice, Rosengren). En este caso, la dependencia con la temperatura de la tenacidad de fractura y la dispersión de valores se pueden estimar analíticamente, una vez que se han determinado los parámetros de Weibull del material. Se llega a una expresión [7]

$$\sigma_w^m = \frac{1}{V_o} \sigma_y^{(m-4)} K_I^4 BQ(N, m) \tag{7}$$

donde  $\sigma_y$  es el límite elástico,  $Q(N, m)$  es una función adimensional que depende del exponente de Weibull,  $m$ , del exponente de endurecimiento por deformación,  $N$ , y del tamaño de la zona plástica,  $V_p$ , y  $B$  es el espesor del componente. Combinando la ecuación (7) con la (3) se obtiene

$$K_I^4 = \frac{V_o \sigma_u^m}{\sigma_y^{(m-4)} BQ(N, m)} \ln \left[ \frac{1}{1 - P_f} \right] \tag{8}$$

De acuerdo con esta ecuación del *Enfoque Local* aplicado a la fractura por clivaje, la tenacidad depende de límite elástico ( $y$ , en consecuencia, de la temperatura), del espesor y de la probabilidad de fallo. La tensión de clivaje,  $\sigma_u$ , la función  $Q(N, m)$  y el exponente de Weibull,  $m$ , son parámetros del material. Las predicciones se ven facilitadas en gran medida si los parámetros de Weibull,  $\sigma_u$  y  $m$ , se consideran independientes de la temperatura. Esta suposición no es universalmente aceptada, especialmente cuando se trabaja cerca del régimen de transición.

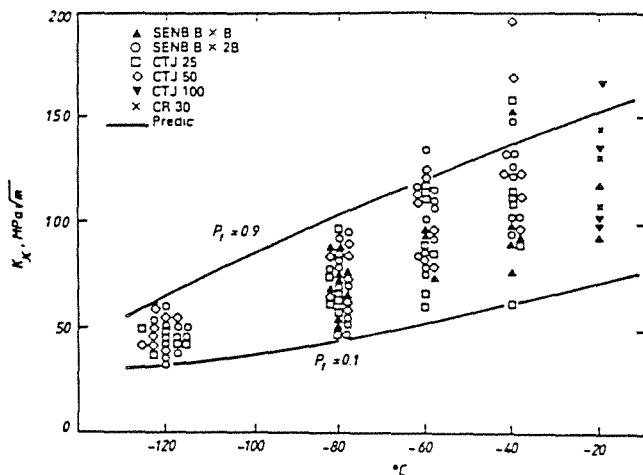


Fig. 2. Tenacidades experimentales y límites predichos teóricamente mediante el *Enfoque Local*.

Fontaine et al. [10] ha aplicado la metodología del *Enfoque Local* a una soldadura por arco sumergido en dos pasadas. La figura 2 muestra la dependencia de la tenacidad de fractura con la temperatura para probabilidades acumuladas de fractura del 10% y del 90%, obtenida a partir de la ecuación (8), y su comparación con valores experimentales determinados con distintos tipos de probetas. El límite inferior de tenacidad queda perfectamente predicho y la tendencia global de los datos está también adecuadamente predicha por la teoría. No obstante, a temperaturas elevadas algunos valores de tenacidad son sensiblemente mayores que el límite superior del 90%. Esto es debido a que a estas temperaturas se produce plastificación generalizada y la ecuación (8) no es aplicable bajo esas circunstancias. En este estudio no fueron consideradas las tensiones residuales de soldadura. A medida que se sueldan chapas de mayor espesor, la influencia de las tensiones residuales comienza ser notable. La medida experimental de su valor en todo el volumen de material es complicada. No obstante se han modelizado por el MEF el desarrollo de las tensiones residuales de soldadura en una chapa de acero HSLA de 75 mm de espesor con 67 pasadas de arco sumergido [11], y se ha llegado a la conclusión de que pueden llevar a sobreestimar la tenacidad de fractura del material hasta en un 20%, figura 3.

### 3.2 Predicción de la dispersión de la tenacidad de fractura en la ZAC.

Es un hecho bien establecido que el valor del CTOD de una probeta soldada decrece (disminuye su tenacidad) en función del porcentaje de ZAC de grano grueso muestreada por el frente de grieta [12]. Se han realizado estudios para comprobar si el *Enfoque Local* puede ser usado para predecir esta dispersión observada experimentalmente [13].

El primer paso es la determinación de los parámetros de Weibull del material base y de la ZAC (obtenida mediante simuladores de soldadura) usando probetas de tracción entalladas circunferencialmente. Estos parámetros son empleados para predecir la tenacidad de fractura de ambos utilizando la ecuación (8).

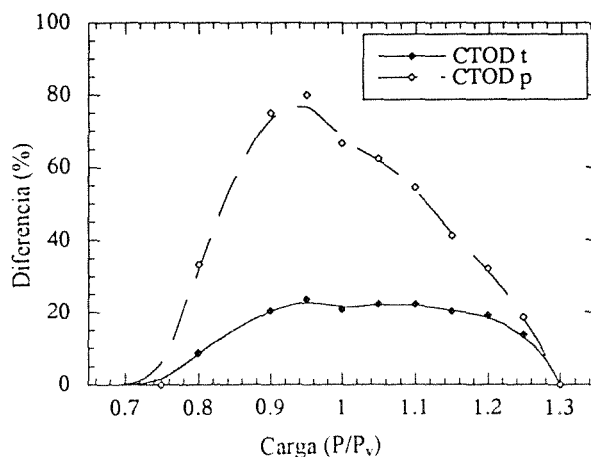


Fig. 3. Diferencias en valores calculados del CTOD para probetas con y sin tensiones residuales.

A continuación se preparan probetas en las que el frente de grieta muestrea porcentajes variables de material base y de ZAC, llevándolas hasta rotura. Se calcula la probabilidad de fallo multiplicando, proporcionalmente al porcentaje muestreado, las probabilidades de fallo correspondientes al material base y a la ZAC. La correlación con resultados experimentales es buena pero hay que tener en cuenta las simplificaciones hechas, como suponer que la ZAC obtenida en un simulador tiene las mismas propiedades que la ZAC de una soldadura real. Se puede, pues, predecir teóricamente cual será la variación de la tenacidad aparente de la unión soldada en función del porcentaje de ZAC y muestreada, tal como se muestra en la figura 4.

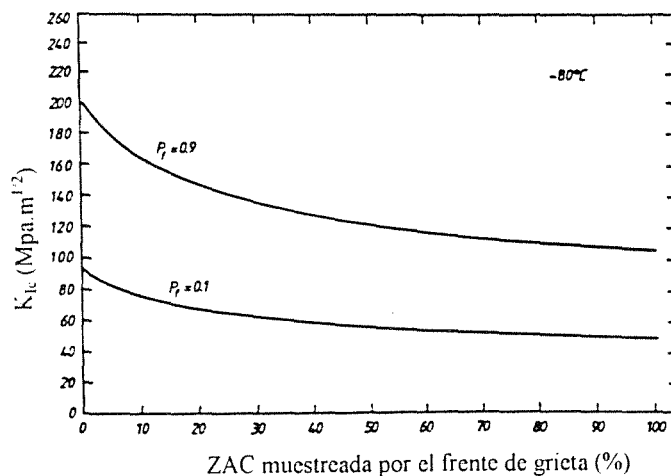


Fig. 4. Variación predicha de la tenacidad de fractura frente a la proporción de ZAC muestreada.

Cuando se sigue el mismo procedimiento con soldaduras reales, multipasada, con preparación de bordes en K y ensayadas con probetas SENB a flexión en tres puntos, los resultados no proporcionan la misma buena correlación con las predicciones teóricas. Se sobrestima el límite inferior de tenacidad y, además, la banda de dispersión para probabilidades acumuladas de fallo entre el 10% y el 90% no incluye todo el intervalo de variación de tenacidad que se observa experimentalmente. Sin embargo, el valor promedio de la tenacidad si se puede considerar aproximadamente predicho por el procedimiento del *Enfoque Local*.

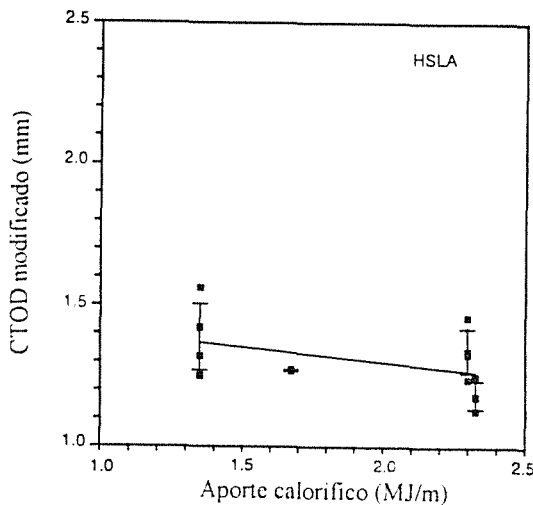


Fig. 5. CTOD modificado, en la ZAC de un acero HSLA, frente al calor aportado en el soldeo.

Considerando los numerosos supuestos simplificados que implícitamente se están haciendo en el modelo (línea de fusión recta, despreciar las tensiones residuales, no modelizar la ZAC en detalle), está claro que se necesita mejorar el procedimiento si se pretenden obtener predicciones fiables de la tenacidad de uniones soldadas reales. Un intento en esta dirección es el de no emplear directamente los valores del CTOD obtenidos experimentalmente, sino modificarlos matemáticamente para reducir la diversidad microestructural muestreada por el frente de grieta en la ZAC a una microestructura de referencia. La metodología seguida [14] parece conducir a resultados esperanzadores, tal como se muestra en la figura 5, al reducirse la banda de dispersión de tenacidades

**3.3 Análisis del comportamiento a fractura en la ZAC de uniones soldadas con descompensación mecánica**

Minami et al. [15] han empleado la metodología del *Enfoque Local* para cuantificar el efecto de la descompensación mecánica de la unión soldada (diferencia de propiedades mecánicas entre el cordón y el material base) sobre el comportamiento a fractura de la ZAC. El comportamiento es diferente si la fractura

por clivaje está controlada por el fallo del cordón de soldadura o por el fallo de la ZAC.

Para el caso de fractura controlada por la ZAC, la figura 6 muestra que la tensión de Weibull en la ZAC es mayor, y por tanto la probabilidad de fallo también es mayor, en uniones sobrecompensadas (mayor límite elástico del cordón que del material base) que en uniones infracomensadas (menor límite elástico del cordón que del material base), para cualquier tensión aplicada. Sin embargo, para fractura controlada por el cordón, el comportamiento es opuesto: la tensión de Weibull, y por tanto la probabilidad de fallo, es menor a medida que aumentamos la sobrecompensación mecánica. En definitiva, el rango aceptable de descompensación mecánica debe ser determinado considerando los niveles de tenacidad de la ZAC y del material de aportación, ya que este efecto tiene influencia sobre ambas regiones de la unión soldada en manera opuesta.

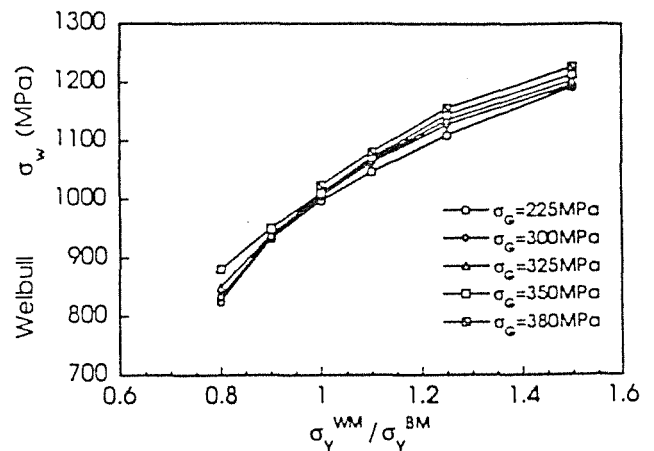


Fig. 6. Tensión de Weibull frente al factor de desacoplamiento mecánico.

**3.4 Efecto de la geometría de la probeta en la tenacidad a fractura de la ZAC**

El efecto de la geometría de la probeta sobre la tenacidad a fractura ha sido tratado abundantemente en la literatura, pero siempre aplicado a un material homogéneo [9]. Sólo recientemente se ha empezado a estudiar la influencia de la geometría sobre la tenacidad de la ZAC de uniones soldadas [16]. Mediante el concepto de *Enfoque Local* es posible, una vez calculados los parámetros de Weibull de la ZAC a partir de ensayos de flexión en tres puntos con grietas profundas ( $a/W = 0,5$ ), hacer predicciones a cerca del comportamiento de probetas similares pero con grietas someras ( $a/W = 0,2$ ) o acerca de la tenacidad de paneles con una grieta en el centro y sometidos a tracción. Los límites de confianza del 90% para la probabilidad de fractura por clivaje predicha concuerdan muy bien con los resultados experimentales.

#### 4. CONCLUSIONES

- La metodología del *Enfoque Local* permite correlacionar la probabilidad de fractura por clivaje para una carga aplicada, con la denominada tensión de Weibull. Ésta es calculada mediante el conocimiento de la distribución de la tensión principal máxima en la zona plástica existente frente al vértice de grieta.
- Los factores mecánicos que afectan a la fractura por clivaje son incluidos implícitamente en el cálculo de la tensión de Weibull (efectos de tamaño, como el constreñimiento plástico y el volumen muestreado; efectos del modo de sollicitación; efecto de tensiones no isoterma). Esto permite predecir el límite inferior de comportamiento a fractura de estructuras reales usando ensayos de laboratorio sencillos.
- Es imprescindible un análisis numérico apropiado para obtener con precisión suficiente el estado de tensiones y deformaciones frente al vértice de grieta. Esto es un serio problema cuando se aplica la metodología a uniones soldadas, donde la influencia de las tensiones residuales de soldeo ha de ser considerada de forma realista para obtener predicciones fiables.
- Los parámetros del material en el *Enfoque Local* (parámetros de Weibull) dependen de la microestructura que está siendo muestreada por el frente de grieta. Ya que en una unión soldada se tiene una amplia gama de microestructuras diferentes en un espacio muy pequeño (gradiente microestructural), los parámetros de Weibull diferirán considerablemente dependiendo de la posición exacta de la grieta. Este aspecto también dificulta la aplicación del procedimiento a uniones soldadas.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] "Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures", PD6493, British Standard Institution, 1991.
- [2] Chell G.G. y Curry D.A., "Mechanics and mechanisms of cleavage fracture" en *Developments in fracture mechanics -- Vol.2* (G.G. Chell, Ed.), pp101-192, Applied Science Publishers, 1981.
- [3] Tweed J.H. y Knott J.F., "Micromechanisms of failure in C-Mn weld metals", *Acta. Metal.*, Vol.35, pp1401-1414, 1987.
- [4] Bowen P., Druce S.G. y Knott J.F., "Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel", *Acta. Metal.*, Vol.34, pp1121-1131, 1986.
- [5] Bowen P., Ellis M.B.D., Strangwood M. y Knott J.F., "Micromechanisms of brittle fracture in 2<sup>1/4</sup>Cr-1Mo weld metal", *Proc. Conf. ECF6*, Vol.III, pp.1751-1762, EMAS 1986.
- [6] Slatcher S., "A probabilistic model for lower-shelf fracture toughness – theory and application", *Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.9, pp275-289, 1986.
- [7] Wiesner C.S., "The 'Local Approach' to cleavage fracture – Concepts and applications", Abington, 1996.
- [8] Beremin F.M., "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steels", *Met. Trans.*, Vol.14A, pp2277-2287, 1983.
- [9] Suárez J.C., Murakawa H. y Ueda Y., "Effect of welding residual stresses on fracture toughness testing. Part 1: FEM analysis of CTOD specimens in multipass weldments of thick plates", *Trans. JWRI*, Vol.25, No.1, pp91-99, 1996.
- [10] Fontaine A., Maas E. y Tulou J., "Provision of the cleavage fracture properties using a 'Local Approach': application to the welded joint of a structural C-Mn steel", *Nucl. Engng. Des.*, Vol.105, pp77-81, 1987.
- [11] Suárez J.C., Murakawa H. y Ueda Y., "Effect of welding residual stresses on fracture toughness testing. Part 2: Crack Tip Opening Displacements in the residual stress field of multipass weldments of thick plates", *Trans. JWRI*, Vol.26, No.1, pp115-122, 1997.
- [12] Pisarski H.G., "HAZ toughness evaluation", *Proc. Conf. The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments*, pp351-382, American Welding Society, 1990.
- [13] Sainte-Catherine C., Di Fant M., Duquaire B. y Balladon P., "Prediction of toughness scatter in HAZ with Local Approach", *Eng. Fract. Mech.*, Vol.46, pp115-125, 1993.
- [14] Suárez J.C., Molleda F., González R. y Jiménez R., "Correlation of modified crack tip opening distance with heat input to the heat affected zone of high-strength low-alloy steels", *Theoretical and Applied Fract. Mech.*, Vol.21, pp17-22, 1994.
- [15] Minami F., Hada S., Ruggieri C. y Toyoda M., "Analysis of strength mismatching of welds on fracture performance of HAZ notched joint", *Proc. Workshop Mismatch and its control*, pp77-86, IIW DOC. X-1254-92, Osaka University, 1992.
- [16] Minami F., Ohata M., Toyoda M., Arimochi K., Suzuti y Bessyo K., "Prediction of specimen geometry effect on fracture resistance of HAZ-notched welds by the Local Approach", *Proc. 2<sup>nd</sup> Workshop on Constraint Effects of the Structural Performance of Welded Joints*, pp1-10, IIW Doc. X-1300-94, Osaka University, 1994.

**EFFECTO DEL TRATAMIENTO TERMICO Y NIVEL DE TENSIONES SOBRE EL COMPORTAMIENTO A FLUENCIA DE UNA ALEACION Ti - 6Al - 4V**

A.M. Irisarri, F. Peñalba, F.J. Seco y F. Zapiráin

INASMET. Dpto. de Materiales Metálicos.  
C/Portuetxe 12.- 20009 San Sebastián.

**Resumen.** Se ha estudiado el comportamiento frente a la fluencia de una chapa de 17 mm de espesor de la aleación Ti - 6Al - 4V. Este comportamiento se ha analizado en tres diferentes estados de tratamiento térmico. Los ensayos se han efectuado a 455° C bajo dos diferentes niveles de carga en las orientaciones longitudinal y transversal de la chapa. La máxima vida a fluencia se obtiene en las probetas tratadas en la región exclusiva de la fase beta, independientemente de la orientación de las mismas o el nivel de la carga aplicada. Las probetas tratadas en la región de coexistencia de las fases alfa y beta con enfriamiento lento en el horno muestran un efecto del nivel de tensiones sobre la vida a fluencia mucho más acusado siendo tan solo ligeramente inferior al de las anteriores para las cargas más bajas. Finalmente, el material en el estado de recepción, recocido de laminación, es aquél que ofrece una menor vida a fluencia para ambos niveles de carga.

**Abstract.** The creep behaviour of a 17 mm thick plate of a Ti -6Al - 4V alloy has been studied. Three different heat treating conditions have considered in this analysis. Tests were performed at 455° C using two different load levels and on specimens machined in the longitudinal or the transverse direction of the plate. The maximum creep lives were achieved in specimens that were heat treated above the beta transus, independently of their orientation or load level. Samples that were treated in the alpha - beta field and slowly furnace cooled exhibited a stronger effect of the stress level on the creep life, being only slightly lower than that of the beta treated specimens for the lowest load. Finally, material in the as - received condition, mill annealed, possesses the lowest creep lives for both load levels.

## 1. INTRODUCCION

El presente trabajo constituye una continuación del presentado en el XIV Encuentro del Grupo Español de Fractura, celebrado en Ribadesella en 1997 [1] y se encuadra a su vez dentro de un amplio programa de investigación que se ha venido desarrollando en INASMET a lo largo de los últimos años, analizando el comportamiento en servicio de diversas aleaciones de titanio.

Sin entrar en detalles, si conviene recordar que la deformación de fluencia es aquella dependiente del tiempo que se produce cuando el material es sometido a una tensión constante a una temperatura, también constante, suficientemente elevada durante un periodo prolongado de tiempo. En aquellos casos en que se produce una variación de temperatura en el curso de la aplicación de la carga el fenómeno resulta mucho más complejo por las tensiones que generan las dilataciones

y contracciones periódicas del material y se suele denominar fatiga - fluencia.

Una curva de fluencia se suele dividir en cuatro partes. La primera corresponde al periodo de incubación que se produce inmediatamente después de que la carga es aplicada. Esta parte normalmente se observa únicamente en monocristales o materiales altamente orientados a tensiones relativamente bajas y altas temperaturas asociada con una gradual acumulación de dislocaciones móviles. Sin embargo, en la gran mayoría de los casos se observa una deformación prácticamente instantánea en el instante de la aplicación de la carga. La etapa denominada como fluencia primaria se identifica con el periodo durante el cual la velocidad de deformación disminuye con el tiempo hasta alcanzar un valor mínimo, predominan los procesos de endurecimiento por deformación y se inhibe el movimiento de las dislocaciones. La fluencia secundaria representa una región de velocidad de deformación constante, motivo por el cual se le suele denominar también fluencia estacionaria. En esta etapa se establece un balance entre

el endurecimiento por deformación y el ablandamiento por restauración, que es activado térmicamente. La etapa final, o fluencia terciaria, es el periodo en que se acelera el proceso de deformación y culmina en la rotura final [2].

Se han propuesto diversos modelos para explicar la razón por la cual la fluencia secundaria se produce con una velocidad de deformación constante basados en la idea de un movimiento controlado por la ascensión de dislocaciones [3]. El resultado es una relación potencial entre la velocidad de deformación en esta etapa de fluencia secundaria y la tensión aplicada de la forma:  $\dot{\epsilon}'_s = B\sigma^n$ , conocida como ley de Norton, donde B y n son parámetros que dependen del material y estado de tratamiento. A su vez se puede incluir el efecto de la temperatura sobre la velocidad de deformación a través de una dependencia de la forma:  $B = B' \cdot \exp(-Q_c/RT)$  siendo  $Q_c$  la denominada energía de activación de la fluencia. Se han propuesto otras ecuaciones más complejas que incluyen el efecto del tamaño de grano sobre la deformación a fluencia[4].

A temperaturas por debajo de aproximadamente el 30% de la temperatura de fusión en los metales puros y del 40% en las aleaciones se admite generalmente que el comportamiento elasto - plástico de los materiales es independiente del tiempo. Sin embargo, en las aleaciones de titanio se observa un fenómeno de fluencia a temperatura ambiente aunque tan solo incluye la etapa de la fluencia primaria ya que se produce una disminución de la velocidad con el tiempo, se alcanza una saturación, y el proceso se detiene [5]. A temperaturas más elevadas se observan tanto la fluencia primaria como la secundaria, elevándose la velocidad de deformación conforme se incrementan la temperatura o la tensión aplicada [6].

Respecto a la máxima temperatura de utilización de los materiales un primer criterio de selección se basa en su punto de fusión considerando que conforme se incrementa éste mejor es el comportamiento a la fluencia. Sin embargo, con relación a su temperatura de fusión la resistencia frente a la fluencia de las aleaciones de titanio es bastante pobre. En el momento actual la barrera de empleo de las aleaciones alfa, que son las que mejores prestaciones frente a la fluencia ofrecen, se sitúa en torno a unos 600° C. Debido a la fuerte oxidación que se produce a temperaturas más altas, por causa de la gran avidez del titanio por el oxígeno, se reducen drásticamente las posibilidades de utilización prolongada de estos materiales.

La aleación Ti - 6Al - 4V se desarrolló en los años 50 pero aún hoy en día sigue constituyendo la aleación más empleada, representando más del 50% del consumo de estos materiales, no solo en aeronáutica, que constituyó

la razón de su desarrollo inicial, sino en un número creciente de campos. Además, una ventaja adicional que ofrece esta aleación es la posibilidad de modificar sus propiedades mediante tratamiento termomecánico. Ello debe permitir seleccionar aquel estado de tratamiento que proporcione la máxima resistencia frente a la fluencia.

El objetivo del presente trabajo es analizar el efecto ejercido por el tratamiento térmico y el nivel de tensiones aplicado sobre las prestaciones frente a la fluencia de una chapa de 17 mm de espesor de una aleación Ti - 6Al - 4V.

## 2. TECNICA EXPERIMENTAL

El material utilizado en este estudio consistió en una chapa de 17 mm de espesor de una aleación Ti - 6Al - 4V cuya composición corresponde a 6.51% Al, 4.08% V, 0.16% Fe, 0.01% C, 0.19% O, 0.005% N, 0.0016% H, siendo el elemento mayoritario, lógicamente, el titanio. En su estado de recepción (ER) esta chapa había sido sometida al denominado recocido de laminación, consistente en un breve mantenimiento a 720° C, durante 50 minutos, seguido de un enfriamiento al aire como paso final de su proceso de fabricación.

Se extrajeron diversas muestras de unos 300 x 300 mm<sup>2</sup> que fueron sometidas a dos tratamientos térmicos diferentes. El primero de estos corresponde a un recocido en la región de existencia exclusiva de la fase beta, durante media hora, seguido de un enfriamiento al aire y posterior tratamiento de 2 horas a 730° C con enfriamiento también al aire. Estas muestras han sido referenciadas como BA. Estudios previos han mostrado que este tratamiento térmico es el que conduce a la máxima tenacidad, tanto en la dirección longitudinal como en la transversal de la chapa pero con la contrapartida de una pobre ductilidad [7-9].

El segundo tratamiento consistió en un recocido a 940° C, esto es en la región de coexistencia de las fases alfa y beta, durante 4 horas, seguido de un enfriamiento lento en horno hasta 700° C y, posteriormente, al aire. Este tratamiento, referenciado como 4 en el presente trabajo, es el que estudios anteriores [7-9] han mostrado como aquél que posee la mejor combinación de propiedades de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad.

De cada una de las muestras tratadas se mecanizaron probetas cilíndricas de fluencia de 6.35 mm de diámetro, unas con su eje situado en la dirección longitudinal y las otras en la transversal de la chapa. Los ensayos de fluencia se efectuaron a la temperatura de 455° C, utilizando dos diferentes niveles de carga, aunque con el más bajo se ensayaron únicamente



probetas longitudinales. Estos ensayos se realizaron siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E139 [10]. Durante estos ensayos se registró de forma continua la deformación experimentada por la probeta mediante un extensómetro adosado a la misma y determinó la velocidad de deformación en cada instante. Una vez ensayadas todas estas probetas una mitad de cada una de ellas se destinó al estudio de su superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido en tanto que se procedió a una protección de bordes de la otra mitad de la probeta, que fue seccionada en su dirección longitudinal y adecuadamente preparada para su observación en el microscopio óptico.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSION

La tabla 1 resume los resultados obtenidos en el ensayo de las diferentes probetas.

Tabla 1.- Resultados registrados en los ensayos de fluencia.

| Ref. | Or. | Tensión (MPa) | $\epsilon'_s$ ( $h^{-1}$ ) | t. rot. (h) |
|------|-----|---------------|----------------------------|-------------|
| ERL1 | L   | 489           | 0.349                      | 36          |
| ERL2 | L   | 345           | 0.017                      | 714         |
| ERT  | T   | 489           | 0.163                      | 61          |
| BAL1 | L   | 489           | 0.037                      | 209         |
| BAL2 | L   | 379           | 0.0046                     | 1744        |
| BAT  | T   | 489           | 0.044                      | 178         |
| 4L1  | L   | 489           | 0.057                      | 107         |
| 4L2  | L   | 379           | 0.0033                     | 1619        |
| 4T   | T   | 489           | 0.101                      | 58          |

En esta tabla se puede apreciar que la máxima vida a fluencia se obtiene en las probetas pertenecientes a la referencia BA, tanto en dirección longitudinal como transversal y para ambos niveles de tensión. Sin embargo, la pobre ductilidad exhibida por estas probetas, tanto si se valora en términos de alargamiento a la rotura como, fundamentalmente, de estricción, representa un serio inconveniente ya que la rotura se puede producir de forma casi inadvertida [1]. Además, la microestructura acicular que se obtiene por este tratamiento térmico induce una disminución de la resistencia frente a la fatiga con relación a la que ofrece la microestructura equiaxial o mixta obtenidas por medio de un tratamiento termomecánico en la región alfa - beta seguido de enfriamiento lento o rápido, respectivamente [11].

Estas probetas presentan un número relativamente reducido de microgrietas que, una vez atacadas, se comprueba que se hallan situadas en las juntas de grano y, preferentemente, en los puntos triples donde

confluyen tres granos. Este hecho apunta a que el mecanismo operante es uno de deslizamiento de las antiguas juntas de grano beta, hipótesis que se ve confirmada en el curso de una observación a mayores aumentos. La micrografía de la figura 1 representa un claro ejemplo de este agrietamiento de las antiguas juntas de grano beta. La probeta ensayada bajo un nivel de carga inferior también presenta microgrietas de este tipo, incluso en mayor cantidad que las anteriores, hecho que ha sido atribuido a la mayor duración del ensayo.

El tratamiento de referencia 4, que produce una microestructura equiaxial con una excelente combinación de propiedades de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad, presenta una vida a fluencia intermedia entre las probetas en su estado de recepción y las tratadas en la región de existencia exclusiva de la fase beta. Aún más, para niveles bajos de carga la vida a fluencia de estas probetas se aproxima a la registrada en las BA y la velocidad de deformación en la etapa de fluencia secundaria es la mínima entre todas las probetas ensayadas. Los mayores inconvenientes del material en este estado de tratamiento se hallan en la fuerte influencia de la tensión sobre el tiempo de rotura de las probetas y en la pobre vida a fluencia que ofrecen las probetas extraídas en la dirección transversal de la chapa, inferior incluso a las del estado de recepción.

En un trabajo previo se atribuyó esta direccionalidad a la menor presencia de fase beta, y por tanto de intercaras alfa-beta, puntos donde se generan las cavidades, en las probetas longitudinales y la existencia de algunas zonas de microestructura acicular, no observadas en las probetas transversales [1]. En el examen de las probetas longitudinales ensayadas bajo el nivel inferior de carga se observan también estas facetas aciculares y el menor contenido de fase beta con respecto a las probetas transversales suponiendo un nuevo apoyo a la hipótesis formulada.

Las probetas del material en su estado de recepción presentan una vida a fluencia mínima entre todas las ensayadas. La única excepción es la extraída en la dirección transversal de la chapa que es ligeramente mayor que la correspondiente a la referencia 4. El examen de estas probetas en el microscopio óptico permite detectar tan solo un número reducido de cavidades, alineadas de forma preferente en la dirección longitudinal de la probeta, y únicamente en las proximidades de la rotura, sugiriendo que no se trata de cavidades de fluencia sino que se han generado como consecuencia de la deformación plástica del material. La micrografía de la figura 2 obtenida en una de estas probetas facilita la observación de algunas de estas cavidades generadas por la deformación plástica del material. Este tipo de cavidades se observan tanto en las

probetas longitudinales, correspondientes a ambos niveles de carga, como transversales. No se ha encontrado metalográficamente una explicación razonable al mejor comportamiento de la probeta transversal con respecto a la longitudinal pudiendo hallarse asociada con la textura de laminación del material aunque ésta no ha sido determinada. Además el material en este estado posee una pobre tenacidad [7-9] por lo cual se recomienda aplicar algún tratamiento térmico antes de proceder a su uso.

Con los datos obtenidos de la velocidad de deformación en el curso del ensayo se pueden diferenciar las distintas etapas del proceso de fallo. De esta forma, y aunque el número de datos disponible es mínimo, es posible establecer la relación existente entre la tensión aplicada y la velocidad de deformación en la etapa de fluencia secundaria, determinando el valor del exponente de la ley de Norton. En la tabla 2 se presentan los resultados correspondientes a cada una de las distintas referencias.

Tabla 2.- Valores del exponente de la ley de Norton para los distintos estados de tratamiento.

| Ref. | n      |
|------|--------|
| ER   | 8.75   |
| BA   | 8.41   |
| 4    | 11.245 |

Sorprende el elevado valor del exponente en las probetas de la referencia 4 tanto más cuanto el examen de las probetas revela que el mecanismo de fallo operante es uno de fluencia por difusión de cavidades generadas en las intercaras alfa - beta existentes en los bordes de grano y puntos triples de la fase alfa [1] que debería conducir a una relación prácticamente lineal entre la tensión y la velocidad de deformación en la fluencia secundaria de acuerdo con los modelos propuestos por Nabarro y Herring o por Coble para los procesos de difusión a través de la matriz o a lo largo de las juntas de grano, respectivamente [3]. Esta fuerte pendiente pudiera deberse a un cambio del mecanismo operante desde uno de fluencia por difusión de cavidades para los niveles de tensión más bajos a otro de fluencia por movimiento de dislocaciones cuando se incrementa la tensión aplicada sobre la probeta.

Sin embargo, aunque el número de probetas ensayados es muy reducido para alcanzar una conclusión definitiva, el análisis metalográfico revela una gran similitud entre las probetas ensayadas bajo uno u otro nivel de tensión permitiendo descartar esta hipótesis. Las micrografías de las figura 3 y 4 muestran la total similitud de aspecto entre las cavidades producidas bajo uno u otro nivel de carga aplicada. Tan solo se debe reseñar el mayor número presente en la probeta 4L2,

ensayada bajo la tensión más baja, debida a la mayor duración del ensayo que ha permitido que el daño por fluencia fuera más acentuado.

Es importante determinar si efectivamente el mecanismo operante es uno de difusión de cavidades puesto que en este caso existiría una relación inversa entre la velocidad de deformación y el cuadrado (modelo de Nabarro y Herring) o el cubo (modelo de Coble) del tamaño de grano.

En este momento se está efectuando un estudio más exhaustivo de las diferentes probetas ensayadas con el fin de determinar el mecanismo operante en cada caso. El resultado de este trabajo será objeto de una presentación posterior [13].

Este tamaño de grano se puede incrementar elevando la temperatura de tratamiento, dentro de la región alfa-beta, o el tiempo del mismo. Un aumento de la temperatura parece problemático por hallarse muy próxima a la de transformación motivo por el cual parece lógico optar por el uso de tratamientos más prolongados. Una ventaja adicional de una microestructura con mayor tamaño de grano alfa es el aumento de tenacidad que se produce como consecuencia del mismo con tan solo una pérdida muy ligera de resistencia mecánica y ductilidad, [8] razón por la cual parece doblemente interesante.

Otra explicación se basaría en el empleo en el cálculo de una tensión efectiva como motor del proceso de deformación que tan solo representa un cierto porcentaje de la aplicada en tanto que el resto se destina a vencer la tensión interna del material que se opone a la deformación [3]. En cualquier caso es recomendable disponer de un mayor número de datos antes de afirmar la validez de cualquiera de las hipótesis formuladas.

Por otra parte, con los datos obtenidos es posible establecer la denominada relación de Monkman y Grant entre la velocidad de deformación secundaria y el tiempo de rotura de la forma  $t_r (\dot{\epsilon}'_s)^m = \text{Cte.}$  [12]. La tabla 3 recoge los valores calculados para cada estado de tratamiento.

Tabla 3.- Valores del exponente de la relación de Monkman y Grant.

| Ref. | m     |
|------|-------|
| ER   | 0.989 |
| BA   | 1.019 |
| 4    | 0.954 |

Estos valores se hallan muy próximos a la unidad en total acuerdo con los registrados previamente en otros

materiales [14]. Esto supone que, en una primera aproximación, se puede establecer una relación inversa entre la velocidad de deformación durante la etapa de fluencia secundaria y el tiempo a rotura permitiendo predecir cuando se producirá ésta con la suficiente antelación.

#### 4.- CONCLUSIONES

a.- La máxima vida a fluencia se obtiene en las probetas tratadas en fase beta para todas las orientaciones y niveles de tensión estudiados. Sin embargo, la pobre ductilidad de la aleación en este estado puede ocasionar una rotura imprevista con el peligro que ello supone.

b.- Las probetas extraídas en la dirección longitudinal del material tratado en la región de coexistencia de las dos fases y enfriado en horno presenta unas vidas a fluencia intermedias con una mayor influencia del nivel de tensiones sobre la vida a fluencia. Sin embargo, la probeta extraída en la dirección transversal exhibe un comportamiento a fluencia incluso ligeramente peor que el del material en estado de recepción.

c.- El material en estado de recepción, recocido de laminación, presenta un pobre comportamiento frente a la fluencia además de una baja tenacidad, motivo por el cual se recomienda aplicar algún tratamiento térmico previo a su empleo. La rotura de estas probetas se ha producido por un mecanismo de ascensión de dislocaciones.

d.- Se han calculado los exponentes de la ley de Norton para el material en los diferentes estados. Resulta sorprendente el elevado valor obtenido para las probetas de referencia 4. Una explicación razonable a este comportamiento se basaría en la diferenciación de dos componentes de la tensión aplicada, uno destinado a vencer la resistencia interna del material y otro responsable de la deformación producida. No obstante, es preciso disponer de un mayor volumen de datos antes de poder elevar esta conclusión a definitiva.

e.- En una primera aproximación existe una relación inversa entre la vida a fluencia y la velocidad de deformación durante la etapa de fluencia secundaria. Ello permite predecir el momento de la rotura con suficiente antelación a que ésta se produzca.

#### 5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) por la ayuda prestada a los proyectos MAT 92-0078 y MAT 95-1963E de los cuales se ha extraído

el presente trabajo así como el apoyo ofrecido por el Gobierno Vasco al mismo.

#### 6.- REFERENCIAS

[1] Seco F.J, Zapiráin F., Peñalba F. e Irisarri A.M.- Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 14: 392-397 (1997).

[2] Webster G.A y Ainsworth R.A. High Temperature Component Life Assessment. Chapman & Hall: 10-46 Chapman & Hall (1994).

[3] Riedel H. Fracture at High Temperature, 3-13. Springer Verlag. Berlín (1987).

[4] Evans R.W. y Wilshire B. Creep of Metals and Alloys, 1-36. The Institute of Metals. Londres (1985).

[5] Chen R.T, Miller W.H y Starke E.A. Effects of Microstructure on Creep Behavior of Ti-6211. Titanium Science and Technology. Vol 4: 2363 - 2370 DGM Oberursel (1985).

[6] Chakrabarti A.K. y Nichols E.S. Creep Behavior of Cast Ti-6Al-4V Alloy. Titanium '80 Science and Technology. Vol 2: 1081 - 1096. The Metallurgical Society of AIME. Warrendale (1980).

[7] Plaza L.M, Zapiráin F. e Irisarri A.M. Anales de Mecánica de la Fractura Vol 11: 221 - 228 (1994).

[8] Plaza L.M, Zapiráin F. e Irisarri A.M. Effect of the Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a Ti-6Al-4V. 4th European Conference on Advanced Materials and Processes. Euromat 95. Vol D. 95 - 100. Associazione Italiana di Metallurgia. Milán (1995).

[9] Plaza L.M, Zapiráin F. e Irisarri A.M. Influence of the Heat Treatment and Notch Orientation on the Fracture Toughness of a Ti-6Al-4V Alloy. Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure. Vol I: 553 - 558. EMAS Ltd. (1996).

[10] ASTM E139-90. Conducting Creep, Creep-Rupture and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials. ASTM Annual Book of Standards Vol 03.01.

[11] Material Properties Handbook: Titanium Alloys, 533. ASM International Materials Park Ohio (1994).

[12] Hertzberg R.W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 131-178 John Wiley & Sons. Nueva York (1976).

[13] Irisarri A.M., Peñalba F., Seco F.J. y Zapiráin F. "Estudio de los mecanismos de fluencia de una aleación Ti-6Al-4V en diferentes estados de tratamiento". Trabajo en curso.

[14] Evans H.E. Mechanisms of Creep Fracture, 18-23. Elsevier Applied Science Publishers. Londres (1984).

Fig. 1. Micrografía ( X400 ). Microgrietas en las juntas de grano beta. Probeta BAL1.

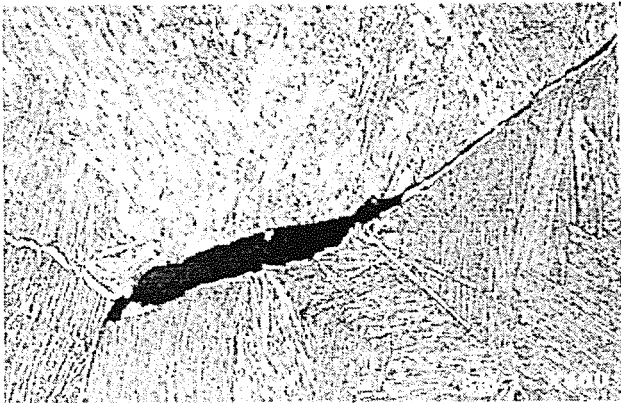


Fig. 2. Micrografía ( X 500 ). Cavidades generadas por deformación plástica. Probeta ERL1.

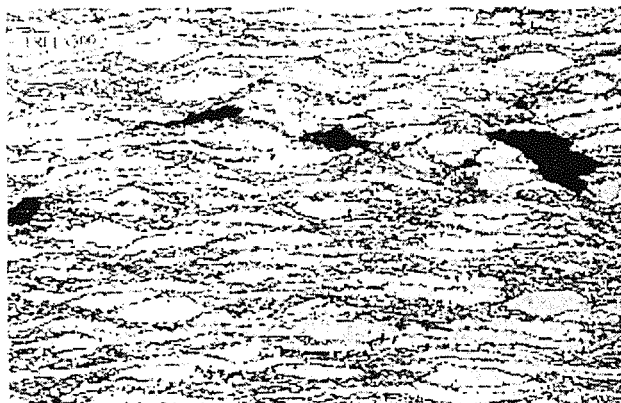
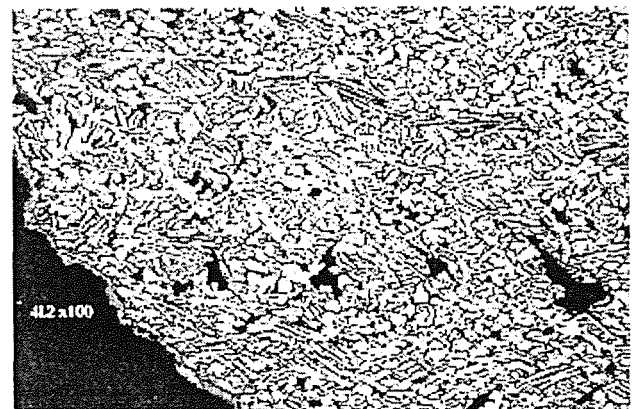


Fig. 3. Micrografía ( X 100 ). Cavidades de fluencia. Probeta 4L1.



Fig. 4. Micrografía ( X 100 ). Cavidades de fluencia. Probeta 4L2.



## FRACTURA DE UN EJE ROTOR DE ACERO PERTENECIENTE A UNA CABLEADORA

J.M. Gallardo, J.A. Rodríguez y E.J. Herrera

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales  
Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales  
Escuela Superior de Ingenieros  
Universidad de Sevilla  
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

**Resumen.** El eje rotor de acero de una máquina de cablear había roto a los veinte días de servicio. Este eje sustituía a uno anterior que había durado, hasta su fractura, cuatro años. En el nuevo eje se habían introducido cambios de material y de diseño con el fin de alargar su vida en servicio. Se ha llevado a cabo la diagnosis del fallo (inspección visual, análisis químico, medidas de dureza, metalografía y microfractografía), en gran medida, haciendo un estudio paralelo de los dos ejes, antiguo y nuevo. Se concluye que la rotura del nuevo eje se debe a fatiga, promovida por grietas causadas por un proceso de recargue por soldadura en la zona de asiento del rodamiento.

**Abstract.** A rotating shaft belonging to a machine to manufacture ropes failed after twenty days of service. Failure analysis (chemical composition, hardness, microstructure, fractography, etc) has been carried out. The failure investigation was extended to a previous shaft which failed after four years of service. Both shafts had failed by fatigue. It is concluded that the early failure of the new shaft was originated by the presence of cracks introduced by an overlaid welding, probably used as reclamation of a product of improper dimensions.

## 1. INTRODUCCIÓN

El eje de una máquina de fabricación de cables había roto a los veinte días de su instalación. Dicho eje (con un diámetro variable entre 80 y 340 mm, y longitud de 1038 mm) servía de soporte y transmisión del movimiento de giro a la horquilla de la cableadora, sobre la que se disponía el tambor que recogía el cable formado. El conjunto citado, de unas tres toneladas de peso, gravitaba en voladizo sobre el eje siniestrado, y trabajaba a 150 rpm.

El eje objeto de estudio (en adelante eje nuevo) había sido fabricado en sustitución del eje original de la máquina, fallado previamente por la misma sección que el eje nuevo, después de cuatro años en servicio. El eje nuevo había sido rediseñado, incorporando cambios que, a priori, mejoran la resistencia a la fatiga [1], a saber:

- Se habían mecanizado acuerdos en los cambios de sección, con un radio de entre 3 y 5 mm.

- El acero F125 del eje original se había sustituido por un F1270M, según certificado del fabricante.
- En la zona de rotura del eje original se había aumentado la sección en un 15%, montando nuevos rodamientos con mayor capacidad de carga.
- Se había modificado la cogida eje-horquilla, sustituyendo las uniones soldadas originales por uniones atornilladas y pernos montados en caliente.

## 2. OBSERVACIONES VISUALES.

La rotura del eje nuevo, al igual que la del eje original, se ha producido en un cambio de sección, en el límite del asiento del cojinete adyacente a la horquilla (Fig.1). En esta zona no ha podido comprobarse la existencia o no de radios de acuerdo. En el resto de cambios de sección, sin embargo, el eje original no tiene mecanizados acuerdos, mientras que el eje nuevo tiene, aproximadamente, los señalados en plano.

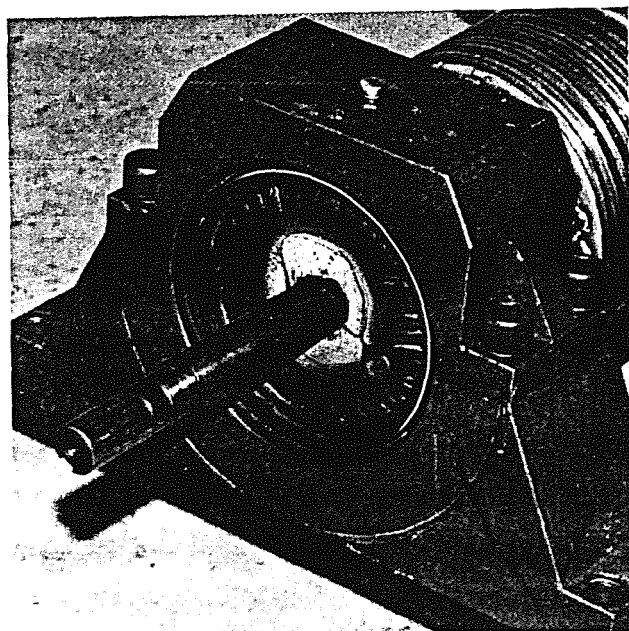


Fig. 1. Eje siniestrado en proceso de desmontaje ( $\times 0,2$ ).

La superficie de rotura muestra, en ambas piezas, original y nueva, dos zonas bien diferenciadas. En una de estas zonas se observan marcas conchoidales o de playa, propias de roturas producidas por fatiga. En el eje original, la grieta de fatiga se origina en un punto de la periferia de la pieza. En el eje nuevo aparecen multitud de grietas a lo largo de toda la periferia que, al propagarse hacia el centro van convergiendo en una sola, lo que da lugar al aspecto "en terrazas", que muestra la rotura en la periferia (Fig. 1). La segunda zona característica de las superficies de rotura es la que corresponde a la rotura final, súbita, que se produce por sobreesfuerzo. En el eje original, la zona de rotura final ocupa un 35%, aproximadamente, de la sección y se sitúa en oposición al lugar de inicio de la grieta de fatiga. En el eje nuevo, la zona de rotura final es algo menor y se sitúa centrada en la sección del eje. La presencia de un taladro centrado (para el paso del eje motor del carrete bobinador) y otro descentrado (para el paso del cable formado) no parecen afectar a la morfología de fractura.

### 3. ENSAYOS Y DISCUSIÓN.

#### 3.1. Análisis químico.

La composición química básica de los ejes, original y nuevo, según los ensayos realizados, se incluye en la Tabla I. También se incluye la composición química, según UNE 36-012-75, de los aceros de los que, supuestamente, están fabricados los ejes. En general, las composiciones de los ejes corresponden a los valores normalizados, teniendo en cuenta las variaciones que se admiten para análisis sobre producto. Solo cabe destacar el mayor contenido de carbono del eje original y su

contenido de níquel, del mismo orden que el exigido para el acero F1270. De hecho, salvo por el carbono, la composición del eje original puede encajarse dentro de la correspondiente al acero normalizado F-1270. En cualquier caso, la rotura del eje no cabe atribuirla a deficiencias en la composición química del acero.

Tabla I. Composiciones químicas determinadas para los ejes nuevo y original, así como márgenes normalizados.

| %  | F1270     | EJE NUEVO | F1250     | EJE ORIGINAL |
|----|-----------|-----------|-----------|--------------|
| C  | 0,32-0,38 | 0,37      | 0,32-0,38 | 0,42         |
| Mn | 0,55-0,85 | 0,71      | 0,60-0,90 | 0,73         |
| Si | 0,15-0,40 | 0,28      | 0,15-0,40 | 0,27         |
| S  | <0,035    | 0,006     | <0,035    | 0,025        |
| P  | <0,035    | 0,04      | <0,035    | 0,04         |
| Cr | 0,65-0,95 | 0,93      | 0,85-1,15 | 1,06         |
| Ni | 1,60-2,00 | 1,74      | ---       | 1,13         |
| Mo | 0,15-0,30 | 0,51‡     | 0,15-0,25 | 0,29‡        |

‡ Determinación semicuantitativa

#### 3.2. Metalografía.

Se ha preparado una sección longitudinal del eje nuevo cercana a la rotura. La figura 2 muestra un montaje, en la posición respectiva original, de dos trozos macroatacados, donde la parte superior corresponde a la sección de rotura y la izquierda a la superficie exterior. En la estructura se aprecian formaciones dendríticas más propias de productos moldeados, o con una deformación en caliente poco intensa. En la superficie del eje, en el asiento del rodamiento, entre la rosca del anillo de retén y la sección de rotura, se aprecia un depósito de soldadura. El espesor del metal fundido es variable entre 1,5 y 2 mm, y la zona afectada alcanza hasta los 3,5 mm de profundidad, aproximadamente. Observando la superficie externa del eje se comprueba que el depósito de soldadura se ha formado mediante sucesivos cordones adyacentes, paralelos a la generatriz del eje. No puede determinarse

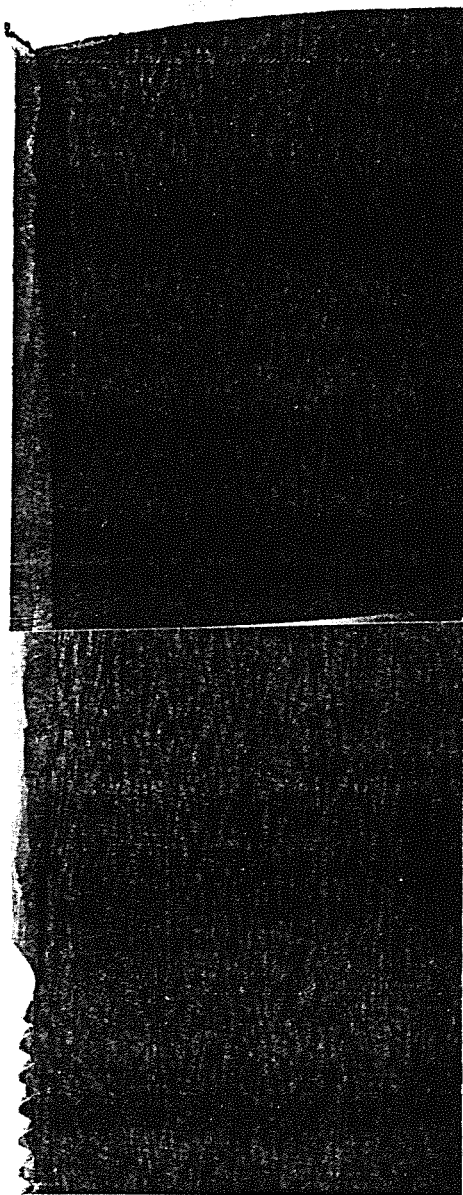


Fig. 2. Estructura longitudinal del eje denominado nuevo, adyacente a la rotura.

la dirección de soldadura, si es desde la rosca hacia el cambio de sección (zona de rotura) o viceversa.

Se han preparado secciones pulidas y atacadas de ambos ejes para su observación microscópica.

El eje nuevo muestra una estructura de tratamiento térmico, probablemente de temple y revenido alto (Fig 3). Pueden distinguirse diversas estructuras de transformación distribuidas no homogéneamente. La estructura cerca de la superficie, en la zona del asiento del rodamiento, y de acuerdo con lo observado macroscópicamente, corresponde a un depósito de soldadura que ha afectado térmicamente al metal base. En la superficie se distingue (Fig.4) el metal de aportación con la característica estructura columnar de solidifica-



Fig. 3. Microestructura correspondiente al núcleo del eje nuevo(x50).

ción. La zona afectada por el calor presenta dos partes diferenciadas. La más cercana al cordón, de color más claro, tiene principalmente estructura martensítica de temple. La más cercana al metal base, de coloración más oscura, corresponde a una estructura intermedia de transformación.

Por su parte, el eje original muestra una estructura ferrítico-perlítica, con un tamaño de grano mixto, en general inferior a 8 ASTM, pero que localmente puede llegar a 3. La perlita es muy fina o aparece parcialmente transformada lo que es propio de productos enfriados. El tratamiento ha penetrado hasta el interior de la pieza

### 3.3. Agrietamientos en el eje nuevo.

Tanto en el metal de aportación como en la zona afectada por el calor aparecen abundantes agrietamientos que siguen variadas direcciones.

Por una parte, se detectan grietas en la zona cercana a la superficie de rotura que son paralelas a la superficie fracturada. Estas grietas están situadas tanto en el metal de aporte como en la zona afectada por el calor (Fig.5, que corresponde a una probeta pulida). Observadas a mayores aumentos, en una probeta atacada (Fig.6), se comprueba que las grietas situadas en el metal de aporte se propagan a lo largo de la ferrita existente en límites de grano de la zona de solidificación.





Fig. 4. Microestructura cerca de la superficie, en la zona de asiento de rodamiento, del eje nuevo (x50).

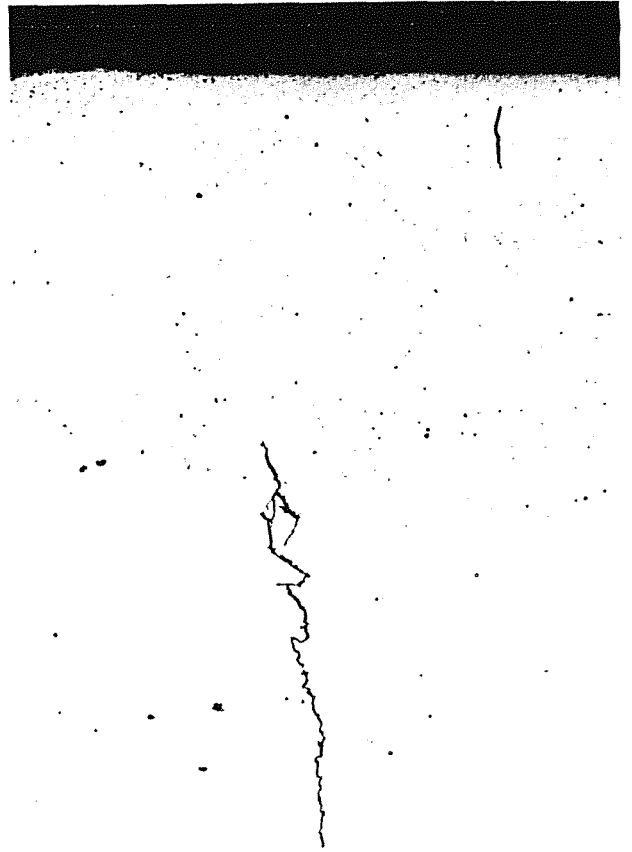


Fig. 5. Grietas en sentido axial existentes tanto en el metal aportado como en la ZAT del eje nuevo (x50).

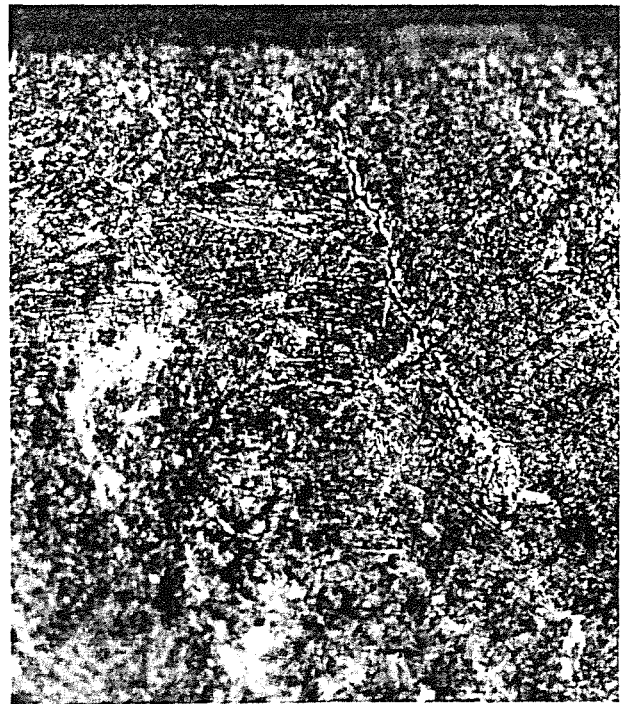


Fig. 6. Grieta axial en límite de grano del metal aportado (x400).

Por otra parte, lejos de la superficie de rotura, bajo el cordón, en la ZAT de coloración más clara, aparecen



agrietamientos paralelos a la generatriz del eje (véase Fig.4). A mayor profundidad, en la ZAT más oscura, siguen observándose grietas transversales al eje.

Los diversos tipos de grietas observadas pueden venir generadas por procesos ligeramente diferentes. En todo caso, la causa principal es la aparición de estructuras de temple y elevadas tensiones como consecuencia del rápido calentamiento y enfriamiento producido por el recargue de un acero con elevado contenido de carbono y elementos de aleación. De acuerdo con la composición química del acero, la normativa de la AWS [2] hubiese recomendado un precalentamiento previo a la soldadura. Además, estos aceros de altas características mecánicas son especialmente susceptibles al agrietamiento por hidrógeno [3].

Se estima que las grietas axiales en la zona afectada por el calor no templada podrían ser consecuencia de las tensiones axiales generadas al producirse la transformación martensítica en la ZAT templada. Por su parte, las grietas longitudinales localizadas en la ZAT templada, situadas inmediatamente bajo el cordón, son típicas del fenómeno conocido en la literatura inglesa como "underbead cracking", asociado a la absorción de hidrógeno en zonas afectadas por el calor de estructura martensítica [4]. Por último, las grietas axiales en el metal aportado, que se localizan en la fase ferrítica del límite de grano, guardan gran similitud con el fenómeno conocido como "ferrite vein cracking", que también se relaciona con la absorción de hidrógeno [5].

### 3.4. Microfractografía SEM.

No se han observado estriaciones de fatiga en los puntos de la superficie de fractura examinados. Esto suele ocurrir con algunos aceros ferríticos. Se ha comprobado, sin embargo, que la propagación por fatiga, en la zona afectada por el calor, como consecuencia de la aportación de material por soldadura, tiene lugar de una forma frágil intercrystalina.

### 3.5. Dureza.

Se han realizado medidas de dureza Vickers con carga de 10 kg a distintas profundidades. Las determinaciones se han llevado a cabo en secciones transversales de los ejes nuevo y original, paralelas a las caras de rotura y distantes de ellas unos 3 cm.

La figura 7 muestra la dureza HV10 en los cinco primeros milímetros de profundidad. El eje nuevo presenta una zona de elevada dureza alrededor de los 2 mm de profundidad, lo que corresponde a la zona de color claro afectada por el calor del recargue. En otras probetas, en la misma zona mencionada, se han medido puntualmente durezas mayores de 700 HV. En general,

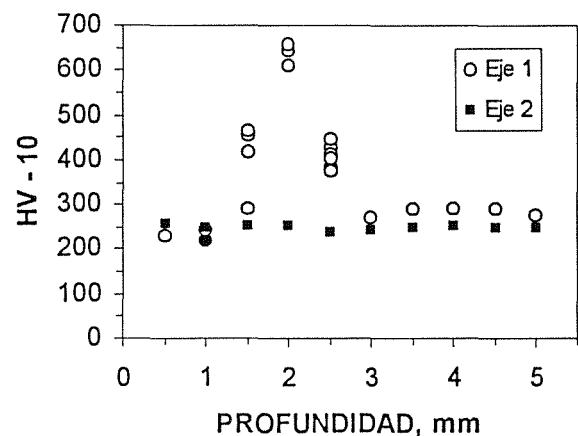


Fig. 7. Dureza HV10 a distintas profundidades del eje 1 (nuevo) y del eje 2 (original).

incluso en las zonas no templadas, la ZAT tiene una dureza del orden de 400 HV o superior. La dureza media hallada a profundidad superior a 5 mm, es de 281 HV10 para el eje nuevo y 226 HV10 para el original, lo que es consecuencia del distinto tratamiento térmico de ambos aceros.

### 3.6. Rugosidad superficial.

Es bien conocido que un mal acabado superficial favorece la iniciación de grietas que pueden propagar por fatiga. Se ha medido en ambos ejes, nuevo y original, el parámetro  $R_a$  (rugosidad media), habiéndose obtenido un valor similar para ambos, 1,93 y 1,91  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Estos valores de rugosidad son del orden de los recomendados para materiales que van a estar sometidos a fatiga.

## 4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

De acuerdo con los ensayos realizados y su interpretación pueden extraerse las siguientes conclusiones:

La rotura del eje nuevo se ha producido por sobreesfuerzo, después de que las grietas se propagaran por fatiga afectando aproximadamente a un 65% de la sección útil del eje.

La sección de rotura coincide con un cambio en el diámetro del eje, lugar donde, a pesar de la mecanización de radios de acuerdo, se produce una cierta concentración de tensiones.

La grieta inicial de fatiga ha sido producida por un proceso de recargue por soldadura en la zona del asiento del rodamiento. Este recargue por soldadura parece haber sido la causa principal que ha motivado la rotura del eje.

Para fabricar el nuevo eje se aconseja emplear,

básicamente, el mismo diseño utilizado en el eje nuevo, cuidando de mantener unos radios de acuerdo generosos y un buen acabado superficial.

El material a emplear puede ser un F1270, preferentemente preparado por forja, en estado de normalizado o bonificado con revenido alto.

Se evitarán calentamientos locales durante la mecanización o el montaje del eje, así como cualquier soldadura.

## 5. REFERENCIAS.

- [1] Stephens, R.I. Editor, "Case Studies for Fatigue Education", ASTM STP 1250 (1994).
- [2] Norma ANSI/AWS D1.1-88 Structural Welding Code-Steel 11th Ed., AWS, Miami (1988).
- [3] Easterling, K., "Introduccion to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, London (1983),
- [4] Yurioka, N. And Suzuki, H, Int. Met. Rev., 4, 35, (1990).
- [5] "Metals Handbook, Vol. 6", 9th. Ed., ASM, Metals Park, OH (1983).

## INVESTIGACIÓN DE LA ROTURA DE COMPONENTES METÁLICOS DE MANGUERAS HIDRÁULICAS

J.M. Gallardo, L. Soria y E.J. Herrera

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales  
Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales  
Escuela Superior de Ingenieros  
Universidad de Sevilla  
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

**Resumen.** Componentes metálicos para mangueras hidráulicas (casquillos y conectores de acero) fallaban durante el montaje, las pruebas de presión o tras una corta vida en servicio. Se ha llevado a cabo la diagnosis de fallos (observaciones visuales, ensayos mecánicos y metalografía), realizando, al mismo tiempo, un estudio paralelo con piezas equivalentes de buen comportamiento. Se concluye que los casquillos presentan grietas superficiales, procedentes del hechurado de conformación, y que la unión casquillo-conector se ha hecho por soldadura de fusión, siendo el material del conector un acero de fácil maquinabilidad, lo que ha dado lugar a agrietamientos en caliente. En los componentes satisfactorios se han obviado estos dos problemas mediante un torneado final de los casquillos y utilizando soldadura fuerte para la unión.

**Abstract.** Metallic components for hose-pipes (steel bushings and connectors) failed during upsetting, pressure testing or after a short service life. Failure analysis (visual observations, mechanical testing and metallography), has been carried out. For comparative purposes, a parallel study was also made using equivalent components of successful results. It is concluded that bushings have surface flaws coming from the shaping process, and that bushings were joined to connectors by welding. This caused hot cracking, since connector material was a sulphur-rich free-machining steel. In satisfactory steel components, bushing surface-flaws were removed by lathe turning and joining was made by brazing.

### 1. INTRODUCCIÓN

Componentes metálicos (casquillos y conectores de acero) para mangueras hidráulicas suministrados por la Empresa A fallaban durante el apriete de montaje o, una vez montados, al someterlos a pruebas de presión o, eventualmente, tras una corta vida en servicio. El fabricante de mangueras indica que componentes similares suministrados por la Empresa B se comportan convenientemente.

Se nos hacen llegar piezas originales procedentes de ambos suministradores, así como un conector roto, con el fin de llevar a cabo la diagnosis de fallos.

### 2. OBSERVACIONES VISUALES

La observación visual de las piezas sin usar entregadas muestra que, en lo que respecta a los casquillos, los fabricados por la Empresa A presentan una superficie bruta lisa, propia de un proceso de conformación por deformación (Fig. 1), mientras que los procedentes de la Empresa B han sido sometidos a una operación posterior de torneado (Fig. 2). Asimismo, los casquillos de la Empresa A presentan marcas longitudinales, que se extienden a lo largo de generatrices (Fig. 3). La figura 4 presenta, a su vez, un aspecto del conector usado roto que ha fallado por la zona soldada.

### 3. ENSAYOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Ensayos de dureza.

Se han realizado medidas de dureza Vickers, con carga de 10 kg, sobre dos casquillos de cada uno de los fabricantes, de diámetros 56 y 38 mm, respectivamente. La tabla 1 indica los valores medios de 5 medidas de dureza correspondiente a dichos casquillos.

Tabla 1. Dureza HV de los casquillos, de diferente diámetro, fabricados por las Empresas A y B, respectivamente.

| Casquillos, $\phi$ | Empresa A | Empresa B |
|--------------------|-----------|-----------|
| 38 mm              | 127       | 147       |
| 56 mm              | 162       | 134*      |

\* Medida sobre casquillo de 46 mm de diámetro.

De los resultados de los ensayos de dureza, se deduce que dichos valores son los habituales [1], si bien se nota una mayor regularidad en los valores de dureza de los casquillos suministrados por la Empresa B (147 y 144 HV) que en los de la Empresa A (162 y 127 HV). Desde el punto de vista de la calidad industrial, se aconseja una buena regularidad de los valores de dureza.

#### 3.2. Ensayos de tensiones residuales.

Se llevaron a cabo ensayos de tensiones residuales

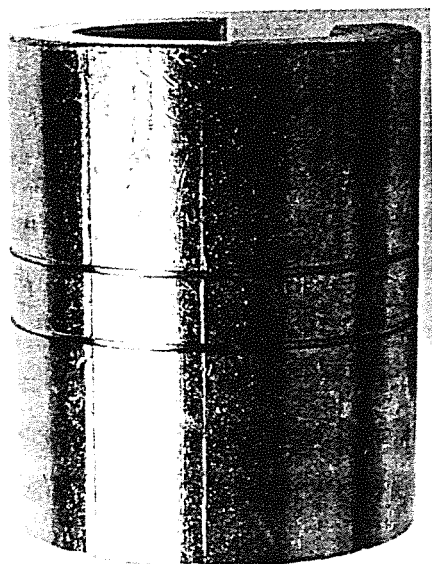


Fig. 1. Los casquillos suministrados por la Empresa A presentan una superficie lisa típica de un proceso de conformación por deformación.

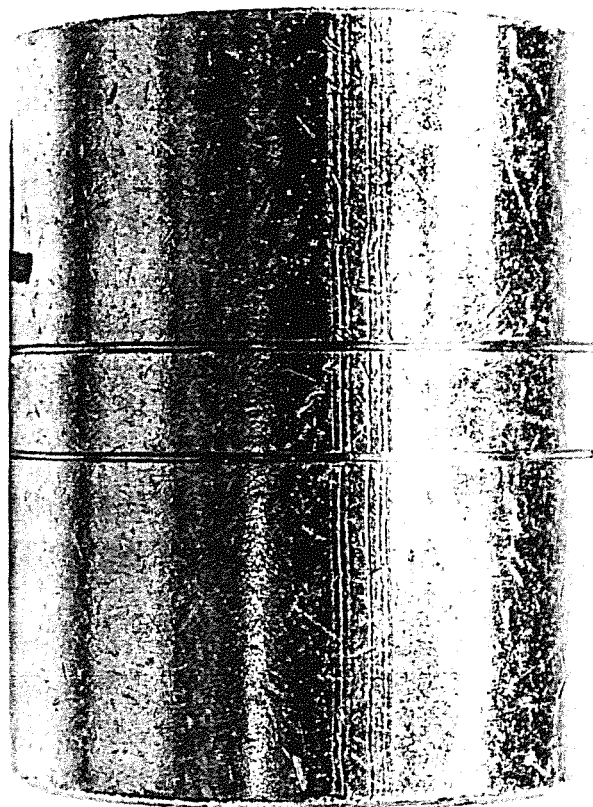


Fig. 3. Detalle ampliado de un casquillo suministrado por la Empresa A, donde se aprecian marcas longitudinales en las generatrices, producidas durante el procesado de hecharado.

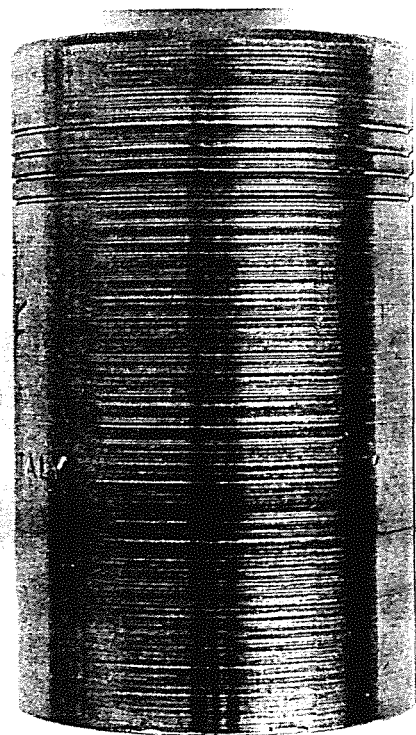


Fig. 2. Los casquillos suministrados por la Empresa B muestran marcas superficiales, indicadoras de haber sufrido una operación de torneado final.



Fig. 4. Conector usado roto, que había sido suministrado por la Empresa A. La rotura se ha producido por la garganta soldada.

encaminados a detectar la posible presencia de dichas tensiones en los casquillos, lo que podría haber facilitado la rotura de los mismos durante su montaje o servicio. Los ensayos realizados están basados en la observación de las dilataciones o contracciones que experimentan los casquillos cuando se someten a un corte único longitudinal [2].

Los casquillos suministrados por ambas empresas muestran, tras las pruebas, unas ligeras contracciones, del orden del 3.5% en los casquillos de la Empresa A y del 0.5% en los de la Empresa de B. Los resultados de estos ensayos no explican, en consecuencia, los fallos detectados en los casquillos de la Empresa A, ya que el peligro vendría de la existencia de tensiones residuales de tracción, lo que habría producido una dilatación [3].

### 3.3. Metalografía.

La observación microscópica de la superficie de los casquillos indica que los fabricados por la Empresa B, los cuales han sido sometidos a una operación de torneado, no muestran grietas superficiales, mientras que los casquillos de la Empresa A presentan grietas superficiales, que coinciden con las marcas longitudinales que aparecen en la figura 3. Una de estas grietas se ilustra en la figura 5. La grieta, en cuya cercanía puede observarse flujo plástico no homogéneo del material, podría haberse formado, durante la deformación en caliente, como consecuencia de un pliegue (Fig. 6). En cualquier caso, cualquiera que fuese su origen, dichas grietas podrían haber sido eliminadas de la superficie del casquillo si se hubiese procedido a una operación final de rectificado o torneado.

Por otra parte, las soldaduras de los conectores de acero han sido realizadas por procedimientos diferentes en los dos fabricantes. La figura 7 muestra una sección de la soldadura del conector de la Empresa B, producida mediante soldadura fuerte, con un material de base cobre, probablemente valiéndose de la capilaridad. Este efecto queda más detalladamente ilustrado en la figura 8. Puede también observarse en esta figura que el metal base del conector es un acero de fácil maquinabilidad, con gran abundancia de inclusiones de sulfuro de manganeso. Sin embargo, la estructura del metal base no resulta alterada por el proceso de soldadura fuerte, el cual se realiza a temperaturas inferiores a la de fusión del acero.

Los conectores suministrados por la Empresa A están fabricados, sin embargo, mediante soldadura por fusión. En la figura 9 se observa una sección transversal de la misma. El metal base es también un acero de fácil maquinabilidad, alto en azufre, con gran contenido de inclusiones (Fig. 10). La soldadura por fusión de estos aceros, sin las debidas precauciones, puede ocasionar agrietamiento en caliente [4], tal como aparece en la figura 11. Se han observado también otros defectos de ejecución, a saber, excesiva separación en la raíz, mordeduras y falta de material de aporte. En la figura 12 se aprecia la preparación incorrecta por separación

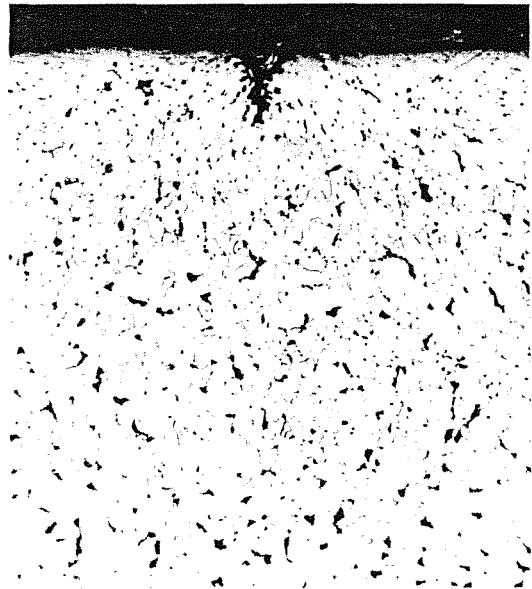


Fig. 5. Aspecto de una grieta superficial observada sobre un casquillo suministrado por la Empresa A.

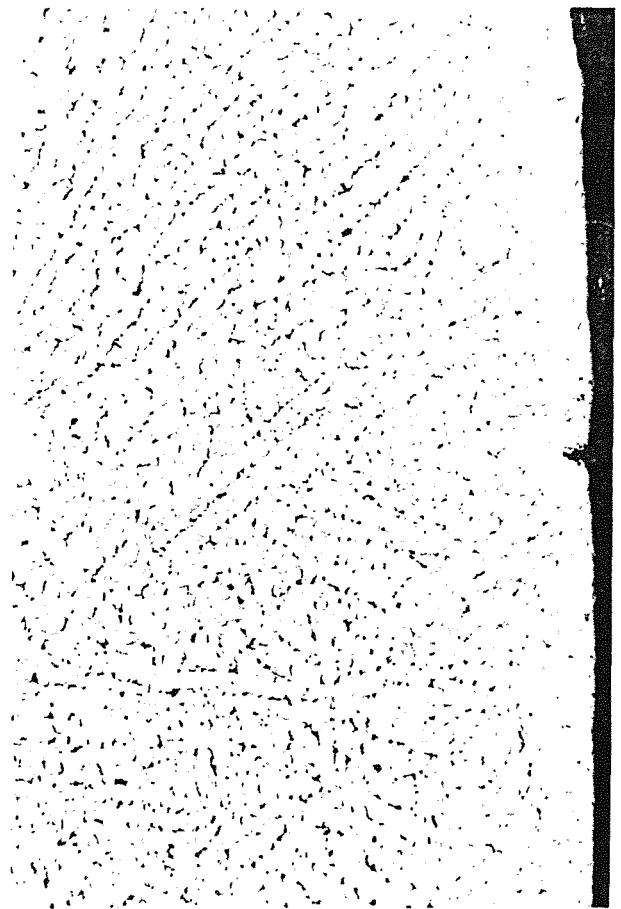


Fig. 6. Microestructura de la sección transversal de un casquillo suministrado por la Empresa A. Se aprecia fluencia heterogénea del acero a ambos lados de la grieta superficial, lo que apunta a la formación de un pliegue de hechurado.

excesiva entre el tubo y el casquillo (excesiva separación en la raíz). En la figura 9, por su parte, se aprecian mordeduras y falta de material de aporte. A este respecto, la figura 13 muestra un esquema con el perfil real y el correcto de la soldadura.

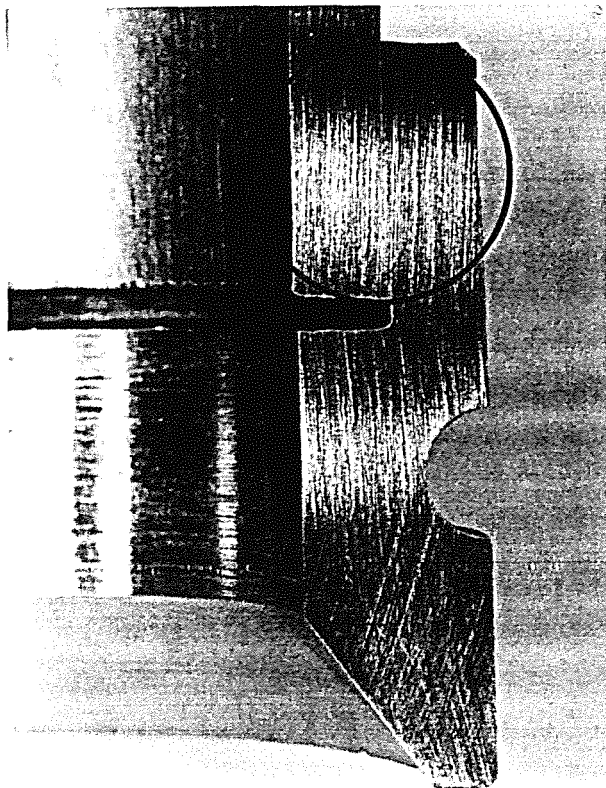


Fig. 7. Sección de la soldadura del conector suministrado por la Empresa B. La unión se ha realizado por soldadura fuerte.

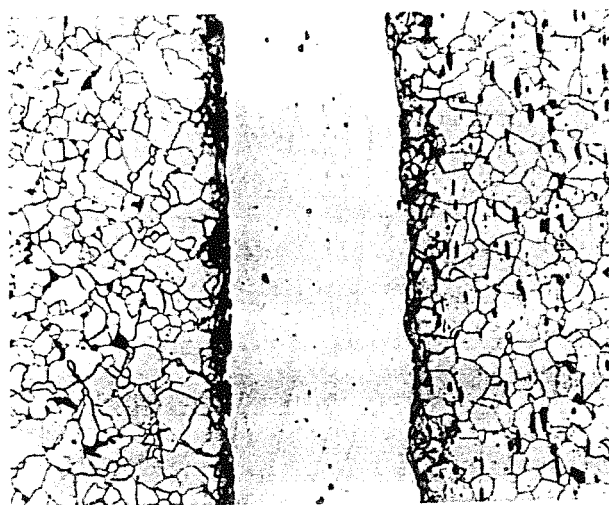


Fig. 8. Microestructura del conector suministrado por la Empresa B. La soldadura fuerte, realizada con un material de base cobre, no afecta a la estructura metalográfica del acero, la cual muestra, por su parte, gran abundancia de sulfuros.



Fig. 9. Sección de un conector suministrado por la Empresa A. La unión se ha realizado mediante soldadura por fusión.

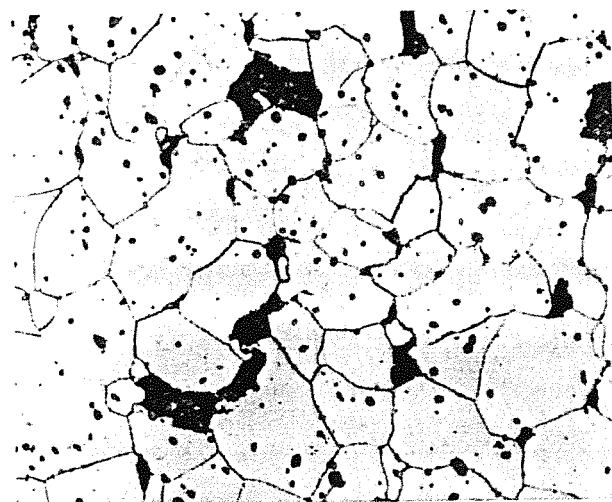


Fig. 10. Microestructura de una sección transversal de un casquillo suministrado por la Empresa A. Se observa la presencia de numerosas partículas de sulfuros en el acero.

#### 4. CONCLUSIONES

En relación con el estudio de las causas de los fallos de componentes metálicos de mangueras de presión, suministrados por la Empresa A, se ha llegado a las siguientes conclusiones:

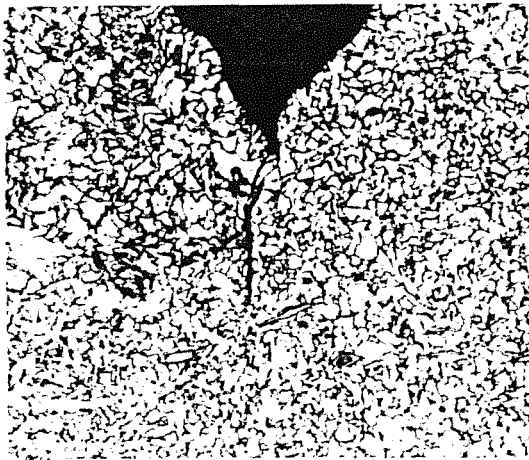


Fig. 11. Microestructura de la soldadura de un casquillo suministrado por la Empresa A. Se advierte claramente un agrietamiento en la raíz.

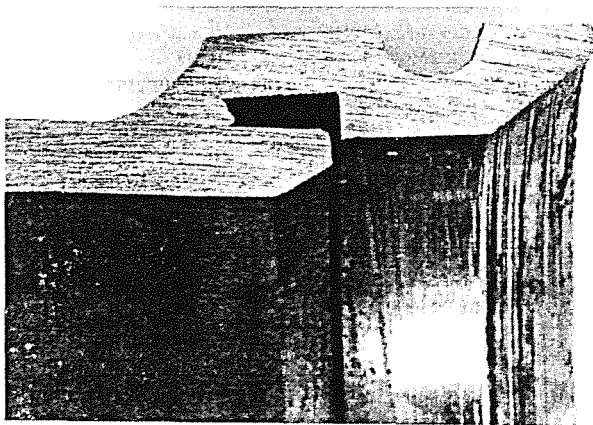


Fig. 12. Sección de la soldadura de un conector suministrado por la Empresa A. Se observa una defectuosa preparación, con excesiva separación en la raíz.

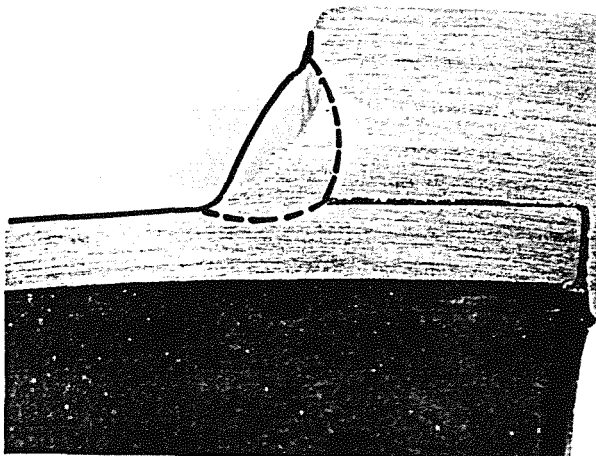


Fig. 13. Sección de la soldadura de un conector suministrado por la Empresa A. Se aprecian mordeduras y falta de material de aporte. Se ha marcado, además, el perfil ideal del cordón de soldadura.

- a) Los casquillos suministrados por la Empresa A presentan grietas longitudinales, que se extienden a lo largo de la generatriz, originadas probablemente en el proceso de hechurado del casquillo. Estas grietas pueden haber facilitado el fallo de dichos casquillos durante su montaje, prueba de presión o en servicio.
- b) Los conectores suministrados por la Empresa A han sido sometidos, durante su fabricación, a un proceso de soldadura por fusión entre un acero ordinario (tubo metálico del conector) y un acero de fácil maquinabilidad (pieza cilíndrica terminal de acople con la tuerca). Este tipo de soldadura, realizada sobre un acero de fácil maquinabilidad, altos en azufre, dan con frecuencia agrietamiento en caliente, como se ha observado por vía microscópica. La existencia de estas grietas, unido a otros defectos de soldadura, del tipo de mordeduras y falta de material de aporte, han facilitado la rotura de estos componentes.
- c) La comparación de las piezas fabricadas por la empresas A y B ha puesto de manifiesto que las piezas que se comportan normalmente durante el montaje, prueba de presión o servicio no presentan los defectos de fabricación mencionados en los apartados a) y b) de estas conclusiones, ya que se han superado mediante torneado, en el caso de los casquillos, o por el empleo de soldadura fuerte de base cobre, en la unión casquillo-conector.

6. REFERENCIAS

[1] Harvey, Ph.D., Editor, "Engineering properties of steel", pp. 1-72, ASM, Metals Park, OH (1992).  
 [2] Polushkin, E.P., "Defectos y fallos de los metales", p. 196, Paraninfo, Madrid (1960).  
 [3] Collangelo, V.J. and Heiser, F.A., "Analysis of metallurgical failures", p. 241, John Wiley, New York (1973).  
 [4] Richards, K.G., "Weldability of steels", p. 18, The Welding Institute, Cambridge (1980).



## CICLADO MECÁNICO Y TÉRMICO DE ALEACIONES Ni-Ti-Cu CON MEMORIA DE FORMA UTILIZADAS EN APLICACIONES ORTODÓNCICAS

F.J.Gil, J.M.Manero y J.A.Planell

Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

E.T.S.Ingenieros Industriales de Barcelona. Universitat Politècnica de Catalunya.

Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

**Resumen.** En este trabajo se ha estudiado la variación de las temperaturas y tensiones de transformación de las aleaciones NiTiCu respecto al número de ciclos térmicos y mecánicos al que está sometido esta aleación con memoria de forma. Se puede apreciar como la adición de cobre tiene un efecto estabilizador tanto en las temperaturas y tensiones de transformación con los ciclos mecánicos y térmicos si se comparan con las aleaciones convencionales de NiTi. La caracterización de las temperaturas y tensiones mecánicas permiten optimizar el diseño de estas aleaciones para su aplicación en los diferentes campos de la Medicina en los que se puede aplicar, como la Ortodoncia, Implantología Oral, la Ortopedia y Traumatología, entre los más importantes.

**Abstract.** The changes of the transformation temperatures and stresses of the NiTiCu shape memory alloy under thermal and mechanical cycling have been studied. The addition of copper causes a stabilization effect in the transformation temperatures and stresses with the cycles in comparison with the traditional shape memory alloy used in Medicine NiTi. This characterization allows to optimize the design of these shape memory alloys in order to be applied in the different fields of Medicine: Orthodontist, Oral Implantology, Orthopedy as the most important in this field.

### INTRODUCCIÓN

Los últimos avances en Metalurgia, han permitido introducir en el campo de la Ortodoncia, una variada colección de alambres que presentan propiedades de superelasticidad, simple y doble efecto memoria de forma, entre las más importantes; que permiten corregir de una manera más eficaz diferentes malposiciones dentales y producen sobre el paciente un mayor confort en la terapia. (1-5).

De entre todas estas propiedades la que tiene una mayor aplicación en la clínica ortodóncica es la superelasticidad o transformación martensítica inducida por tensión. Esta transformación en estado sólido produce en la curva tensión-deformación dos partes planas para la transformación ( $\beta \rightarrow$  Martensita inducida por tensión (SIM)) y otra correspondiente a la transformación reversa (SIM  $\rightarrow$   $\beta$ ). En general, los alambres de Ortodoncia presentan a la temperatura bucal la microestructura austenítica, pero al ser deformados por la malposición dental, la parte del arco que se deforma sufre la transformación martensítica

inducida por tensión que a 37°C es inestable e intenta retornar a la fase austenítica con la forma de arcada original. Se pueden llegar en estas aleaciones a deformaciones elásticas superiores al 15%, cuando las aleaciones convencionales (aceros inoxidable, aleaciones Cr-Co, Titanio) no suelen superar el 1 % de deformación elástica. Este hecho hace que el alambre ejerza una tensión correctora constante hasta llegar a deformación nula, es decir hasta adquirir la arcada del alambre antes de ser colocado en boca. (6-9).

Los alambres Ni-Ti han sido los pioneros en la aplicación de la superelasticidad en la clínica ortodóncica con un buen resultado (10-12). Sin embargo, se ha observado en estos alambres, que pequeñas variaciones de la composición química producían variaciones muy importantes en las tensiones de transformación que son las ejercidas en los dientes malposicionados; este hecho puede hacer que las fuerzas aplicadas varíen de manera significativa según el lote suministrado. Asimismo, las tensiones de transformación (A  $\rightarrow$  SIM) y (SIM  $\rightarrow$  A) no son constantes al producir las transformaciones



(correspondientes a la corrección dental) y varían cuando los alambres de ortodoncia Ni-Ti son sometidos a ciclos mecánicos y térmicos, este hecho hace que la terapia pueda verse afectada por esta degradación debida a la fatiga (13). Estos defectos junto con el envejecimiento de los alambres pueden ser evitados por la adición de cobre en la aleación Ni-Ti.

**MATERIALES Y METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

Se han estudiado 7 alambres de Ortodoncia de Ni-Ti y 5 alambres de la aleación Ni-Ti-Cu, con dimensiones de 0.017x0.025 pulgadas. Las composiciones químicas en porcentajes de peso se expresan en la Tabla I y II, respectivamente.

Para la caracterización de las temperaturas de transformación martensítica ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ , y  $A_f$ ) se realizó, mediante un calorímetro de flujo no convencional de alta sensibilidad, aplicando una velocidad de enfriamiento/calentamiento de 1°C/min.

Tabla I. Composiciones químicas de los alambres de NiTi

| Aleación | % Ni | % Ti |
|----------|------|------|
| 1        | 55.8 | 44.1 |
| 2        | 69.3 | 30.7 |
| 3        | 69.4 | 30.6 |
| 4        | 69.6 | 30.3 |
| 5        | 64.6 | 36.4 |
| 6        | 62.4 | 37.6 |
| 7        | 63.0 | 37.0 |

Tabla II. Composiciones químicas de los alambres de NiTiCu.

| Aleación | % Ni | % Ti | % Cu |
|----------|------|------|------|
| 1        | 48.9 | 45.1 | 5.0  |
| 2        | 49.1 | 45.2 | 5.7  |
| 3        | 49.5 | 45.0 | 5.5  |
| 4        | 49.6 | 45.0 | 5.4  |
| 5        | 49.9 | 45.1 | 5.0  |

La determinación de las tensiones de transformación ( $\beta \rightarrow SIM$ ) y de retransformación ( $SIM \rightarrow \beta$ ) se realizó mediante una máquina servohidráulica MTS-Bionix, utilizando una velocidad de desplazamiento de mordazas de 1 mm/min y la velocidad de adquisición de datos por ordenador fue de 10 puntos/segundo. Los ensayos mecánicos fueron realizados a diferentes temperaturas y en un ambiente salivar, para ello fue necesario fabricar una cubeta conteniendo saliva artificial a diferentes temperaturas, con la ayuda de una bañera termostática. Los ensayos de fatiga se realizaron con la misma máquina de ensayo aplicando una

amplitud de deformación de 4 % en ciclos tracción-descarga a una frecuencia de 1 Hz.

Los ensayos de ciclado térmico se realizaron a los diferentes alambres calentándolos a diferentes temperaturas: 37, 100 y 300°C y posteriormente se enfriaron al aire hasta temperatura ambiente. Se van realizando ciclos sucesivos de calentamiento-enfriamiento. A diferentes ciclos se determinaban las temperaturas de transformación.

Se determinaron mediante ensayos de dureza la susceptibilidad de estas aleaciones al envejecimiento producido por los tratamientos térmicos. Para ello se realizaron tratamientos térmicos a las temperaturas de 120, 500 y 600°C durante diferentes tiempos, 30 minutos, 1, 2 y 4 horas. Las muestras se observaron mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Los ensayos de dureza se realizaron con un microdurómetro Matztsuzawa aplicando una carga de 500 g durante 15 segundos con un microindentador Vickers.

**RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN**

Los resultados en las temperaturas de transformación de los alambres de Ortodoncia se muestran en la Tabla III y IV para los alambres de NiTi y NiTiCu, respectivamente. Se puede apreciar como pequeñas variaciones de composición química en los alambres de NiTi muestran importantes diferencias en las temperaturas de transformación. La variación de un 0.1% en Níquel hace variar las temperaturas entre 1 y 3°C. Sin embargo, las temperaturas de transformación para los alambres de NiTiCu no sufren cambios significativos. Esto hace que los alambres de NiTiCu tengan una mayor reproducibilidad en los resultados. Hay que tener en cuenta, que estas temperaturas harán que el alambre de Ortodoncia desarrolle más o menos tensión a los dientes para su corrección. A menor temperatura  $M_s$ , la tensión ejercida por el alambre para recuperar su forma original será mayor que si la temperatura de transformación es más cercana a la temperatura bucal.

Tabla III. Temperaturas de transformación de los diferentes alambres de ortodoncia de NiTi.

| Aleación | $M_s$ | $M_f$ | $A_s$ | $A_f$ |
|----------|-------|-------|-------|-------|
| 1        | 27.2  | 16.1  | 20.0  | 32.3  |
| 2        | 23.3  | 1.2   | 5.1   | 28.4  |
| 3        | 22.4  | 14.2  | 20.1  | 26.5  |
| 4        | 20.7  | -5.0  | -1.1  | 26.1  |
| 5        | 10.9  | -9.0  | -2.2  | 15.2  |
| 6        | 23.6  | -1.4  | 5.1   | 28.1  |
| 7        | 12.4  | -13.4 | 7.3   | 16.2  |

Tabla IV. Temperaturas de transformación de los diferentes alambres de ortodoncia de NiTiCu.

| Aleación | $M_s$ | $M_f$ | $A_s$ | $A_f$ |
|----------|-------|-------|-------|-------|
| 1        | 18.7  | 2.1   | 14.0  | 37.1  |
| 2        | 17.8  | 1.7   | 13.8  | 37.0  |
| 3        | 16.2  | 2.0   | 13.2  | 36.8  |
| 4        | 17.9  | 1.9   | 14.3  | 36.9  |
| 5        | 17.6  | 2.3   | 14.2  | 37.0  |

Los resultados de las tensiones de transformación en MPa, en medio salivar y a 37°C, se muestran en las Tablas V y VI.

Tabla V. Tensiones de transformación de los diferentes alambres de ortodoncia de NiTi.

| Aleación | $\sigma^{\beta \rightarrow \text{SIM}}$ | $\sigma^{\text{SIM} \rightarrow \beta}$ |
|----------|---|---|
| 1        | 25                                      | 18                                      |
| 2        | 54                                      | 44                                      |
| 3        | 61                                      | 49                                      |
| 4        | 67                                      | 62                                      |
| 5        | 76                                      | 53                                      |
| 6        | 59                                      | 43                                      |
| 7        | 71                                      | 51                                      |

Tabla VI. Tensiones de transformación de los diferentes alambres de ortodoncia de NiTiCu.

| Aleación | $\sigma^{\beta \rightarrow \text{SIM}}$ | $\sigma^{\text{SIM} \rightarrow \beta}$ |
|----------|---|---|
| 1        | 29                                      | 21                                      |
| 2        | 29                                      | 22                                      |
| 3        | 30                                      | 22                                      |
| 4        | 29                                      | 22                                      |
| 5        | 29                                      | 21                                      |

A la luz de estos resultados se puede comprobar que la aleación 1 de Ni-Ti con una temperatura  $M_s = 27.2^\circ\text{C}$  (más cercana a  $37^\circ\text{C}$ ), presenta las menores tensiones de transformación y retransformación y la aleación 5 de Ni-Ti con temperatura  $M_s = 10.6^\circ\text{C}$  (más lejana respecto a  $37^\circ\text{C}$ ) presenta las mayores tensiones correctoras. Asimismo se puede comprobar que la estabilidad de las temperaturas de transformación mostrada por las aleaciones ternarias Ni-Ti-Cu tiene un reflejo en la estabilidad de las tensiones de transformación y retransformación. Este hecho tiene una gran ventaja en la clínica, los alambres Ni-Ti-Cu con pequeñas variaciones en composición química no tienen una repercusión importante en las tensiones del alambre sobre el diente.

En los ensayos de fatiga se puede observar como las zonas planas de la curva tensión-deformación correspondientes a la transformación inducida por la carga y descarga del material permanecen constantes

con el número de ciclos para los alambres de NiTiCu, sin embargo los alambres de NiTi presentan una variación entre las tensiones a las cuales se inicia la transformación y a las que finaliza. Este hecho se puede apreciar a partir de las curvas tensión-deformación a 100 ciclos de carga-descarga que se muestra en la Figura 1 para dos alambres de ortodoncia estudiados, uno de NiTi y otro de NiTiCu. Por tanto, los alambres Ni-Ti-Cu efectuarán tensiones constantes, continuas y de la misma magnitud sobre las piezas dentales durante los ciclos de fatiga, hecho que no sucede con los alambres Ni-Ti ya que al aumentar el número de ciclos, se aprecia una disminución en la constancia y en el valor de las tensiones correctoras. La constancia de la tensión en la terapia es un factor muy importante para la adecuada terapia de la maloclusión.

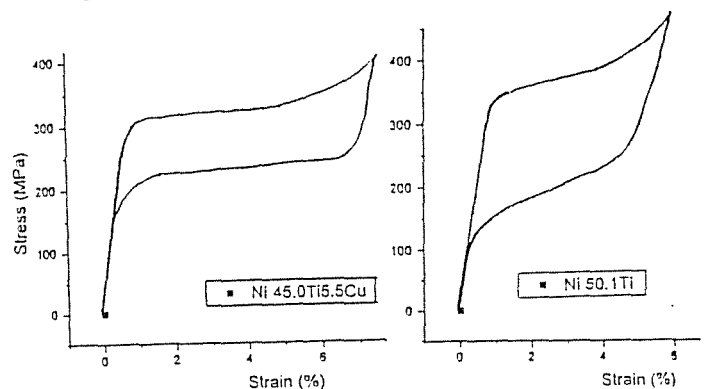


Figura 1. Curva de tensión-deformación para el ciclo 100.

Al ciclar las muestras mecánicamente, se observaba que la tensión de transformación disminuía de forma exponencial con el número de ciclos, tal como muestra la Figura 2. Por su parte, la deformación residual, entendida como la deformación existente a tensión nula por el hecho de que el ciclo no se cierra en descarga, aumenta a su vez con el número de ciclos tal como puede observarse en la Figura 3. Estas variaciones son más acusadas para el caso de los alambres NiTi que para los NiTiCu. La interpretación de estos resultados debe hacerse en términos de la estabilización de placas de martensita de origen mecánico con el número de ciclos.

La aplicación de tensión induce la transformación martensítica y además produce dislocaciones que pueden anclar algunas placas de martensita inducidas por tensión. Al ciclar mecánicamente, estas dislocaciones constituyen una obstrucción a la retransformación, produciendo la estabilización de placas de martensita generalmente en límites de grano. El número de éstas aumenta con el número de ciclos. Estas placas de martensita no retransforman a la fase austenítica al descargar la tensión ni tampoco al ser calentadas en el calorímetro por encima de la temperatura  $A_f$ . Las placas de martensita estabilizada almacenan energía elástica que favorecerá la transformación de nuevas placas para los siguientes

ciclos mecánicos (6-7). Este hecho es menos acusado en la aleación NiTiCu debido a la menor energía de fricción entre placas martensíticas así como por la mayor estabilidad cristalográfica y por tanto menor densidad de dislocaciones que anclan la martensita.

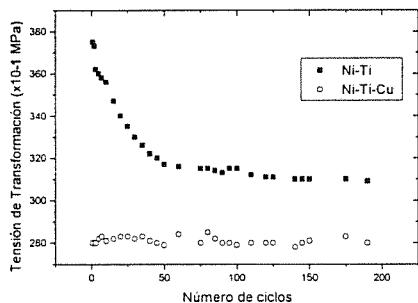


Figura 2. Variación de las tensiones de transformación con el número de ciclos.

El aumento de la deformación residual con el número de ciclos, se debe a que la deformación de la martensita estabilizada produce deformación plástica en el material, ya que la fase superelástica es la fase austenítica. En consecuencia, esta estabilización de placas de martensita que a su vez se deforma plásticamente es la responsable del aumento de la deformación residual con el número de ciclos, hasta un valor de saturación. Para el caso de la aleación NiTiCu al tener muy poca martensita estabilizada no se aprecian grandes diferencias en la deformación residual. Los valores de saturación en las tensiones de transformación y en la deformación residual se produce aproximadamente a los 50 ciclos para el caso del NiTi. Este hecho se debe al proceso de adiestramiento del material que justifica el llamado doble efecto memoria de forma y está basado en la orientación de los defectos provocada por los ciclos mecánicos sucesivos, estos defectos encauzan la orientación de la martensita que se induce al ciclar mecánicamente (8-9).

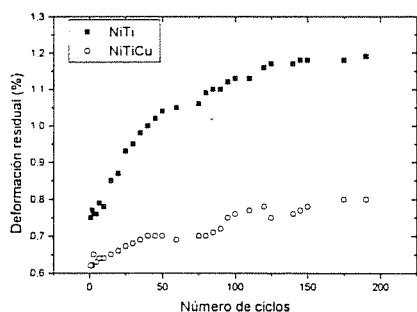


Figura 3. Variación de las deformaciones residuales con el número de ciclos.

La constatación de que realmente es la martensita estabilizada la responsable de este comportamiento se puede llevar a cabo midiendo las entalpías de

transformación. Los estudios calorimétricos realizados muestran como las entalpías de transformación descienden para el NiTi desde 11.2 KJ/mol hasta 8.5 KJ/mol para el ciclo número 50 y para el NiTiCu varía desde 9.5 KJ/mol hasta 7.9 KJ/mol. Esta disminución se puede justificar por el proceso de estabilización de la martensita, ya que al aumentar el número de ciclos se produce un aumento en la cantidad de martensita estabilizada y por tanto hay una menor cantidad de material a transformar y retransformar y con lo cual la entalpía será menor.

Esta martensita estabilizada afecta también a las temperaturas de transformación. En la Figura 4 se muestra la evolución de las temperaturas de transformación con el número de ciclos para la aleación NiTi. Se puede apreciar que las temperaturas  $M_s$  y  $A_s$  aumentan y las temperaturas  $M_f$  y  $A_f$  no sufren variaciones significativas. El aumento en la temperatura  $M_s$  se debe a que los defectos y la martensita estabilizada facilitan la transformación debido a que el almacenamiento de energía elástica favorece la aparición de martensita en este caso térmica. Sin embargo, los ciclos mecánicos producen un aumento de la  $A_s$  que significa la necesidad de aplicar una mayor temperatura para provocar la desaparición de las placas de martensita de origen térmico. Este hecho puede interpretarse en términos de la interacción entre los defectos cristalinos producidos mecánicamente con la martensita de origen térmico, que obstruyen parcialmente la retransformación.

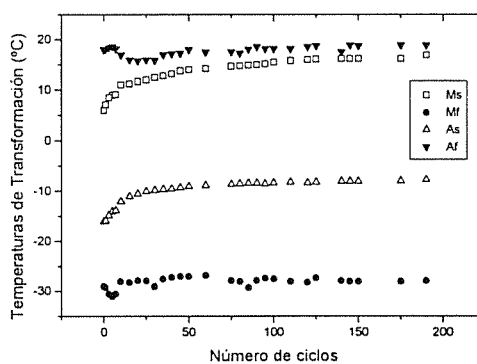


Figura 4. Evolución de las temperaturas de transformación.

Los ciclos térmicos hacen aumentar la temperatura  $M_s$  de ambas aleaciones, más acusadamente a la aleación NiTi que a la NiTiCu, como puede apreciarse en la Figura 5. Las causas de esta variación no se pueden explicar claramente aunque parece estar relacionado con la mayor histéresis térmica que presenta la aleación NiTi respecto a la NiTiCu. Además, la mayor facilidad de producirse la transformación y la retransformación para la aleación NiTiCu hace que haya menos variación es decir menos fricción interna que podría afectar a las características de la transformación. Esta menor energía de fricción producida por la transformación y

retransformación se determinó mediante estudios calorimétricos, obteniéndose un valor de 2.1 KJ/mol para el NiTiCu y 6.0 KJ/mol para la aleación NiTi.

Los tratamientos térmicos a los que se pueden someter estas aleaciones influyen en las temperaturas de transformación ya que pueden variar la composición química de fase austenita, debido a la precipitación de compuestos (4-5). La aparición de estos precipitados conlleva a una pérdida total o parcial de las propiedades de superelasticidad y del efecto memoria de forma.

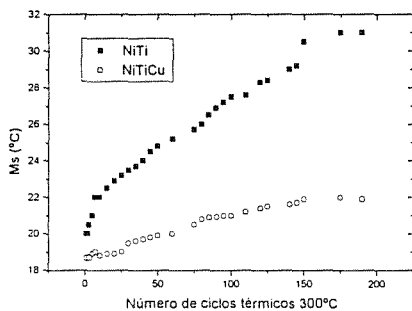


Figura 5. Variación de la temperatura  $M_s$  con el ciclado térmico para los ciclos 300°C/20°C.

Los alambres de Ortodoncia se han sometido a procesos de esterilización a las temperaturas de 120, 500 y 600°C. Los resultados de dureza se pueden apreciar en las Figuras 6 a 8 para cada temperatura a los diferentes tiempos de tratamiento para cada aleación. A partir de los resultados mostrados se desprende que la temperatura de esterilización de 120°C tiene muy poca influencia en los valores de dureza de la aleación ya que permanecen constantes durante el tiempo de tratamiento. El ligero endurecimiento se produce por la aparición de películas de óxido en la superficie de la pieza pero no por la precipitación. Este hecho ha sido confirmado, mediante la observación en el microscopio electrónico de barrido.

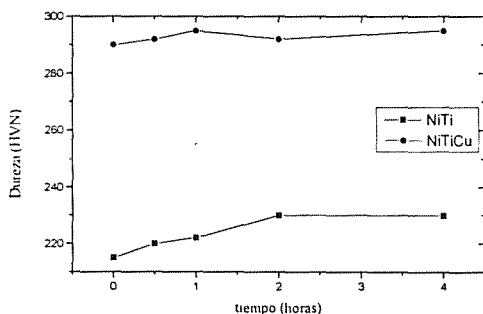


Figura 6. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 120°C.

La influencia de la temperatura y el tiempo de tratamiento térmico es manifiesta sobre la dureza, cuando las muestras se someten a los tratamiento térmicos a temperaturas de 500°C y 600°C. En la Figura

9 se puede comprobar como existe una precipitación en los alambres de ortodoncia de Ni-Ti debido al aumento de dureza. Sin embargo, los alambres de ortodoncia que contienen Cu son pasivos, respecto al proceso de precipitación.

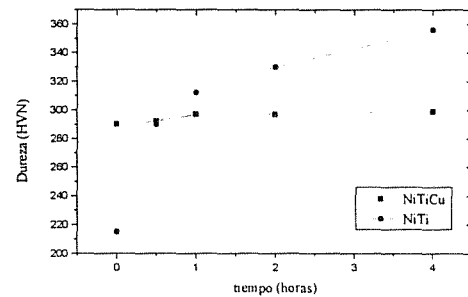


Figura 7. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 500°C.

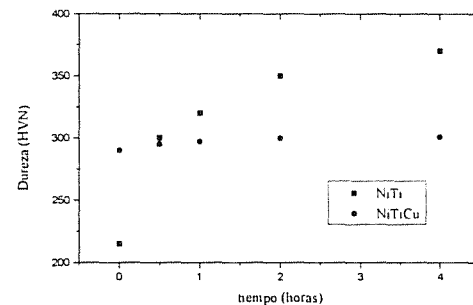


Figura 8. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 600°C.

T. Saburi, T. Tatsumi y S. Nenno (5), encontraron que la temperatura  $M_s$ , a la cual la fase de austenita comienza a transformarse a fase de martensita y el comportamiento mecánico de aleaciones de Ni-Ti ricas en níquel (>50.7 at% Ni) eran sensibles a los tratamientos térmicos de envejecimiento, mientras que aquellas aleaciones con contenidos menores de Níquel no eran sensibles prácticamente a los tratamientos térmicos de envejecimiento. Por tanto, la aleación Ni-Ti puede ser susceptible a los tratamientos térmicos prolongados de esterilización a altas temperaturas, ya que posee un valor de concentración en porcentaje atómico mayor de 50.7 at% Ni. Sin embargo, la incorporación de cobre hace bajar la composición química de Níquel en el alambre de ortodoncia y por tanto no tendrá lugar el proceso de envejecimiento. Los precipitados que se han formado en los alambres Ni-Ti pueden ser disueltos, realizando un calentamiento a una temperatura de 900°C durante unos 30 minutos. A esta temperatura, la fase estable es la austenita, de esta forma los precipitados son inestables y se disuelven en la matriz austenítica. Cuando la aleación se enfría de nuevo rápidamente vuelve a poseer las propiedades de memoria de forma y superelasticidad como en su inicio.

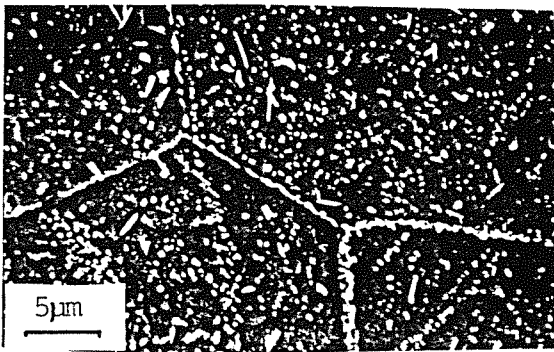


Figura 9. Precipitados en la microestructura del alambre de NiTi.

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a D. Manuel de Felipe, Consejero Delegado de KALMA S.A.-ORMCO, la donación del material, objeto de este estudio.

#### BIBLIOGRAFIA

1. Perkins J. Shape Memory effects in alloys. Plenum Press. New York. 1975.
2. Purdy GR. Parr JG. Trans. AIME 1981; 2:23-25.
3. Iwasaki K. Hasiguti RS. Martensitic Transformation. Lovaine: The Institute of Metals. 1982.
4. Duering TW. Zadno R. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Butterworth Heinemann. Ltd. 1990.
5. Saburi T. Tatsumi T. Nenno S. Journal de Physique, ICOMAT-82. 1982. C4-261-266.
6. Gil Mur FJ. Planell Estany JA. Anal.Ing.Mec. 1990; 8:17-22.
7. Gil Mur FJ. Planell JA. XIV Simposium Nacional de Biomecánica. Vigo. 1991. 230.
8. Hanlon JE. Butler SR. Wasilewski RJ. Wodem D. Ageing in Ni-Ti alloys. Met Trans 1971; 22:229-232.
9. Gil F.J., Libenson C. and Planell J.A. J.Mat.Sci: Materials in Medicine. 4, 1993, 281.
10. Suzuki Y. and Tamura H. Eds. TW Duering, KN. Melton, D. Stöckel and C.M. Wayman. Butterworth-Heinemann London 1990. 256-260.
11. Hornbogen E. Eds. TW Duering, KN. Melton, Stöckel and M. Wayman. Butterworth-Heinemann London 1990, 267-280.
12. Sade M., Kumpfert J. and Hornbogen E. Z. Metallkde. 79, 1988, 677-684.
13. Schroeder T.A., Cornelis I, Wayman C.M. Metall. Trans 7A, 1976, 535-552.

## INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN EL TAMAÑO DE FISURA CRITICA EN SISTEMAS DE TUBERIAS

M. González-Posada, C. Aguilar, I. Gorrochategui y F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales  
Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.  
Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.

**Resumen.** Se ha estudiado el comportamiento en rotura de dos tramos de tubería de acero con diferente contenido en carbono. Para evaluar este comportamiento se postularon una serie de fisuras (axiales y circunferenciales) en el seno de los tubos. Anteriormente se había caracterizado la tenacidad a fractura de los materiales en las diferentes orientaciones de propagación de las fisuras mediante ensayos J cuasiestáticos con probeta compacta. Los ensayos fueron realizados en dos condiciones diferentes, a 280 °C, la temperatura de operación de los tubos, y a temperatura ambiente. En todas las orientaciones ensayadas y en los dos materiales se constata un sensible descenso de la tenacidad a alta temperatura. Como consecuencia del estudio se establece la influencia de la temperatura sobre el cálculo de tamaño de fisura crítico en todas las situaciones analizadas.

**Abstract.** A study has been performed on the fracture behaviour of two steel pipes with different carbon contents. This behaviour was evaluated by addressing a series of through-wall cracks (both axial and circumferential) in the pipes. The fracture toughness of these materials had previously been characterized in different propagation orientations using quasistatic J test on compact specimens. The test were performed at the pipe working temperature, 280°C, and at room temperature. A considerable drop in the toughness of both materials was found at high temperatures for all the orientations tested. This study helps to establish the influence of temperature on the calculations of critical crack size in all the analyzed situations.

### 1. INTRODUCCION

El cálculo de las condiciones críticas, carga y tamaño de fisura, que determinan la rotura de una tubería son de gran importancia para el conocimiento exhaustivo de su comportamiento en rotura. Una variable que, a priori, puede tener influencia sobre este análisis es la temperatura. En este artículo se trata de establecer el efecto de este factor sobre el cálculo de fisura crítica.

Para llevar a cabo este estudio, se analizaron dos tramos rectos de tubería de acero con diferente contenido en carbono. Los dos tubos son de características geométricas iguales y en ellos se postularon dos tipos de fisuras pasantes, circunferenciales y axiales. Para calcular las condiciones críticas con estos dos tipos de defectos se utilizó el método GE-EPRI [1], el cual es uno de los métodos simplificados de cálculo más utilizados para la evaluación de la integridad de componentes agrietados.

### 2. CARACTERIZACION MECANICA

A continuación se muestran resumidamente los resultados de la caracterización del material de ambos tubos, tanto a alta temperatura (280 °C) como a la de

ambiente. Los materiales de los dos tubos cumplen la especificación ASTM 106 grado B [2] pero tienen diferente contenido en carbono se ha denominado tubo 1 al de mayor (0.3 %C) y tubo 2 al de menor (0.18 %C).

#### 2.1. Características en tracción

Se realizaron ensayos de tracción [3, 4, 5] a las dos temperaturas de estudio sobre probetas cilíndricas siguiendo dos direcciones en el seno del tubo que marcan la dirección de carga en el ensayo, circunferencial (C), tangente a la circunferencia y longitudinal (L), paralela al eje del tubo. En ambas direcciones se hallaron también los parámetros  $\alpha$  y  $n$  que modelizan la curva de tracción en variables reales a través de un ajuste de Ramberg-Osgood que tiene la siguiente expresión (1):

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_y} = \frac{\sigma}{\sigma_y} + \alpha \cdot \left( \frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^n \quad (1)$$

Donde  $\sigma_y$  es el límite elástico del material y  $\epsilon_y$  es la deformación correspondiente ( $\epsilon_y = \sigma_y / E$ ). En ambos materiales se ha tomado un módulo elástico de 208 GPa. Los resultados se muestran en las Tablas 1 y 2.

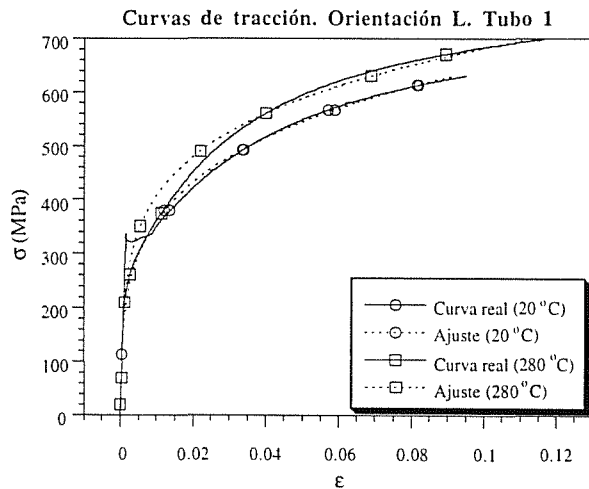
**Tabla 1.** Características en tracción del tubo 1

| Temp.  | Orient. | $\sigma_y$ (MPa) | $\epsilon_y$ ( $\times 10^{-3}$ ) | $\alpha$ | n      |
|--------|---------|------------------|-----------------------------------|----------|--------|
| 20 °C  | L       | 321.7            | 1.5429                            | 3.3625   | 4.2125 |
|        | C       | 321.7            | 1.5429                            | 2.7363   | 4.4274 |
| 280 °C | L       | 277.7            | 1.3319                            | 0.9619   | 4.8105 |
|        | C       | 272.9            | 1.3089                            | 0.3827   | 5.7087 |

**Tabla 2.** Características en tracción del tubo 2

| Temp.  | Orient. | $\sigma_y$ (MPa) | $\epsilon_y$ ( $\times 10^{-3}$ ) | $\alpha$ | n      |
|--------|---------|------------------|-----------------------------------|----------|--------|
| 20 °C  | L       | 277.9            | 1.3327                            | 3.3031   | 4.964  |
|        | C       | 274              | 1.3141                            | 3.0892   | 4.9473 |
| 280 °C | L       | 232.5            | 1.1149                            | 1.7236   | 4.8879 |
|        | C       | 235.1            | 1.1276                            | 1.9229   | 4.5207 |

En los dos tubos y para las dos direcciones, C y L, las curvas de tracción tenían un aspecto similar, presentaban escalón de cedencia a 20 °C, y carecían de él a 280 °C. En la Figura 1 se muestra un ejemplo de este comportamiento para el tubo 1 en la dirección L. También se muestran las curvas correspondientes de Ramberg-Osgood, apreciándose el mal ajuste de ambas para valores cercanos al límite elástico. En concreto a alta temperatura el ajuste en esta zona es no conservador.



**Figura 1.** Características en tracción del tubo 1. Dirección L

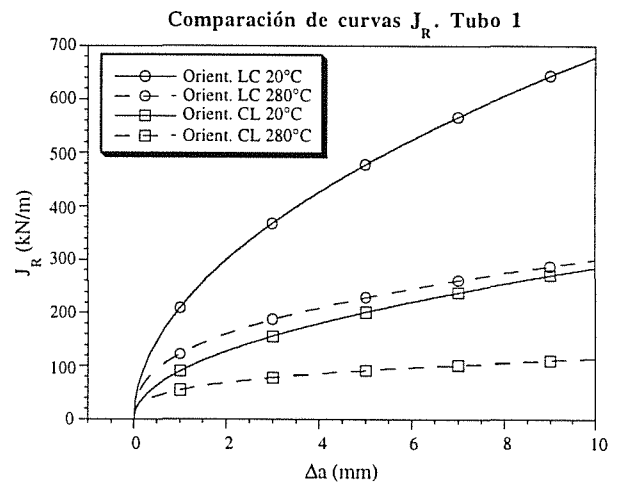
**2.2. Tenacidad**

Se hallaron mediante ensayos J cuasiestáticos sobre probeta compacta las curvas  $J_R$  según la norma europea ESIS P1-92 [6] de ambos materiales según dos orientaciones de propagación: LC que corresponde a una probeta en la cual la propagación de fisura durante el ensayo se da en el mismo plano y dirección de avance de una fisura circunferencial pasante y CL que corresponde a la situación de propagación de la fisura axial pasante. Al igual que en los ensayos de tracción estos ensayos se hicieron a 20 y 280 °C. Los resultados [3, 4, 5] para el tubo 1 y 2 se muestran en la Tabla 3 donde el crecimiento estable de fisura  $\Delta a$  está expresado en mm.

**Tabla 3.** Curvas  $J_R$

| Tubo   | Temp.  | Orientación | $J_R$ (kN/m)                   |
|--------|--------|-------------|--------------------------------|
| Tubo 1 | 20 °C  | LC          | $209.72 * (\Delta a)^{0.5098}$ |
|        |        | CL          | $90.21 * (\Delta a)^{0.4987}$  |
|        | 280 °C | LC          | $122.41 * (\Delta a)^{0.3882}$ |
|        |        | CL          | $55.09 * (\Delta a)^{0.3163}$  |
| Tubo 2 | 20 °C  | LC          | $309.39 * (\Delta a)^{0.5678}$ |
|        |        | CL          | $128.16 * (\Delta a)^{0.4702}$ |
|        | 280 °C | LC          | $173.42 * (\Delta a)^{0.2613}$ |
|        |        | CL          | $72.76 * (\Delta a)^{0.2734}$  |

En los dos tubos y para igual orientación de ensayo la curva  $J_R$  a alta temperatura es aproximadamente la mitad que la de temperatura ambiente. Este hecho se puede apreciar en la Figura 2, en la que se presentan las curvas  $J_R$  del tubo 1.



**Figura 2.** Curvas  $J_R$ . Tubo 1

**3. METODO DE ANALISIS DE FISURA CRITICA**

El método GE-EPRI [1] se basa en comparar dos curvas en el diagrama de fuerza motriz de agrietamiento, por una parte la curva  $J_{app}$  que depende de la geometría, estado de sollicitación y de la curva tensión-deformación del material a través de un ajuste Ramberg-Osgood y que define unívocamente la situación tensional del componente en el fondo de fisura y por otra la curva  $J_R$  del material. Si se toma la carga a la que se ve sometido el tubo como un parámetro se puede hallar el tamaño de fisura  $a$  que produce rotura haciendo cumplir las condiciones:

$$J_{app}(a) = J_R(a - a_0) \tag{2}$$

$$\left( \frac{\partial J_{app}(a)}{\partial a} \right)_p = \frac{dJ_R(a - a_0)}{da} \tag{3}$$

En estas expresiones se toma como valor característico de la rotura el tamaño  $a_0$  de la fisura que es el de iniciación del proceso de desgarró dúctil estable. Si este

proceso se repite para diversos valores de la carga a la que se ve sometido el tubo se pueden hallar ábacos en los que se representan tamaño de fisura crítica frente a carga.

En nuestro caso las fisuras analizadas fueron la circunferencial y la axial pasante según las soluciones de EPRI [7, 8] definidas en la Figura 3.

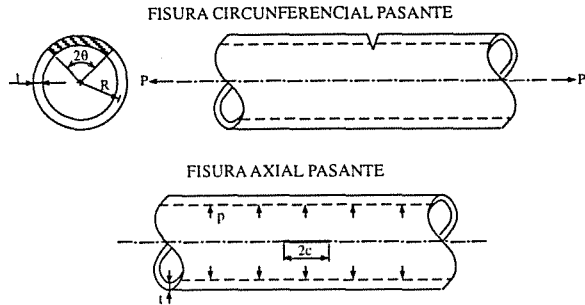


Figura 3. Geometría y sistema de cargas de las fisuras postuladas

Los dos tubos tienen las mismas características geométricas, de las cuales, las tomadas para el estudio son:

- $\varnothing = 355 \text{ mm}$  (Diámetro exterior)
- $R = 162.5 \text{ mm}$  (Radio medio)
- $t = 30 \text{ mm}$  (Espesor)

4. RESULTADOS OBTENIDOS

En la Figura 4 se muestran las curvas carga-tamaño de defecto crítico para la fisura circunferencial pasante, donde  $P$  es la carga axial que soporta el tubo y  $\theta/\pi$  el semiángulo abarcado de fisura adimensionalizado por  $\pi$  (ver Figura 3). En esta Figura 4 se presentan los resultados de los tubos 1 y 2 a las dos temperaturas de estudio.

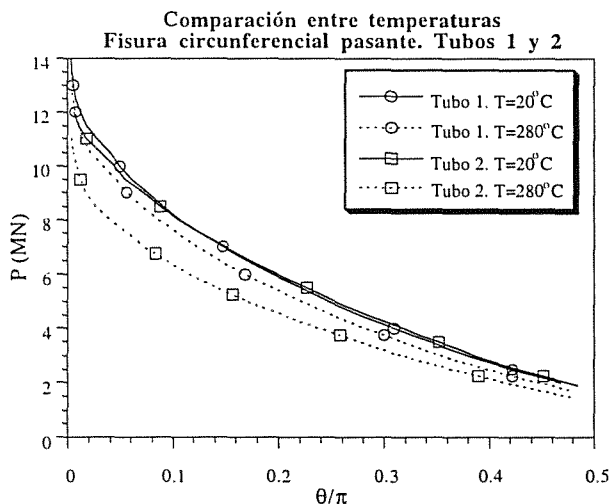


Figura 4. Tamaño crítico para la fisura circunferencial pasante. Tubos 1 y 2

En la Figura 5 se muestran curvas semejantes a las de la Figura 4, pero en este caso para la fisura axial pasante donde la sollicitación a la que se ven sometidos los tubos, es ahora una presión interior  $p$ , y el tamaño de fisura crítico viene dado por la semilongitud axial  $c$  de ésta (ver Figura 3).

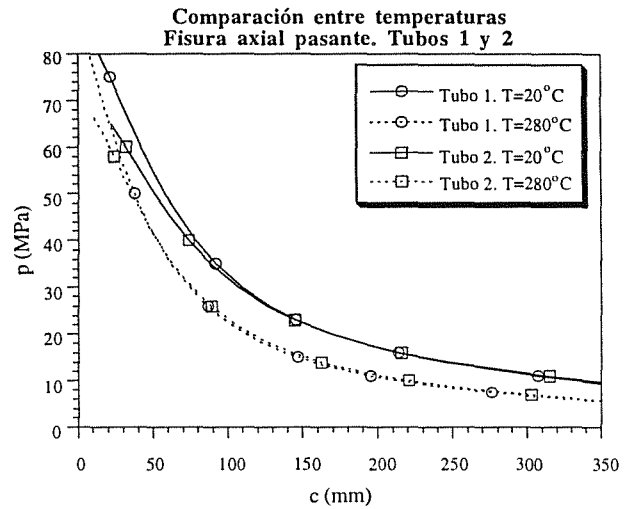


Figura 5. Tamaño crítico para la fisura axial pasante. Tubos 1 y 2

En las dos figuras se aprecia que el efecto del aumento de la temperatura tanto para el tubo 1 como el 2 va en dirección de la disminución del tamaño de fisura crítico para igual carga, sea cual sea la carga considerada. Este hecho parece lógico dado que en los dos tubos y en todas las orientaciones estudiadas las curvas  $J_R$  de los materiales disminuyen aproximadamente a la mitad de las de ambiente cuando la temperatura de ensayo es 280°C.

Pero así como en la fisura axial pasante, Figura 5, el descenso de las curvas de condición crítica por efecto de la temperatura es similar en ambos tubos, no ocurre así en la fisura circunferencial (Figura 4), afectando más este descenso al tubo 2 que al 1.

5. ANALISIS Y DISCUSION DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS

5.1. Efecto de la temperatura sobre el análisis de fisura crítica efectuado según el método GE-EPRI

A la hora de analizar la estabilidad o no de una fisura en un componente agrietado se ha de tener en cuenta que como parámetros representativos de la resistencia del material ante esa situación no basta con aportar la curva  $J_R$  de tenacidad, si no que también hay que definir la característica en tracción del material. En el método GE-EPRI la característica en tracción del material se tiene en cuenta a través de la modelización de la curva de tracción según Ramberg-Osgood. Por lo tanto, la variable temperatura afecta al análisis de fisura crítica a través de las curvas de comportamiento de tenacidad y de tracción del material.



En el caso del tubo 1 con la fisura circunferencial las características resistentes del material a tomar son para tracción la dirección L y para tenacidad la orientación LC, Figuras 1 y 2 respectivamente. Como se aprecia en ambas figuras si la temperatura aumenta la curva de tracción correspondiente es mayor que la de ambiente mientras que la de tenacidad disminuye.

Para establecer el efecto de la tenacidad y la curva de tracción sobre el análisis de fisura crítica se muestra la Figura 6, en la que se representan las curvas de condición crítica reales según GE-EPRI a 20 y 280 °C para fisura circunferencial en el tubo 1, mientras que en las otras dos curvas representadas se han intercambiado las tenacidades y curvas de tracción entre las dos temperaturas.

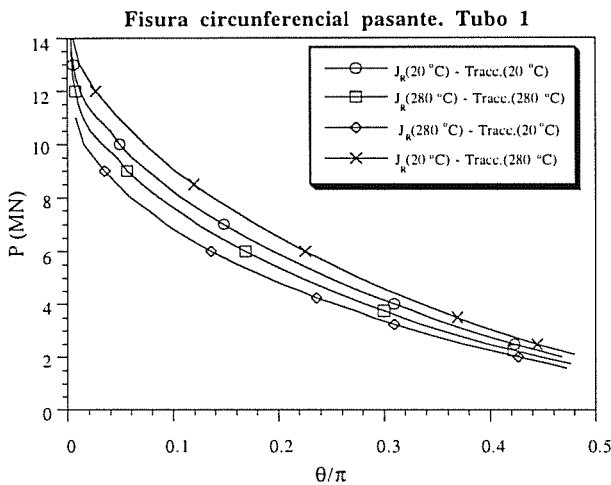


Figura 6. Efecto de la tenacidad y la curva de tracción de un material sobre las curvas de condición crítica

En esta figura, tomando como referencia la curva de condición crítica a 20 °C, si se supone que el material mantiene su tenacidad ( $J_R$  para 20 °C) y se mejora su característica en tracción (tracción para 280 °C) se obtiene la curva superior del gráfico estableciendo así la influencia de la mejora de las características en tracción manteniendo invariable la tenacidad. Si por el contrario en el material para 20 °C, se mantiene la característica en tracción y se toma la tenacidad a alta temperatura se obtiene la curva inferior del gráfico apreciándose así el efecto de la tenacidad. Igual análisis podría efectuarse con la curva de fisura crítica a alta temperatura.

De esta forma, se constata, que el gran descenso de tenacidad del material a alta temperatura, se ve en parte amortiguado por la mejora de las características en tracción a 280 °C, y así tiene un menor efecto sobre la curva de fisura crítica a alta temperatura, haciéndola descender menos de lo que cabría esperar. Además se ha de tener en cuenta que por efecto de la temperatura las curvas  $J_R$  descienden aproximadamente a la mitad, mientras que la diferencia en las curvas de tracción es menor del 10% para cualquier valor de la tensión. Por lo tanto la temperatura tiene una influencia doble sobre el análisis, ya que por una parte afecta a la tenacidad del material y por otra a su curva de tracción, y estas dos

variables pueden contraponerse al evaluar la estabilidad de componentes fisurados.

5.2. Influencia del ajuste de Ramberg-Osgood

El método GE-EPRI para evaluar la integral  $J_{app}$  en el diagrama de fuerza motriz de agrietamiento, utiliza una expresión con dos sumandos:

$$J_{app} = J_{el} + J_{pl} \tag{4}$$

En la cual la primera  $J_{el}$  representa la solución lineal elástica para  $J$ , mientras que la segunda  $J_{pl}$  representa la solución para comportamiento totalmente plástico. Así la componente elástica y totalmente plástica se calculan por separado y se suman para obtener  $J_{app}$ . Esta forma de evaluación de  $J_{app}$  se ajusta bien a los resultados obtenidos por análisis elastoplástico por elementos finitos [9], Figura 7.

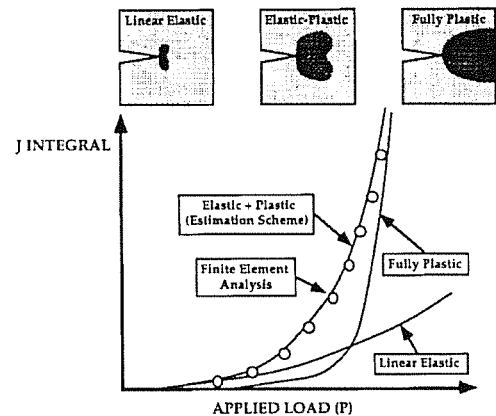


Figura 7. Estimación de  $J_{app}$  según GE-EPRI [9]

La solución de  $J_{pl}$  para un tubo con una fisura circunferencial pasante sometido a carga axial según GE-EPRI [7] es:

$$J_{pl} = \alpha \cdot \sigma_y \cdot \epsilon_y \cdot R \cdot (\pi - \theta) \cdot H_1(n, R/t, \theta) \cdot \left(\frac{P}{P_y}\right)^{n+1} \tag{5}$$

Donde:

- $\alpha$  = Parámetro de ajuste de Ramberg-Osgood
- $\sigma_y$  = Límite elástico del material
- $\epsilon_y$  = Deformación ( $\epsilon_y = \sigma_y/E$ )
- $R$  = Radio medio del tubo
- $\theta$  = Semiángulo de fisura
- $H_1$  = Función adimensional dependiente de  $n, R/t$  y  $\theta$
- $n$  = Exponente de endurecimiento en Ramberg-Osgood
- $P$  = Carga axial
- $P_y$  = Carga de colapso plástico de la sección fisurada

Como se puede apreciar esta solución asume que el material tiene un comportamiento en tracción de tipo Ramberg-Osgood, a través de los parámetros de ajuste  $\alpha$  y  $n$ . Muchos materiales, sin embargo tienen un comportamiento que se desvía de este modelo y esto

puede significar errores apreciables. Por ello Ainsworth [10] modificó las relaciones de GE-EPRI para referir la solución totalmente plástica más estrechamente al comportamiento en tracción de un material real. Así definió la tensión de referencia como:

$$\sigma_{ref} = \left( \frac{P}{P_y} \right) \cdot \sigma_y \tag{6}$$

Derivada de esta tensión de referencia, definió también la deformación de referencia  $\epsilon_{ref}$  como la deformación existente cuando un material es cargado uniaxialmente con una tensión igual a la de referencia. Si se sustituye esta última relación (6) en la expresión (5) y considerando la ecuación (1) se obtiene una nueva expresión para  $J_{pl}$ :

$$J_{pl} = \sigma_{ref} \cdot R \cdot (\pi - \theta) \cdot H_l \cdot \left( \epsilon_{ref} - \frac{\sigma_{ref} \cdot \epsilon_y}{\sigma_y} \right) \tag{7}$$

Esta expresión es mucho más precisa que (5) ya que se ajusta mejor a comportamientos en tracción de materiales diversos [9].

En la Figura 1 se mostraron las curvas de tracción del tubo 1 en la orientación L (característica en tracción del material para la fisura circunferencial pasante) y sus correspondientes ajustes por Ramberg-Osgood. Se puede apreciar la poca conformidad en la zona por debajo del límite elástico a ambas temperaturas de las dos curvas de ajuste respecto de las reales. Evaluando  $J_{app}$  para fisura circunferencial pasante a temperatura ambiente considerando por una parte la curva real de tracción por medio de (7) y por otra un comportamiento de Ramberg-Osgood por medio de (5), se obtiene el diagrama de la Figura 8, en el que se aprecia el conservadurismo de la solución original de GE-EPRI en la zona anterior a la de de transición de comportamiento elástico a plástico.

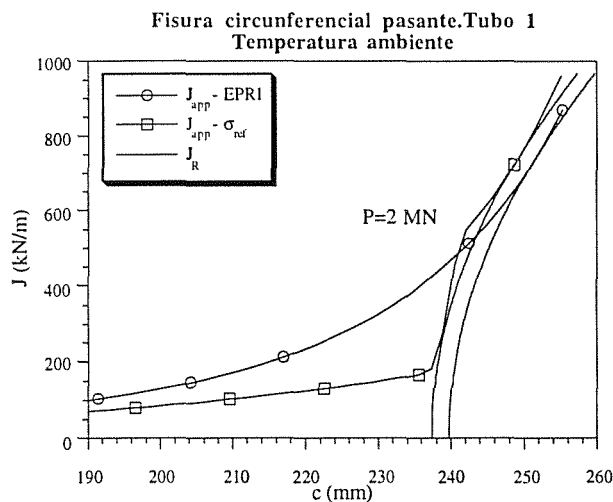


Figura 8. Comparación de  $J_{app}$ . Fisura circunferencial pasante a temperatura ambiente. Tubo 1

Si se considera ahora la curva de tracción y su correspondiente ajuste por Ramberg-Osgood a alta temperatura de la Figura 1, dado que el ajuste es no conservador en la zona de transición elasto-plástica produce el resultado de la Figura 9 para iguales condiciones que las anteriores. En esta misma figura si se tomasen valores mayores de la carga axial, la diferencia entre curvas  $J_{app}$  obtenidas por los métodos de la tensión de referencia y GE-EPRI se incrementarían produciendo tamaños de fisura críticos cada vez más diferentes cuando se comparan con igual curva  $J_R$ .

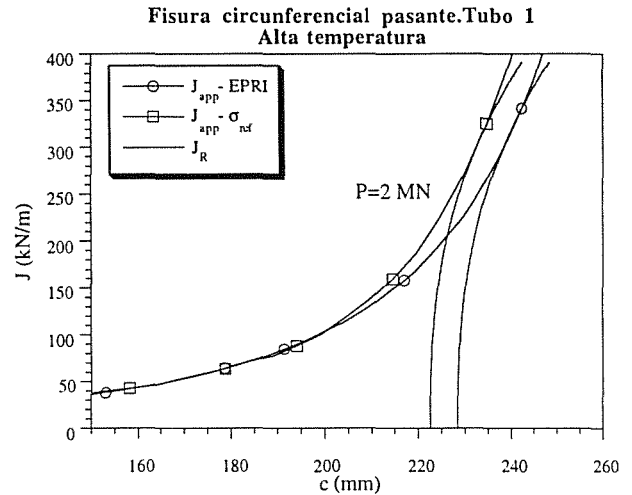


Figura 9. Comparación de  $J_{app}$ . Fisura circunferencial pasante a alta temperatura. Tubo 1

Los efectos de las situaciones mostradas en las Figuras 8 y 9 sobre los ábacos de fisura crítica para la fisura circunferencial pasante se muestran en la Figura 10 en la que se ve que la curva de fisura crítica obtenida por el método de la tensión de referencia a 280 °C es más conservadora, y precisa, que la estimada por el método EPRI. En cambio a temperatura ambiente la diferencia es prácticamente inapreciable entre las curvas de condición crítica de los dos métodos.

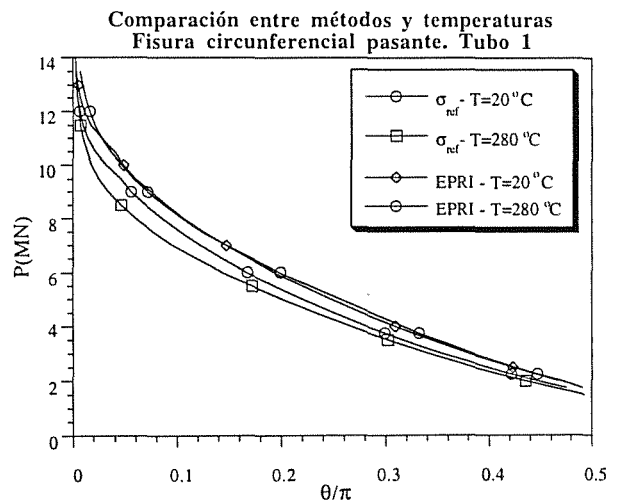


Figura 10. Comparación entre métodos. Fisura circunferencial. Tubo 1

En esta figura se pone de manifiesto que, en ciertos casos el método EPRI puede proporcionar estimaciones erróneas en los ábacos de fisura crítica por el efecto del mal ajuste de la curva de tracción por la modelización de Ramberg-Osgood.

Por otra parte tomando las curvas obtenidas por el método de la tensión de referencia, se constatan las tendencias referidas en los puntos anteriores, si bien algo ampliadas, descenso de la curva de condición crítica a 280 °C por el decrecimiento de  $J_R$  a esta temperatura aunque amortiguado por la mejor característica en tracción del material.

## 6. CONCLUSIONES

Las conclusiones del análisis de tamaño de fisura crítica para los dos tubos estudiados pueden resumirse en las siguientes.

- Los dos componentes tanto para la fisura axial como circumferencial pasante disminuyen su capacidad resistente a alta temperatura, admitiendo fisuras críticas menores para igual nivel de sollicitación que a temperatura ambiente.
- El efecto del aumento de temperatura se traduce para el material del tubo 1 en una disminución de su tenacidad, pero en un aumento de sus características en tracción. Estos hechos contrapuestos hacen que el tubo a 280 °C tenga un comportamiento mejor del esperado si sólo se tiene en cuenta el decremento de tenacidad. Además ha de tenerse en cuenta que mientras la curva de tracción a alta temperatura aumenta menos del 10% frente a la de ambiente, la tenacidad disminuye a la mitad. Lo cual hace pensar que la variación de las características del material en tracción por efecto de la temperatura tiene un mayor peso en el análisis de fisura crítica que la variación en tenacidad, en el rango en el que se encuentra este análisis, en el que no hay cambios de mecanismos de rotura.
- El ajuste de la curva de tracción por un modelo de Ramberg-Osgood puede derivar en errores apreciables, incluso no conservadores, al aplicar el método GE-EPRI para el cálculo de las condiciones críticas en un componente agrietado. Por ello para materiales que su curva de tracción no se ajusta a esta ley es recomendable utilizar métodos alternativos.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Kumar V., German M. D. and Shih C. F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", NP-1931, Research Project 1237-1, General Electric Company, New York, July 1981.
- [2] "Standard Specification for Seamless Carbon Steel Pipe for High-Temperature Service", ASTM A 106-88a.
- [3] "Tenacidad de Aceros Estructurales de Sistemas Nucleares", Informe Parcial (II), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria, 1993.
- [4] "Tenacidad de Aceros Estructurales de Sistemas Nucleares", Informe Parcial (III), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria, 1996.
- [5] "Tenacidad de Aceros Estructurales de Sistemas Nucleares", Informe Parcial (IV), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria, 1997.
- [6] "ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", ESIS P1-92.
- [7] Zahoor A., "Circumferential Throughwall Cracks", Ductile Fracture Handbook, Volume 1, Chapter 1, NP-6301-D, N14-1, Research Project 1757-69, Prepared for Novetech Corporation, June 1989.
- [8] Zahoor A., "Axial Troughwall Crack", Ductile Fracture Handbook, Volume 2, Chapter 6, Research Project 1757-69, Prepared for Novetech Corporation, October 1990.
- [9] Anderson T.L., "Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications", Second Edition, CRC Press, 1995.
- [10] Ainsworth, R.A., "The Assessment of Defects in Strain Hardening Materials", Engineering Fracture Mechanics, Volume 19, p. 633, 1984.

## COMPORTAMIENTO FRENTE AL DESGASTE DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO

A. Martín, J. Rodríguez y J. LLorca

Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos Canales y Puertos  
Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

**Resumen.** Los materiales compuestos de matriz metálica y en especial los de matriz de aluminio han sido estudiados con gran interés durante los últimos años debido a que sus propiedades mecánicas son notablemente superiores a las de las aleaciones sin reforzar. La resistencia al desgaste no es una excepción y la presencia de partículas de refuerzo garantiza unas velocidades de desgaste claramente inferiores. El objetivo de este trabajo consiste en estudiar la influencia de la temperatura en el comportamiento frente al desgaste de aleaciones de aluminio 2014 y 6061 reforzadas con partículas de alúmina. Para ello se han realizado ensayos de tribología sobre probetas planas, utilizando un contracuerpo esférico en una máquina con movimiento oscilatorio a distintas temperaturas dentro del intervalo 20-200 °C. Un análisis detallado de las probetas ensayadas mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido ha permitido identificar los mecanismos físicos asociados al desgaste. Los resultados de los ensayos, por otra parte, han sido utilizados para determinar la resistencia al desgaste y su variación con la temperatura, los coeficientes de rozamiento y la relación entre la resistencia al desgaste y las propiedades mecánicas del material compuesto.

**Abstract.** Particulate-reinforced Al-based composites have been widely studied during the last years due to their enhanced properties as compared with the unreinforced monolithic alloys. Wear resistance is not an exception and the presence of reinforcement particles ensures lower wear rates. The objective of this work is focused on the influence of the temperature on the tribological behaviour of two aluminium alloys, 2014 and 6061, reinforced with aluminium oxide particles. To this end, wear tests were carried out in an oscillating friction machine with tempered steel spheres as counterbodies in the temperature range 20 to 200 °C. A detailed analysis of the worn specimens by means of scanning electron microscopy has clarified the physical mechanism of wear in these materials. The tests results have been also used to determine wear resistance and friction coefficient versus temperature and the relationship between the macroscopic mechanical properties and the wear behaviour.

### 1. INTRODUCCIÓN

La resistencia al desgaste de un material está asociada a la facilidad o dificultad con la que pueden eliminarse partículas de su superficie. El proceso de desgaste está, por tanto, determinado por la formación de estas partículas en la región del material situada inmediatamente por debajo de la superficie de contacto. Las propiedades mecánicas de cada material y las variables concretas de cada problema, como la carga aplicada, la temperatura, la velocidad relativa o la geometría de los cuerpos en contacto, condicionan el mecanismo de desgaste.

El desgaste en la mayoría de las aleaciones metálicas está controlado por procesos de deformación plástica que aproximadamente responden al modelo clásico de Archard, según el cual, cuando dos cuerpos deslizan uno sobre otro, el volumen desgastado es directamente

proporcional a la distancia de deslizamiento y a la carga normal a la superficie de contacto, e inversamente proporcional a la dureza del material.

Los materiales compuestos de matriz metálica reforzados con partículas se han desarrollado y estudiado en las últimas décadas con la intención de mejorar las propiedades de las aleaciones originales que constituyen la fase matriz. En relación al comportamiento frente al desgaste, los materiales compuestos pueden clasificarse en dos grupos en función del tipo de partícula utilizada. El primer tipo corresponde a las partículas duras como las de alúmina o carburo de silicio que se añaden para aumentar la dureza del material y reducir así, de acuerdo con la teoría de Archard, su desgaste [1]. El segundo opta por añadir partículas blandas como el grafito que tienen el propósito de servir de lubricantes sólidos [2]. Los resultados principales se resumen en el artículo de revisión de Rohatgi et al [3]. Una de las ventajas de los

materiales compuestos reforzados con partículas duras reside en su capacidad para mantener en mayor grado sus propiedades a medida que aumenta la temperatura. Existen ya publicaciones donde se pone de manifiesto cómo la adición de partículas cerámicas en aleaciones metálicas, fundamentalmente aluminio, mejora la resistencia al desgaste a temperaturas elevadas [4 a 6]. Desafortunadamente, no se conocen en detalle los mecanismos físicos asociados al desgaste debido en parte a la complejidad que presenta el proceso afectado por variables propias del tipo de ensayo y por las características microestructurales del material.

En este trabajo se estudia la influencia de la temperatura en la resistencia al desgaste de dos materiales compuestos de matriz de aluminio reforzada con partículas cerámicas sometidos al tratamiento térmico apropiado para alcanzar la máxima dureza. Se han realizado ensayos sobre probetas planas con contracuerpo esférico a distintas temperaturas y se ha llevado a cabo un análisis microscópico de las probetas desgastadas para identificar los mecanismos de desgaste del material.

2. MATERIALES.

Los materiales compuestos utilizados en esta investigación han sido la aleación Al 2014 reforzada al 14,4% en volumen con partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y la aleación Al 6061 reforzada al 14,9% en volumen con partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Estos materiales fueron suministrados por Duralcan (Estados Unidos) en forma de barras extruidas de 50 mm de diámetro. Ambos materiales fueron recibidos en la condición T6. Para el material basado en la aleación Al 2014, esta condición se obtiene tratando el material a 502°C durante dos horas, templándolo en agua y realizando un madurado artificial durante 16 horas a 160°C. El tratamiento para el material compuesto basado en la aleación Al 6061 es análogo, con una temperatura de solubilización de 560°C.

La composición química de la fase matriz en ambos compuestos está dada en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química de las matrices (% peso y aluminio el resto).

| Matriz | Si   | Cu   | Mg   | Fe   | Cr   | Zn   | Ti   | Mn   |
|--------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 2014   | 0,76 | 4,70 | 0,47 | 0,06 | 0,01 | 0,06 | 0,03 | 0,78 |
| 6061   | 0,62 | 0,24 | 0,94 | 0,07 | 0,10 | 0,02 | 0,01 | 0,04 |

Las partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> que refuerzan las aleaciones Al 2014 y Al 6061 están orientadas en la dirección longitudinal, paralela al eje de extrusión. En la matriz de Al 2014 aparecen inclusiones de forma irregular y tamaño medio del orden de 1 μm constituidas por Al, Cu y Mn según el microanálisis EDX [7]. Por otra parte la maduración artificial produjo la aparición de precipitados Al<sub>2</sub>Cu. Los estudios de microscopía electrónica de transmisión realizados por Mingler y Karnthaler [8] en el material compuesto Al 6061,

indican que existen inclusiones dispersas en la matriz de tamaño muy inferior a 1 μm y forma redonda, constituidas por Mn y Cr. En la condición T6, según los mismos autores, aparecen precipitados coherentes y semicoherentes de Mg<sub>2</sub>Si.

Las características geométricas de las partículas de refuerzo aparecen en la tabla II ; área (A), dimensión mayor (Dmax), dimensión menor (Dmin) y factor de forma (Dmin/Dmáx) [7].

Tabla 2. Características geométricas de las partículas de refuerzo.

| Matriz | A (μm <sup>2</sup> ) | Dmax (μm) | Dmin (μm) | Factor de forma |
|--------|----------------------|-----------|-----------|-----------------|
| 2014   | 140                  | 21,3±6,9  | 8,3±3,4   | 0,41±0,17       |
| 6061   | 144                  | 19,3±5,7  | 9,6±3,2   | 0,51±0,19       |

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

Para determinar las propiedades tribológicas más características de estos materiales, se ha utilizado una máquina de fricción alternativa Cameron Plint modelo TE-77. Los ensayos se han realizado empleando una fuerza normal de 25N, sin lubricación ni retirada de productos de fricción y a una frecuencia de 3 Hz con un recorrido de la excéntrica de 15 mm y tiempo de ensayo de cinco horas. Se trabajó a temperaturas entre 20°C y 200°C y humedad relativa de 55 ± 5%. El contracuerpo utilizado es una esfera de acero de rodamiento DIN - 5401 de 6 mm de diámetro, de densidad 7707 Kg/m<sup>3</sup>, templada y sujeta con una mordaza que impide su rodadura.

Las distintas muestras de material compuesto fueron mecanizadas de forma prismática con caras planoparalelas de 26mm x 18mm x 5mm con una refrigeración adecuada para no alterar la microestructura. El peso de las muestras y de los contracuerpos se determinó antes y después del ensayo, en una balanza electrónica con una resolución de ± 0,1 mg.

Una vez realizados los ensayos, las muestras fueron cortadas en la dirección del desgaste y embutidas en resina para su estudio microscópico. Las muestras embutidas se desbastaron con lijas de 220 y 500, y a continuación se pulieron con pasta de diamante de 9μm, 3μm y 1μm y finalmente con MgO. Las muestras pulidas fueron limpiadas primero en agua destilada y después con metil-etil-cetona en un baño de ultrasonidos durante unos minutos para finalmente ser secadas con un chorro de aire caliente. A continuación se estudiaron utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM 6300.

Las medidas de microdureza fueron realizadas a través del espesor de la muestra cortada y se estudiaron los cambios de dureza que experimenta la matriz, a medida que nos alejamos de la superficie desgastada.

#### 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Los ensayos de desgaste se realizaron a 20, 50, 100, 150 y 200 °C, siempre con la misma configuración bola-plano y las mismas variables de ensayo a excepción de la temperatura global de la muestra. En este tipo de ensayos la parte de la probeta más importante es la cercana a la superficie de contacto. Como consecuencia del calentamiento por rozamiento esta zona superficial se encontrará a mayor temperatura que el resto de la probeta. Cowan y Winer [9] recogen las expresiones más comunes para estimar el aumento de temperatura en la superficie de contacto, suponiendo que el flujo de calor se divide por igual entre la probeta y el contracuerpo. Esta hipótesis se acerca a la realidad cuando la velocidad de deslizamiento es pequeña, como sucede en los ensayos presentados. Así, el aumento de temperatura en la superficie,  $\Delta T$ , se ha calculado como:

$$\Delta T = \mu \frac{\sqrt{3\pi\sigma_y}}{8k} F^{1/2} v$$

donde  $\mu$  es el coeficiente de rozamiento,  $F$  la fuerza normal,  $v$  la velocidad de deslizamiento y  $\sigma_y$  y  $k$ , el límite elástico y la conductividad térmica del material.

El resultado de representar el valor del coeficiente de rozamiento (calculado como el cociente entre la fuerza tangencial medida y la fuerza normal aplicada) frente a la temperatura se recoge en la figura 1 para los dos materiales compuestos estudiados.

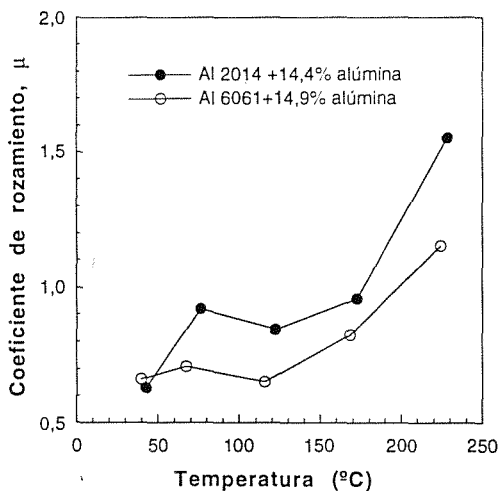


Figura 1. Coeficiente de rozamiento frente a la temperatura.

Como puede observarse en ambos materiales se produce un aumento sustancial del coeficiente de rozamiento con la temperatura, no apreciándose grandes diferencias entre los valores determinados en ambos materiales.

Las figuras 2 y 3 muestran la variación con la temperatura del desgaste específico,  $w$ , definido como el volumen de material desgastado por unidad de carga normal y unidad de distancia recorrida. En las mismas gráficas se ha incluido la variación con la temperatura del límite elástico del material. Si los materiales ensayados respondieran a un modelo sencillo de desgaste como el propuesto por Archard, la relación entre el desgaste específico y el límite elástico del material debería responder a la ecuación simple  $w=K/\sigma_y$ , donde  $K$  es una constante de cada sistema tribológico. Aunque como puede comprobarse en las figuras 2 y 3 existe una relación cualitativa clara entre el desgaste y la pérdida de propiedades del material, esta relación no puede, sin embargo, cuantificarse de acuerdo a una expresión del tipo Archard.

Las figuras 2 y 3 permiten extraer una conclusión clara: a partir de una determinada temperatura, el volumen de material desgastado aumenta espectacularmente. Puede sugerirse la idea de una temperatura de transición entre un desgaste suave y un desgaste severo del material, entendiéndose por tales simplemente un cambio en el orden de magnitud del valor del desgaste obtenido. Esta diferencia tan marcada en el comportamiento frente a la temperatura debe manifestarse también a escala microscópica.

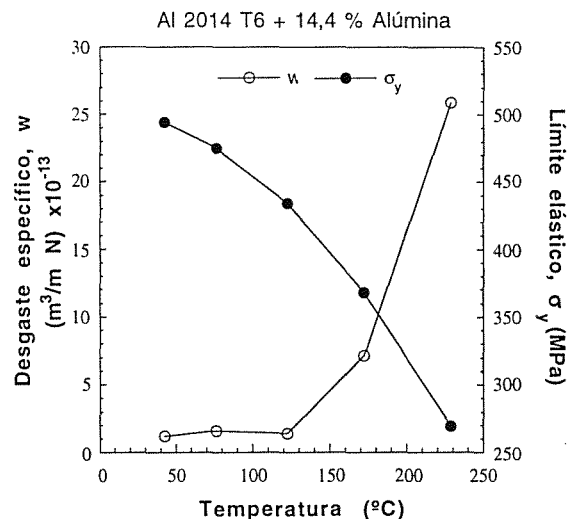


Figura 2. Desgaste específico frente a la temperatura para el material Al 2014 T6 + 14,4% vol. de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

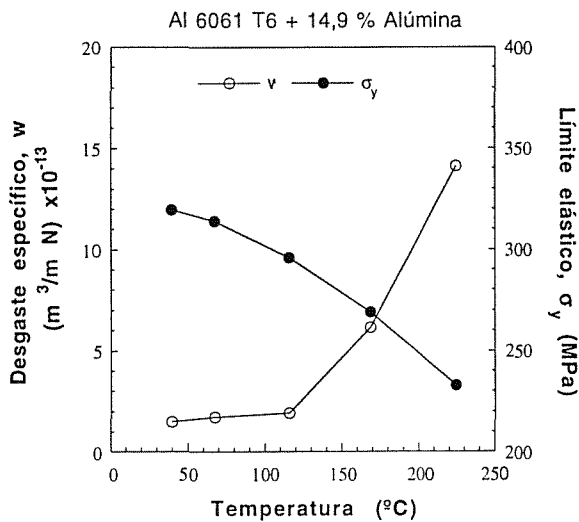


Figura 3. Desgaste específico frente a la temperatura para el material Al 6061 T6 + 14,9% vol. de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Con el objetivo de identificar los mecanismos físicos asociados al desgaste, se abordó el estudio microscópico de las probetas ensayadas. La figura 4 muestra fotografías tomadas en un microscopio electrónico de barrido, donde aparece una sección perpendicular a la superficie de desgaste de probetas de Al 2014 + 14,4 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ensayadas a 20, 150 y 200°C. En las imágenes se hace evidente la existencia de una franja de material dañado por debajo de la superficie de desgaste. Dentro de los límites de esta zona se aprecia una gran mayoría de partículas pulverizadas que, sin embargo, aparecen intactas por debajo de la zona dañada. En el límite de la zona de partículas rotas es donde se forman mayoritariamente los microhuecos y microgrietas que dan lugar a la posterior rotura del material.

La figura 5 esquematiza el mecanismo de desgaste. Cuando sobre la superficie del material se aplica una carga suficiente, la fase matriz se deforma plásticamente imponiendo una deformación sobre las partículas que puede ser la causa de su rotura. A medida que aumenta la temperatura la deformación de la fase matriz va siendo cada vez mayor por la degradación de sus propiedades. Hasta un valor determinado la mayoría de las partículas del refuerzo permanecen intactas y mantienen una resistencia al desgaste elevada. A medida que la temperatura aumenta, se va formando una franja de partículas machacadas que no pueden soportar la deformación impuesta por la carga en el contacto. En el límite de la zona dañada se nuclea microhuecos que paulatinamente van creciendo hasta formar grietas que terminan por alcanzar la superficie, desprendiéndose grandes zonas de material que dan lugar a un aumento considerable del desgaste específico.

Como puede apreciarse claramente en las fotografías de la figura 4, la profundidad de la zona de partículas rotas aumenta con la temperatura del ensayo. Aunque es difícil de cuantificar, pueden realizarse en el microscopio algunas medidas de la profundidad de esta zona en función de la temperatura. El resultado de este proceso queda plasmado en la figura 6, donde se representan el desgaste específico y la profundidad de la zona dañada frente a la temperatura. Es evidente que ambas magnitudes están íntimamente relacionadas, por no decir que son medidas del mismo fenómeno.

Además de las medidas de la profundidad de la zona dañada se han realizado medidas de microdureza Vickers a lo largo de la dirección perpendicular a la superficie de desgaste. Los datos más representativos se resumen en la tabla 3.

Tabla 3. Medidas de microdureza Vickers.

|      | T=200°C<br>Zona dañada | T=200°C<br>Zona intacta | T = 20 °C<br>(*) |
|------|------------------------|-------------------------|------------------|
| 2014 | 196                    | 81                      | 132              |
| 6061 | 231                    | 78                      | 129              |

(\*) La zona de partículas rotas es demasiado pequeña a esta temperatura para poder medir en ella la dureza.

La tabla 3 corrobora la idea de que la zona dañada se ha deformado plásticamente en mayor grado que la zona no dañada.

Aunque el estudio microscópico se ha centrado en el material Al 2014 T6 + 14,4 % Vol. alúmina, los resultados obtenidos con el material Al 6061 T6 + 14,9 % Vol. alúmina indican un comportamiento similar, al igual que otros materiales compuestos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas previamente estudiados [4 a 6]. Da la sensación, por tanto, de que existe un mecanismo de desgaste característico de los materiales compuestos de matriz metálica reforzada con partículas cerámicas.

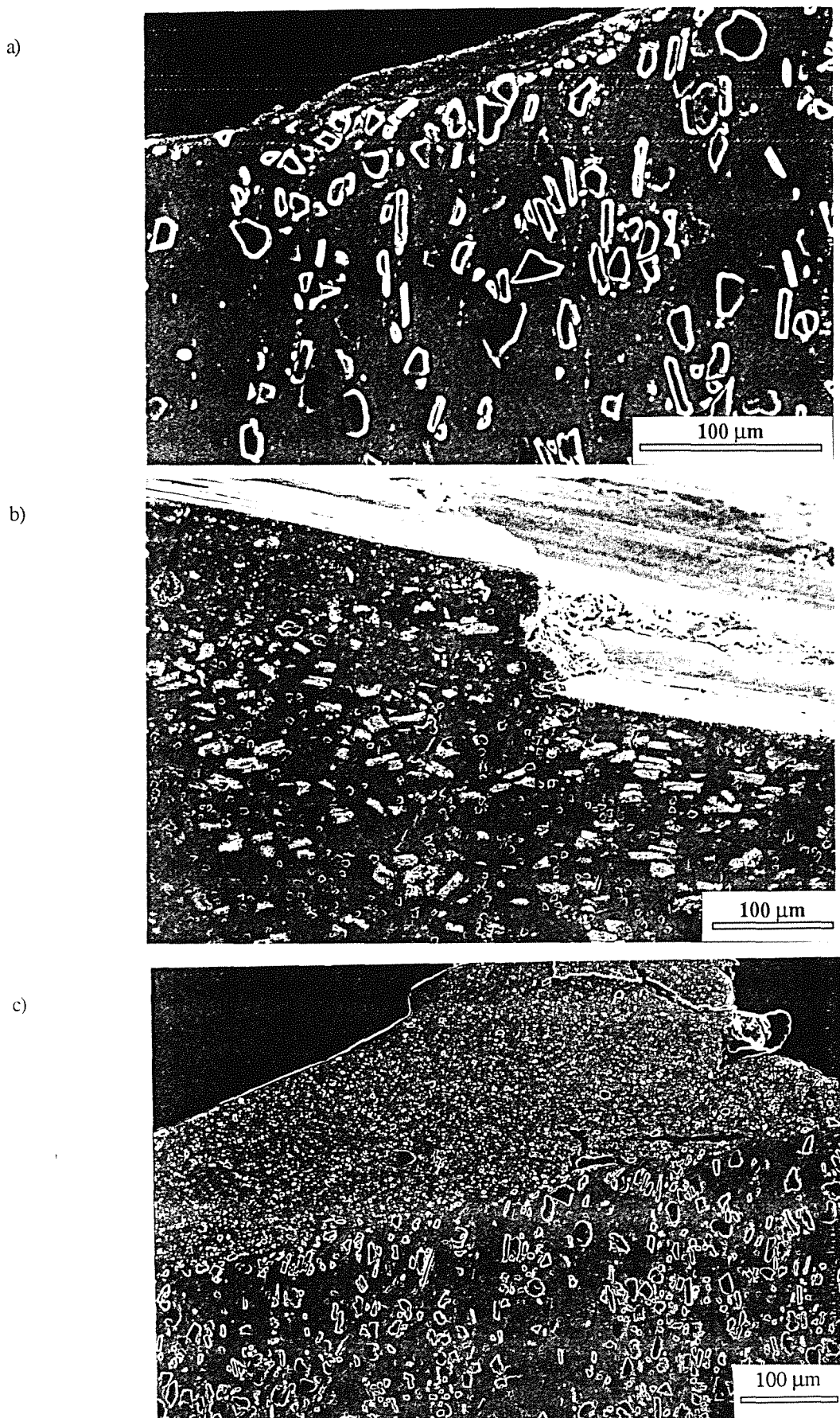


Figura 4. Fotografías de una sección perpendicular a la superficie de desgaste de probetas ensayadas a diferentes temperaturas: a) 20 °C, b) 150 °C y c) 200 °C.



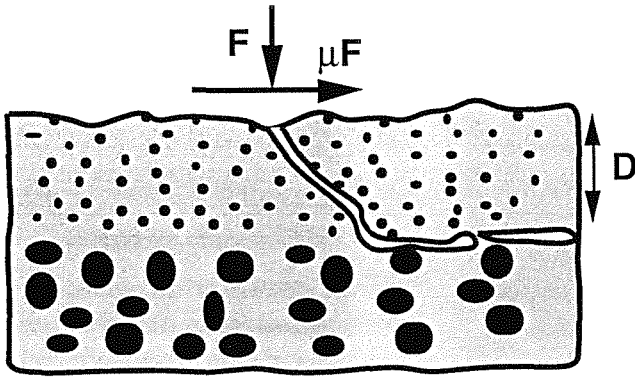


Figura 5. Esquema del mecanismo de desgaste

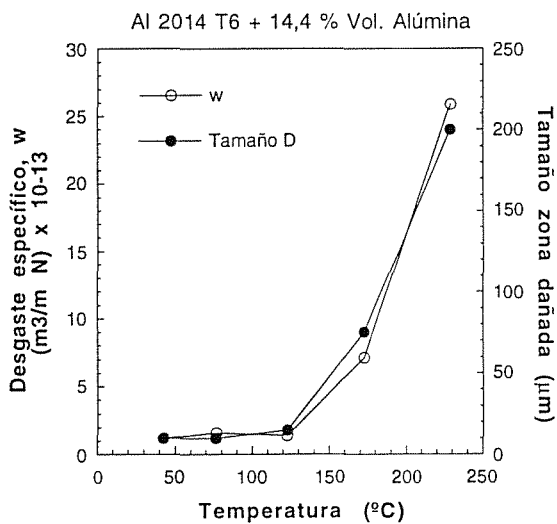


Figura 6. Desgaste específico y profundidad de la zona dañada en función de la temperatura.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado la influencia de la temperatura en la resistencia al desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio, llegándose a las siguientes conclusiones:

- El desgaste específico del material se mantiene aproximadamente constante hasta un valor de la temperatura que puede considerarse la frontera entre un régimen de desgaste suave y un régimen de desgaste severo. Esta transición se ha observado manteniendo constantes el resto de las variables del sistema.

- El mecanismo de desgaste parece estar asociado a un proceso de deformación plástica de la matriz con rotura de las partículas que constituyen el refuerzo, en una zona cuya profundidad es función de la temperatura y puede relacionarse directamente con los valores del desgaste específico.

6. REFERENCIAS

- [1] M. Roy, B. Venkataraman, V.V. Bhanuprasad, Y.R. Mahajan y G. Sundararajan. Metall. Trans., 23A (1991) 2833-2847.
- [2] Y. Riu, P.K. Rohatgi y S. Ray. Metall. Trans., 24A (1993) 151-159.
- [3] P.K. Rohatgi, Y. Riu y S. Ray. En Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM Handbook, vol.18, ASM, 1992. 801-811.
- [4] M. A. Martínez, A. Martín y J. LLorca. Scripta Metallurgica et Materialia, Vol 28 (1993) 207-212
- [5] A. Martín, M.A. Martínez y J. LLorca. Wear, Vol 193 (1996) 169-179.
- [6] S. Wilson y A.T. Alpas. Wear, Vol 196 (1996) 270-278.
- [7] P.Poza y J.LLorca. Mater. Sci. Engng. A 206 (1996) 183-193.
- [8] B.Mingler y H.P. Karnthaler. Z Metallkd, 84 (1993), 313-319.
- [9] R.S. Cowan y W.O. Winer. En Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM Handbook, vol.18, ASM, 1992. 39-44..

## "ESTUDIO DE LAS CAUSAS DE FALLO EN LAS VÁLVULAS DE LOS INYECTORES DE UN MOTOR DIESEL"

Porto, E.\*; Iglesias, F.\*; Iglesias, R.\*;  
Merino, P.\*\*; Pena, G.\*\*; Collazo, A.\*\*; Pérez, C.\*

\* Asociación de Investigación Metalúrgica del Noroeste (AIMEN). Vigo.

\*\* Departamento de Ingeniería de Materiales Mecánica Aplicada y Construcción. E.T.S.I.I. Universidad de Vigo

**Resumen:** La cavitación es un fenómeno hidrodinámico que origina fallos de gran importancia, por lo que ha de ser tenida en cuenta en el diseño y selección de materiales para la construcción de piezas en aplicaciones en las que exista desplazamiento relativo de la superficie metálica y el fluido. En este trabajo se presentan los resultados del estudio realizado para determinar las causas del deterioro y rotura de los vástagos de una serie de válvulas pertenecientes a las bombas de inyección de alta presión de diferentes motores diesel, elaborados en un acero DIN 100Cr6 (UNE 36027), templado y revenido. El fallo de estos componentes fue debido a la conjunción de un fenómeno de cavitación originado por el combustible y el progresivo crecimiento por fatiga de microgrietas que se originan en el fondo de las picaduras de cavitación, como consecuencia del golpeteo cíclico de los vástagos contra la superficie de los discos de asiento.

**Abstract:** Cavitation is a hydrodynamic phenomenon that causes serious failures, and must therefore be taken into account in designing and selecting materials for the construction of parts in applications where there is a relative displacement of the metals surface and the fluid. This paper presents the results of a study undertaken to determine the causes of deterioration and fracture in the rods of a series of valves belonging to high-pressure injection pumps from different diesel fuel combustion engines, made of quenched and tempered DIN 100Cr6 (UNE 36027). The failure in these components was due to the conjunction of a cavitation phenomenon caused by the fuel and the progressive growth through fatigue of microcracks which nucleate in the cavitation pits which are the consequence of the continuous hitting of the rods against the surface of the valve disk.

### 1. INTRODUCCIÓN

En este trabajo se analizan las causas que originaron el fallo de una serie de válvulas de retención pertenecientes a las bombas de inyección de alta presión de diferentes motores diesel de fuel. En ellas se observan distintos grados de deterioro superficial, que condujeron, en algunos casos, a la rotura del cuerpo de la válvula, con pérdida de la cabeza de la misma.

Las válvulas están constituidas por un vástago (figura 1) y un disco de asiento. El combustible penetra en ellas, a través de las canalizaciones formadas por el orificio cilíndrico del disco y las paredes prismáticas del vástago, a una temperatura comprendida entre 125°C y 135°C. En el régimen habitual de funcionamiento, el vástago se desplaza axialmente con una frecuencia de 300 rpm, pudiendo estar sometido a picos de presión del orden de 1000-1110 bares.

En aquellos motores en los que el fallo se producía a tiempos más cortos, se detectó la presencia de agua en el combustible.

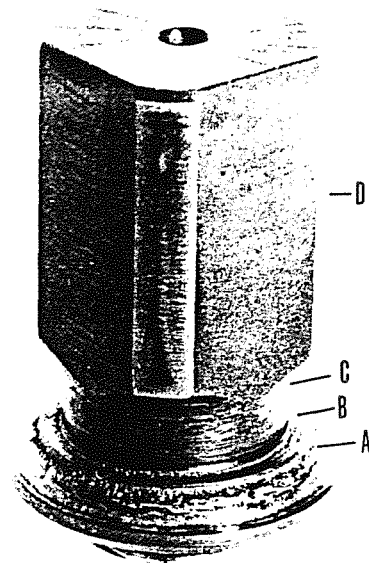


Fig. 1. Aspecto general de un vástago (4,3x). A: superficie de asiento. B: meseta de encuentro. C: cuello. D: cuerpo.

## 2. MATERIALES

El vástago está realizado en un acero según DIN 100Cr6 (F 1310 según UNE 3627), templado y revenido. El examen metalográfico revela una microestructura homogénea, constituida por finos glóbulos de carburos dispersos en una matriz de martensita revenida.

El valor medio de la dureza determinada para estas piezas es de 60,7 HRC (incertidumbre para  $k=2$ :  $\pm 1,9\%$ ).

Los discos de asiento han sido construidos en un acero para cementación F 1516 según UNE 36013, presentando una estructura típica de una pieza cementada, templada y revenida. El núcleo está constituido por bainita y martensita revenida, y la zona cementada exclusivamente por martensita revenida, dispuesta en una capa homogénea a lo largo de todo el perímetro de la pieza.

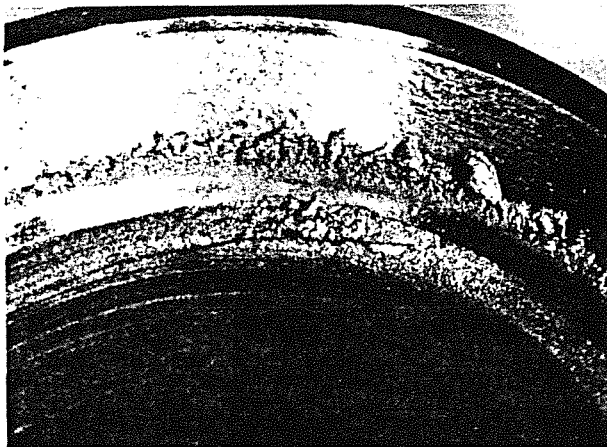


Fig. 2. Detalle de la fig.1 (18x). Grieta situada en una de las zonas deterioradas de la meseta

## 3. DESARROLLO DEL ESTUDIO

### a) Examen macrográfico.

Se estudió una serie de cinco válvulas. En todas ellas el fallo se localiza en los vástagos, fundamentalmente, en la zona intermedia de su superficie de asiento extendiéndose, en algunas de ellas, hacia el cuello. En esta sección puede apreciarse una banda bien definida formada por material erosionado y múltiples picaduras, en la dirección en que circula el fuel.

Uno de los vástagos estudiados presenta, además, una grieta (figura 2) que recorre aproximadamente la mitad del perímetro del cuello. La superficie de fractura generada (observada tras realizar un corte longitudinal de la pieza) presenta un aspecto suave y mate con manchas circulares que penetran hacia su interior.

### b) Estudio de las superficies deterioradas

Se realizó una exploración mediante Microscopía Electrónica de Barrido en las diferentes zonas dañadas de los vástagos, así como en las superficies de asiento de los discos.

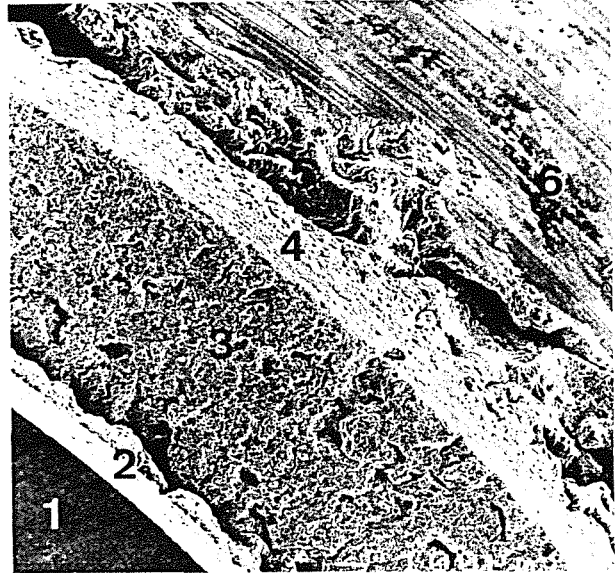


Fig.3. Deterioro de la superficie de asiento, meseta y cuello. (SEM, 40x). 1. Superficie de corte normal al eje longitudinal del vástago. 2. Cuello. 3. Meseta. 4, 5 y 6. Superficie de asiento

En la micrografía de la figura 3 se muestra una parte de la zona dañada de uno de los vástagos. En ella puede apreciarse claramente la superficie erosionada y picada de la meseta (3), la menos dañada del cuello (2) y la trinchera que se abre en el ángulo de encuentro entre ambas.

En las superficies de asiento se diferencian tres bandas con diferentes grados de deterioro: siguiendo el sentido de la circulación del combustible, encontramos una primera zona (indicada como zona 4 en la figura), que aparece ligeramente degradada. A medida que avanzamos, los efectos de la erosión son cada vez más severos, las picaduras se hacen de mayor tamaño y aparecen numerosas cavidades que penetran en el material (zona 5). En la tercera de las bandas (zona 6) el daño es considerablemente menor, apreciándose una serie de picaduras dispersas en una observación a mayores aumentos.

En el límite de las zonas 5 y 6 aparecen picaduras de mayor tamaño que se prolongan en esta última a través de unos surcos, erosionados en la dirección del flujo del combustible y pequeñas zonas deformadas plásticamente (figura 4). En algunas de estas picaduras llegan a distinguirse con claridad las marcas concoidales características de un fenómeno de fatiga (figura 5).

la que está situada en el vértice nacen dos fisuras de progresión rectilínea y sin ramificaciones.



Fig.7. Preparación metalográfica del vástago de la figura 6. 100x, sin ataque. Picadura en la zona más deteriorada de la superficie de asiento.

resistir este fenómeno. Tanto su elevada dureza como la existencia de una estructura metalúrgica constituida por una matriz de martensita revenida pueden considerarse, asimismo, favorables en cuanto a su comportamiento a fatiga.

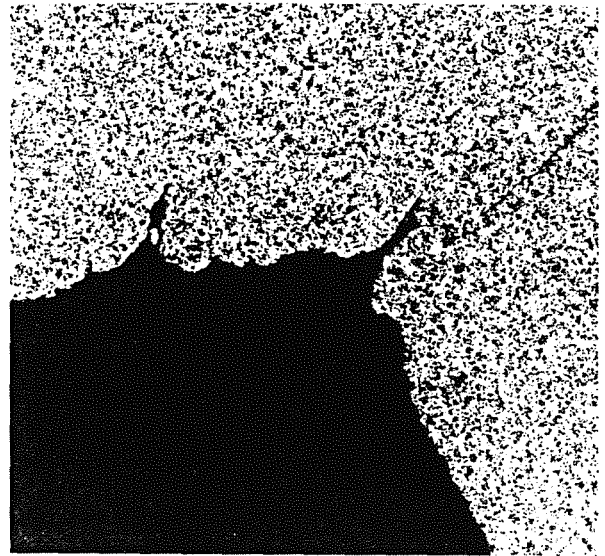


Fig.8. Preparación metalográfica del vástago de la figura 6. 100x, nital 1%. Hendiduras y grietas en el ángulo de acuerdo entre la meseta y el cuello.

#### 4. ANÁLISIS

Los exámenes superficiales muestran microcráteres con levantamiento de material en los bordes que, eventualmente, llega a desprenderse. Esta morfología resulta característica de un proceso de cavitación en materiales metálicos duros [1].

El fenómeno de cavitación se origina por la formación de burbujas de vapor en el interior del combustible que colapsan cuando encuentran una zona de alta presión, causando el dañado de la superficie. El deterioro es debido al impacto de las partículas del microchorro líquido que se origina, que pueden alcanzar velocidades comprendidas entre 100 y 500 m/s [2] así como presiones de implosión del orden de 60 a 1500 Nmm<sup>-2</sup> [3]. Los diminutos pozos que se forman por deformación plástica, crecen por coalescencia y por repetición continuada de este proceso.

Los principales factores que influyen en el dañado por cavitación son [4]:

- La dureza, ya que, a igualdad de otros factores, el material será más resistente cuanto más elevada sea ésta. Los aceros empleados en la elaboración de las dos piezas de las válvulas poseen una dureza elevada, especialmente el utilizado para los vástagos, por lo que pueden considerarse adecuados para

- La tensión de vapor de equilibrio entre la fase líquida y la fase gaseosa y la presencia de burbujas de vapor. Las características del combustible empleado en estos motores, composición y temperatura, permiten la formación de pequeñas burbujas en las condiciones a las que se somete al atravesar la válvula. El ocasional arrastre de agua en la captación del fuel agravaría notablemente el proceso, por formación de burbujas de vapor de agua.
- Los factores que induzcan variaciones locales de presión en el líquido, como son los cambios de sección, vibraciones, obstáculos, etc.
- La velocidad relativa de la corriente respecto de la superficie es fundamental, ya que, a igualdad de otros factores, el daño resultante es proporcional a la sexta potencia de la velocidad del fluido.

#### 5. CONCLUSIONES

El deterioro superficial de los vástagos y discos de asiento de estas válvulas comienza por un proceso de cavitación, inducida por el descenso de presión que tiene lugar por estrechamiento de la canalización del combustible y las turbulencias originadas en la zona del cuello, entre las desembocaduras de los cuatro canales de entrada del fuel a la válvula.

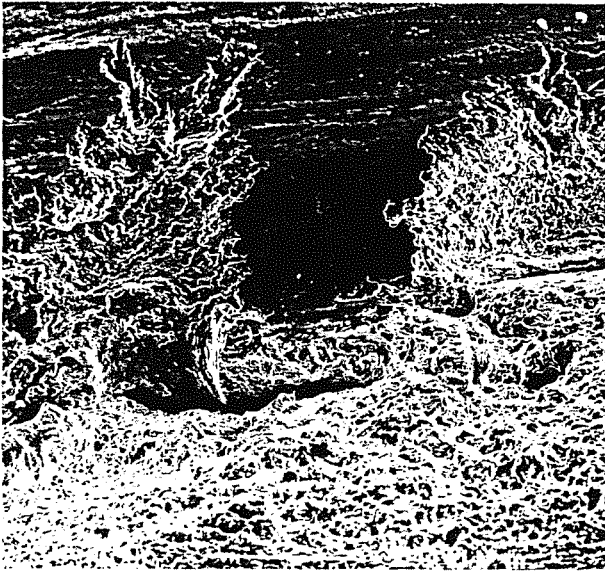


Fig. 4. Picaduras amplias en la zona de asiento del vástago. Señales de deformación plástica y erosión. (SEM, 200x).

La superficie de asiento de los discos de las válvulas muestra un deterioro similar a la de los vástagos, si bien de mucha menor intensidad.



Fig.5. Detalle de una de las picaduras de la figura anterior con marcas concoidales de fatiga.

b) Estudio metalográfico

Se realizaron varias preparaciones metalográficas de cortes longitudinales-radiales de vástagos y discos.

En la figura 6 se muestra un montaje fotográfico realizado a partir de dichas preparaciones. Para ello se han seleccionado, de entre las piezas estudiadas, el

vástago más deteriorado y el disco que presentaba menos daños, con el fin de relacionar los fallos con la geometría original de las piezas.

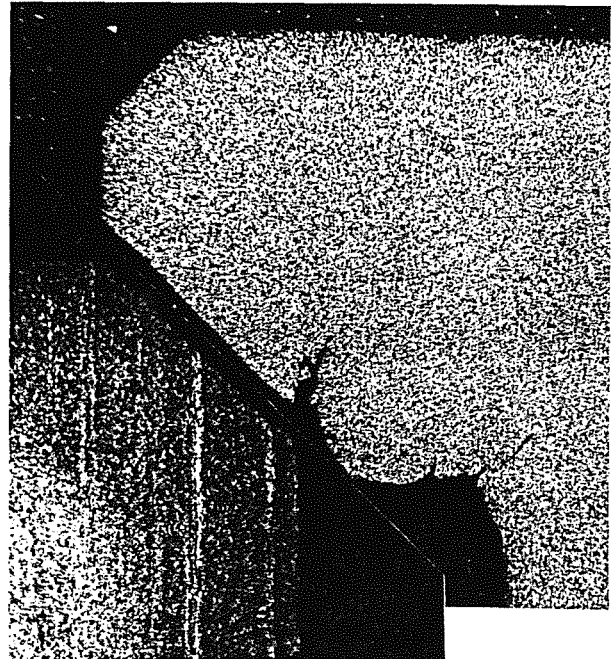


Fig. 6. 20x, Nital 1%. Montaje fotográfico a partir de las preparaciones metalográficas de un vástago y un disco de asiento.

En este montaje es posible apreciar que las superficies de asiento del cuerpo de la válvula y de su correspondiente disco no coinciden. Esta falta de acuerdo origina un estrechamiento progresivo del canal por el que circula el combustible al iniciarse la superficie de asiento del vástago, hasta alcanzar su valor mínimo en contacto con el vértice del disco.

En ambas superficies (vástago y disco) los daños se localizan preferentemente en esta zona de estrechamiento, siendo más severos en el punto que coincide con el final del disco, en el que puede apreciarse un pequeño resalte, y en la zona de acuerdo entre la meseta de apoyo y el cuello del vástago.

Con respecto a la primera de estas zonas, en la figura 7 se ofrece un detalle de una de las preparaciones metalográficas del vástago de la figura 6, en la que se pone de manifiesto la alteración de perfil original y la formación de una cavidad triangular, causados por la pérdida de material, en cuyo fondo se inician algunas grietas. También se aprecia la deformación plástica sufrida por la visera de material que cierra esta cavidad.

En la micrografía de la figura 8 se ofrece el aspecto del ángulo de acuerdo entre la meseta y el cuello del vástago de la válvula, así como la profundidad alcanzada por algunas de las hendiduras que en ella aparecen. Puede observarse como a partir del fondo de

Las tensiones cíclicas generadas por el continuo golpeteo del vástago sobre el disco inducen, en el primero, la nucleación de microgrietas en el fondo de las picaduras de cavitación, tanto en la zona del final de apoyo disco-vástago, como en el ángulo de encuentro entre la meseta con el cuello, que evolucionan progresivamente por fatiga, hasta causar la rotura de las piezas.

Dado que el material seleccionado es adecuado para la construcción de estas piezas, podría minimizarse el riesgo de deterioro por cavitación mejorando el diseño de las válvulas, de forma que se eviten las turbulencias. De igual forma, es conveniente la eliminación del agua en el combustible, factor que se ha demostrado agravante del proceso.

Con respecto a los factores que acentúan el fenómeno de fatiga posterior, se considera que el radio de acuerdo entre la meseta de asiento y el cuello de los vástagos es muy pequeño, por lo que la concentración de tensiones será mayor. Asimismo deben evitarse los resaltes en la superficie de apoyo del disco, que incrementan el daño mecánico durante el funcionamiento.

## 7. REFERENCIAS

- [1] ASM Handbook, ASM International, Vol. 13, "Corrosion", 136-142, (1987).
- [2] ASM Handbook, ASM International, Vol. 11, "Failure Analysis and Prevention", 164-171, (1986).
- [3] Heitz, E. "Chemo-mechanical effects of flow on corrosion", Corrosion-NACE, Vol. 47, 2, 135-145, (1991).
- [4] Pintado Fe, J.M., "Fallos en servicio de los materiales metálicos", Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, 391-399, (1992).

## FATIGA MULTIPUNTUAL EN ESTRUCTURAS DE AUTOBUS

B. Lambert, J.L. San Roman García, V. Díaz López

Área de Ingeniería Mecánica  
Departamento de Ingeniería Mecánica  
Escuela Politécnica Superior  
Universidad Carlos III de Madrid  
c/ Butarque 15, 28911 Leganés MADRID

**Resumen.** En la homologación actual para un autobús de transporte público es preciso demostrar que el vehículo tiene la resistencia adecuada como para soportar la deformación descontrolada de la superestructura en caso de vuelco. Sin embargo, este requisito de homologación sólo se aplica a la estructura de un vehículo nuevo que aún no ha sufrido ningún daño por fatiga. Este artículo presenta una técnica de análisis que se ha desarrollado para estimar la reducción en la resistencia residual de un autobús dedicado al transporte público debido a la acumulación de daño por fatiga en varios puntos de la estructura a la vez. En este artículo se describe la base teórica de la técnica y se discuten varios de los problemas significativos, tanto experimentales como conceptuales, para la implementación de la técnica en la práctica.

**Abstract.** As part of the current certification of a bus for roadworthiness, it is necessary to demonstrate that the vehicle is capable of maintaining plastic deformation of the superstructure within certain specified limits in the case of rollover. However, this requirement is only applied to the structure of a new vehicle which has not yet experienced any kind of fatigue damage. This article presents an analysis technique which has been developed to estimate the reduction in residual stress in a public transport bus due to the simultaneous accumulation of fatigue damage at various points in the structure for significant fractions of the service life. This article describes the theoretical basis for the technique and discusses the experimental and conceptual problems related to its implementation on real structures.

## 1. INTRODUCCIÓN

Uno de los requisitos actuales para la homologación de un autobús de transporte público es la demostración de que el vehículo tiene la resistencia estructural adecuada como para resistir la deformación descontrolada de la superestructura del autobús en el caso de vuelco. Este requisito viene especificado en el Reglamento 66 de Ginebra<sup>[1]</sup>. Para satisfacer este requisito de homologación es preciso realizar, o una prueba experimental con un prototipo, o un cálculo estructural detallado que demuestre la capacidad de la estructura del autobús para resistir deformaciones plásticas de manera controlada.

Este requisito de homologación se ha introducido como resultado del elevado número de fallecimientos en accidentes de autobús debido al vuelco del vehículo, que causa la deformación de la superestructura y el aplastamiento de los pasajeros. Sin embargo, estos requisitos de homologación se aplican a una estructura que aún no ha entrado en servicio y, por tanto, no ha experimentado ningún daño por fatiga. Dado que la presencia de daño por fatiga debe reducir la resistencia residual de la estructura original, la homologación inicial del vehículo no implica necesariamente que los pasajeros estén protegidos contra el vuelco del vehículo en cada momento de la vida de este. Pensando en esto, se ha desarrollado un algoritmo que intenta predecir la

iniciación y propagación del daño inducido por fatiga en la estructura del autobús así como estimar la reducción correspondiente de la resistencia residual en el caso de vuelco.

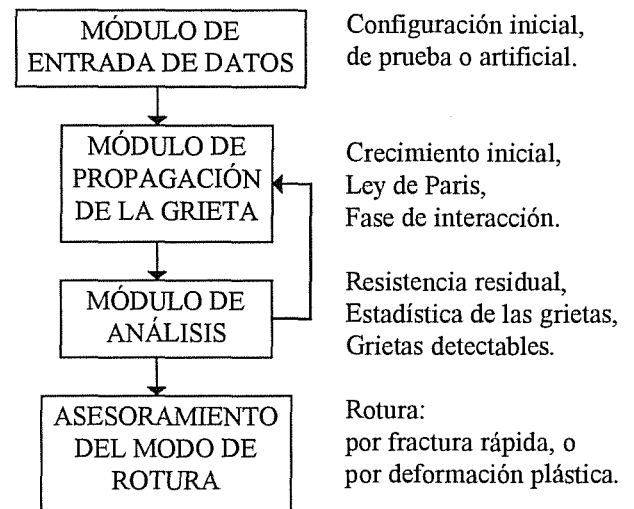
Un punto importante en la predicción de fatiga en este análisis es que se ha intentado modelizar la propagación simultánea del daño desde varios puntos de la estructura. Un análisis convencional de la degradación de la resistencia de una estructura debida a la fatiga suele enfocarse en la iniciación y propagación de una sola grieta. Pero en una estructura real suele haber varios puntos de igual construcción que experimentan tensiones parecidas. Como consecuencia, se pueden ir iniciando y propagando grietas semejantes en varios puntos de la estructura a la vez o incluso varios en el mismo sitio. En la fase inicial de crecimiento el efecto de estas grietas, como conjunto, sobre la estructura no va a ser muy distinto al efecto de una grieta sola. En cambio, cuando las grietas llegan a tener una longitud que es una fracción significativa de su longitud crítica, se introduce la posibilidad (i) de que los extremos de grietas vecinas puedan interaccionar mutuamente para acelerar la propagación de daño, o (ii) de que la presencia simultánea de numerosas grietas reduzca considerablemente la resistencia global de la estructura del vehículo.

## 2. LA TÉCNICA DE ANÁLISIS

El algoritmo desarrollado intenta repetir los cálculos de vuelco necesarios para una homologación convencional pero tomando en cuenta la presencia de micro-fisuras en la estructura. Se ha asumido que estas grietas se originan en la soldadura de la junta inferior de la ventana, que es uno de los puntos más débiles en el caso de vuelco. Se ha asumido también que estas grietas pueden aparecer en la junta de cualquiera de las ventanas y, además, que puede aparecer más de una grieta en una junta específica. El algoritmo, por tanto, introduce grietas iniciales en varias juntas, y hace crecer las grietas simultáneamente paso a paso. Al final de un paso de crecimiento se aplica la prueba de vuelco y se verifica por cuánto se ha reducido la resistencia de las juntas. Se sigue paso a paso hasta que se induce la rotura de la superestructura por aplicación de una fuerza correspondiente al caso de vuelco. Se considera que la superestructura se ha roto si se produce, o bien fractura rápida, o bien deformación plástica fuera del límite especificado por los reglamentos de homologación.

En la figura[1] se presentan los bloques funcionales principales. El primer bloque corresponde a la creación del modelo de daño apropiado. Las características del daño deben incluir (i) su ubicación, (ii) su magnitud, (iii) su orientación y (iv) su distribución. Las tres

primeras son características locales que determinan el comportamiento de una grieta específica en su entorno de tensión local y la última característica, más global, influye en la posible interacción que una grieta puede tener con otras grietas a su alrededor.



**Figura[1]: Esquema del Algoritmo de Análisis**

El segundo bloque corresponde al crecimiento de todas las grietas, debido a fatiga, paso a paso. Al final de cada paso se aplica el tercer bloque, que es un módulo de análisis en que se hace una estimación de la resistencia residual de la estructura tomando en cuenta dos criterios: fractura descontrolada y deformación plástica descontrolada. También se aplica un análisis estadístico de la distribución del tamaño de las grietas que hay en la estructura, con una indicación de cuáles son detectables utilizando técnicas normales de inspección de la estructura. Si al terminar el análisis de resistencia residual la estructura queda intacta, se vuelve al segundo módulo para que las grietas crezcan un paso más. En cambio, si la estructura se rompe se pasa al cuarto y último módulo, en el que se hace un análisis de la manera en que ha fallado.

En el siguiente apartado se habla en más detalle del funcionamiento del algoritmo y se discuten los problemas principales que se presentan para simular de forma precisa el deterioro del autobús.

## 3. DISCUSIÓN

### 3.1 El Modelo de Daño Inicial

Se ha asumido que se inicia el daño debido a fatiga en los pilares de las ventanas. La elección de este punto se basa por un lado en el estudio nacional de accidentes de tráfico realizado por Aparicio, García y Nistal (1988)<sup>[2]</sup> y por el otro en la siguiente razonamiento estructural.



Debido a la presencia de las ventanas, que representan una superficie grande incapaz de transmitir cargas, todas las cargas del techo tienen que pasar por los pilares para llegar a la estructura inferior del autobús. Así se pueden producir cargas de flexión importantes, sobre todo en la zona de la junta en cada extremo del pilar. Además, las tensiones locales generadas en estos puntos se ven aumentadas por concentraciones de tensión y por las tensiones residuales inducidas por la soldadura.

Para la definición completa del modelo de daño inicial es preciso especificar la ubicación, tamaño, forma y orientación de cada grieta. Idealmente, los datos iniciales para el análisis se recogerían de un autobús que ha sufrido daño por fatiga en servicio, dado que una inspección de la superficie de la estructura del autobús permite la caracterización de cada una de las grietas presentes. Esta técnica se ha utilizado por Cummins, Jefferson y Lambert (1992) [3] para generar los datos iniciales en el análisis de la junta longitudinal del fuselaje de un avión civil. Utilizado de esta manera, el algoritmo intenta predecir, aunque sea de forma primitiva, la futura desintegración de un vehículo específico. No obstante, se puede utilizar el algoritmo como herramienta para investigar la desintegración de un vehículo genérico debido a distintos tipos de daño inicial. En este caso los datos iniciales son teóricos y es preciso definir de forma exacta las características deseadas de las grietas. En el modelo teórico más sencillo se aplica una grieta inicial idéntica en cada pilar principal de la superestructura, de manera que cada grieta es semicircular y se ubica en la zona adyacente a la soldadura de la junta del pilar. Este modelo es también bastante interesante porque el daño más peligroso consiste en una serie de grietas pequeñas que no son detectables por técnicas de inspección convencionales. El peligro de esta configuración consiste en que todas las grietas siguen sin ser detectables durante la mayor parte de la vida del autobús, y cuando llegan a ser detectables ya se ha reducido considerablemente la resistencia residual de la estructura. En cambio, si algunas de las grietas iniciales son más grandes que otras, las más grandes se detectan bastante antes que las pequeñas y sirven como aviso del estado de desintegración del vehículo.

### 3.2 El Modelo de Propagación de las Grietas

El segundo bloque del algoritmo calcula el crecimiento de las grietas iniciales paso a paso. Para realizar los cálculos de crecimiento, es necesaria una serie de información específica que incluye: (i) datos experimentales sobre la propagación de la grieta para el material de la estructura que se está estudiando, (ii) una estimación del parámetro  $K_{IC}$  para cada grieta en cada

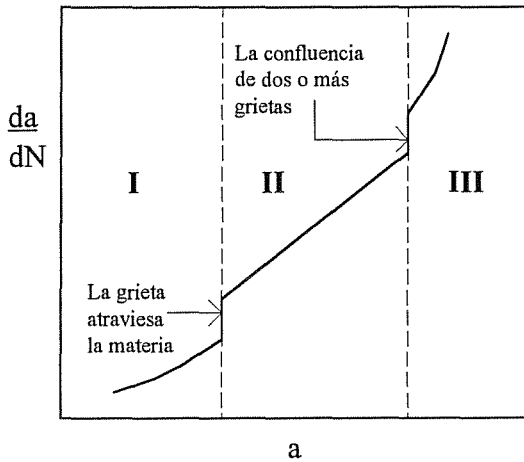
momento de su propagación, (iii) el valor del parámetro  $K_{crit}$  para la materia, y (iv) el espectro de carga que experimenta la estructura en la práctica.

Cuando se ha obtenido dicha información, la propagación de las grietas se realiza de la siguiente forma. Se elige un número de ciclos ( $n$ ) para el paso de crecimiento que debe de ser pequeño en relación con la vida de fatiga esperada de la estructura ( $N$ ), y se adapta el espectro de carga para que tenga  $n$  ciclos. Este espectro de carga se utiliza en combinación con la curva  $da/dN$  v.  $\Delta K$  de la materia para hacer crecer todos las grietas durante  $n$  ciclos, y al final del paso de crecimiento se aplica el análisis de la resistencia residual de la estructura. Se siguen haciendo crecer las grietas en pasos de  $n$  ciclos hasta que la estructura deja de cumplir la resistencia mínima requerida para la homologación.

En principio, con referencia a la figura[2], el crecimiento de las grietas tiene que pasar por tres fases: la primera fase, en la que las grietas iniciales semicirculares crecen lentamente hasta travesar el espesor del material; la segunda fase, en la que las grietas crecen más rápidamente según una relación  $da/dN$  v.  $\Delta K$  lineal (que corresponde a la ley de Paris); y la tercera fase, en la que las grietas empiezan a influir unas sobre otras. Esta influencia mutua puede ser local, cuando una grieta se acerca tanto que cambia el  $K_{IC}$  de su vecino, o puede ser global, en cuyo caso la extensión del daño estructural es suficiente para producir un cambio en la distribución global de la carga. El procedimiento de predicción en las primeras dos fases de crecimiento no tiene complicaciones especiales, aparte de la determinación de los datos apropiados, que es de lo que trata el resto de este apartado. En cambio, la simulación de la tercera fase de crecimiento introduce problemas especiales que se discuten más adelante.

En lo referente a los datos más apropiados, la mayoría de la información publicada sobre la velocidad de propagación de la grieta y el valor del  $K_{crit}$  de la materia está basada en pruebas experimentales realizadas con probetas normalizadas que son, por definición, gruesas; lo que hace difícil ajustar los datos publicados para su aplicación a materiales de espesor fino, como es el caso que aquí se trata. Aparte de eso, la junta que se investiga está soldada y tiene una geometría razonablemente complicada. Aunque hay bastante material publicado acerca de la influencia de la soldadura y la geometría sobre la propagación en juntas estructurales es difícil estimar la propagación de la grieta debido a que hay muchos parámetros que entran simultáneamente: el espesor del material, el punto de iniciación de la grieta, la presencia de más de una grieta, la configuración exacta de la junta, las características de la soldadura, la dirección de

propagación relativa a la de la soldadura, y las características del campo de tensiones tanto directas como residuales. Para dar un ejemplo, las



- a
- I - Crecimiento para atravesar la espesura de la materia (no hay interacción)
  - II - Crecimiento según la Ley de Paris (no hay interacción)
  - III - Fase final de interacción

**Figura[2]: Las Fases de Crecimiento**

investigaciones realizados por Rhee y Salama (1985) [4] y Bhuyan (1988) [5] tratan de juntas soldadas en acero, pero la materia es acero marino y los elementos estructurales son gruesos. Similarmente el estudio experimental de Bhattacharyya, Ferguson y Li Pu (1994) [6] trata de secciones estructurales de dimensiones parecidas a las de la estructura del autobús pero el estudio investiga la influencia de la propia soldadura de la sección, lo cual se realiza en serie, es uniforme y en las pruebas descritas esta orientado de tal forma que no experimenta los mismos tipos de campo de tensión que la soldadura de una junta estructural. Por tanto, las alternativas para caracterizar la junta del autobús son o (i) deducir la influencia de cada parámetro basado en los resultados de una serie de datos correspondientes a geometrías y materiales totalmente distintos, o (ii) hacer una serie de pruebas que reflejen la materia y geometría exactas de la estructura del autobús.

### 3.3 La determinación de cargas locales

La determinación de la carga que experimenta cada uno de los pilares se puede efectuar utilizando un modelo de elementos finitos. En el caso de las dos primeras fases de crecimiento del daño, un único estudio de la estructura del autobús serviría para adquirir los datos, dado que las grietas son de un tamaño insuficiente para

modificar la transmisión de la carga. En cambio, en la tercera fase las grietas ya adquieren un tamaño que es significativo en relación con las dimensiones de la sección estructural. Como consecuencia, se reducirá la rigidez del pilar según va avanzando la grieta. Por tanto, hay que tomar en cuenta el cambio de rigidez de cada elemento principal en el modelo EF en CADA PASO en la tercera fase de crecimiento (lo que implica un alta inversión en tiempo de procesamiento de datos por ordenador). Para concluir, es preciso advertir que la tercera fase de crecimiento es necesariamente mucho más breve que las dos primeras.

### 3.4 La Determinación de los valores de $K_{IC}$

Dos factores influyen en la determinación de los valores de  $K_{IC}$  necesarios para predecir el crecimiento de las grietas: la geometría, y la posible interacción entre grietas.

El  $K_{IC}$  de una geometría sencilla se puede conseguir directamente de recopilaciones de factores de intensidad de tensión [7][8]. En cambio, para geometrías más complejas no existen semejantes fuentes de referencia, ni la posibilidad de intuir los valores de  $K_{IC}$  por combinación de casos más sencillos si lo que interesa es precisión en la predicción. Por tanto, sería preciso un estudio mediante elementos finitos de la geometría local de la junta del pilar del autobús, con una grieta representativa presente, para establecer el valor de  $K_{IC}$ .

Esta primera consideración que se acaba de discutir es relevante a todas las fases de crecimiento. En cambio, la influencia de interacción mutua entre grietas vecinas se referirá casi exclusivamente a la tercera fase de crecimiento. Como en el caso anterior, las interacciones entre grietas vecinas se pueden obtener de las recopilaciones de factores de intensidad de tensión para casos sencillos, en que la configuración es simétrica, las grietas tienen tamaño idéntico y los extremos de las grietas están relativamente separados. No obstante en casos reales es fácil que no se cumpla ninguno de estos criterios.

### 3.5 El Módulo de Análisis

Al final de cada paso de crecimiento se hace un análisis del estado de la estructura para extraer información sobre la resistencia residual de la estructura, y sobre la nueva configuración de las grietas.

En el caso del autobús el concepto de resistencia residual se asocia con las condiciones de homologación. El Reglamento 66 de Ginebra dicta que en caso de vuelco no se permite deformación plástica suficiente

para que partes de la superestructura entren dentro de la zona de ocupación del pasajero (es decir no se aplaste el pasajero). En la prueba experimental para homologación se vuelca un autobús prototipo para reproducir las condiciones de vuelco en la carretera y se comprueba el cumplimiento del criterio de homologación. De la misma forma, en el cálculo de homologación se aplica una fuerza correspondiente al caso de vuelco a un modelo numérico o analítico de la estructura del autobús para comprobar la misma condición.

La resistencia residual, por tanto, corresponde a la magnitud de la fuerza, real o calculada, que se puede aplicar a la superestructura del autobús sin producir deformaciones dañinas al pasajero. Si esta fuerza es mayor que el valor correspondiente al vuelco de un autobús real, la estructura sigue cumpliendo las condiciones de homologación; pero, si es menor el autobús no resulta adecuado para uso público, dado que no se puede garantizar la seguridad de los pasajeros contra el aplastamiento. La determinación numérica de la resistencia residual en el algoritmo se basa en la aplicación de los cálculos convencionales de homologación a un modelo del autobús que toma en cuenta la reducción de la resistencia local de las juntas debida al daño por fatiga.

Información sobre la nueva configuración de las grietas consiste en un estudio estadístico del tamaño de las grietas, que incluye su tamaño medio, la desviación en el tamaño de las grietas, y una contabilización del número de grietas que superan el tamaño mínimo para su detección si se utilizan técnicas convencionales de inspección estructural. El último detalle permite relacionar el estado de deterioro de la estructura con las posibilidades de su detección.

**3.6 Asesoramiento del Modo de Rotura**

El fin del algoritmo presentado aquí es su uso como herramienta para investigar la influencia de la configuración inicial de grietas sobre la durabilidad del autobús. Por eso se ha incluido el módulo de asesoramiento del modo de rotura para identificar por qué la estructura deja de cumplir los requisitos de homologación. En principio, la estructura del autobús puede fallar por una de dos razones: (i) existe una grieta que ha llegado a su tamaño crítico y se inicia un proceso de fractura rápida inestable, o (ii) la sección estructural que reacciona la fuerza de vuelco se ha reducido tanto por la propagación de las grietas que falla por deformación plástica no controlada. No obstante el mecanismo exacto de fallo se complica debido a varios detalles.

Para empezar, el daño inducido por fatiga puede ser uniforme o no uniforme; es decir, las grietas (i) son

todos de igual tamaño o (ii) varían de tamaño respectivamente. En segundo lugar, el daño puede ser local, en cuyo caso se registra solamente en pilares específicos, o puede ser global apareciendo en todos los pilares. Y en tercer lugar, el daño que se produce puede ser detectable o no detectable utilizando técnicas de inspección estructural convencionales. Este último punto, aunque no está relacionado en sí con el mecanismo físico de fallo, es importante porque indica si un modo específico de fallo se va a detectar antes de que la estructura del autobús pierda la resistencia residual mínima verificada en su homologación. Tomando en cuenta estas tres características de la propagación del daño se pueden resumir todos los posibles modos de fallo mediante la esquema de la tabla[1].

|        | UNIFORME |         | NO UNIFORME |         |
|--------|----------|---------|-------------|---------|
| LOCAL  | X        | DETEC.  |             | DETEC.  |
|        |          | NO DET. |             | NO DET. |
| GLOBAL |          | DETEC.  |             | DETEC.  |
|        |          | NO DET. |             | NO DET. |

**Tabla[1]: Asesoramiento del Modo de Rotura**

**4. CONCLUSIÓN**

Se ha desarrollado un algoritmo para la predicción de la pérdida de resistencia residual de la superestructura de un autobús debido al daño extendido por fatiga. El algoritmo requiere como datos iniciales la posición, orientación, forma y tamaño de cada grieta presente en las juntas inferiores de las ventanas. Utiliza esta configuración base para predecir el crecimiento del daño debido a fatiga en la estructura hasta el punto en que la estructura deja de satisfacer el criterio mínimo de resistencia exigido por la homologación para el caso de vuelco de un autobús. La finalidad del algoritmo es su uso como herramienta para establecer la relación entre la distribución inicial de las grietas y el proceso de desintegración del autobús. De tal manera sería posible distinguir entre configuraciones del daño que pueden ser peligrosas y otras que no. Mediante la aplicación de este algoritmo se consigue:

(1) información sobre las características de las grietas según va avanzando el daño,

(2) la identificación del modo de rotura que se basa en los siguientes tres conceptos: UNIFORME-NO UNIFORME, GLOBAL-LOCAL y DETECTABLE-NO DETECTABLE.

Una de las conclusiones principales de esta investigación es que es necesaria un gran cantidad de información detallada para la implementación del algoritmo. Por tanto, antes de que este algoritmo se pueda aplicar a una estructura real, es preciso realizar los siguientes estudios:

- (1) Un estudio fractográfico del daño presente en un autobús que ya contiene daño debido a fatiga para establecer un modelo realista del daño inicial.
- (2) Un estudio experimental del comportamiento de fatiga y fractura del material del autobús, tomando en cuenta el espesor de la materia y la presencia de soldadura.
- (3) La construcción de un modelo de Elementos Finitos de la estructura local de la junta del pilar del autobús para derivar los valores de  $K_{IC}$ ,  $K_{IIC}$  y  $K_{IIIC}$  que corresponden a una geometría tan específica.
- (4) La elaboración y realización de una serie de pruebas experimentales para caracterizar los cambios en el comportamiento elástico y plástico del pilar del autobús según el tamaño del daño presente en la estructura. Esta información es necesaria para caracterizar el cambio en la rigidez de cada pilar en el modelo de elementos finitos, y por tanto el mecanismo exacto de transmisión de la carga entre la superestructura y la estructura inferior, bajo condiciones normales y para el caso de vuelco.
- (5) Un estudio, o bien analítico o bien numérico para estimar las interacciones mutuas entre grietas vecinas sobre el valor del  $K_{Ic}$ .
- (6) Un estudio fractográfico de las características de fractura que se producen cuando múltiples grietas vecinas influyen una sobre la otra.

## REFERENCIAS

- [1] REGLAMENTO 66 DE GINEBRA, "Prescripciones uniformes relativas a la homologación de los vehículos de gran capacidad para el transporte de personas respecto a la resistencia mecánica de su superestructura.", ECE7324, E/ECE/TRANS/505/REV.17/ADD.65.
- [2] Aparicio F., García A. y Nistal J. (Años 1984 y 1988), "Estudio de Accidentes de Tráfico en Carreteras con Implicación de Autocares", realizado por el Grupo de Ingeniería de Vehículos y Transportes del Dpto de Ingeniería mecánica y Fabricación de la ETSII de Madrid en colaboración con la Dirección de Tráfico.
- [3] Cummins R.J., Jefferson A. and Lambert B., (1992), "Developing an Analysis Technique for Wide Spread Fatigue Damage: Stage 1 - Longitudinal Lap Joints", Proceedings of the Int. Workshop on Structural Integrity on Aging Airplanes, March 31-April 2, Atlanta., Georgia, EE.UU.

[4] Rhee H.C. and Salama M.M., (1985), "On the evaluation of stress intensity factor for tubular joints fatigue study," Proceedings of Seventeenth Annual Offshore Technology Conference, pp343-359, 3, Texas, OTC 4998.

[5] Bhuyan G.S., (1988), "Fatigue life prediction of offshore tubular joints using a linear elastic fracture mechanics approach," International Journal of Fatigue, vol. 10, issue 1, pp 117-120.

[6] Bhattacharyya D., Ferguson W.G. and Li Pu, (1994), "The effects of residual stresses on the fatigue behaviour of rectangular hollow sections," Materials Forum, vol. 17, issue 4, pp 395-401.

[7] Irwin G.R., Paris C.P. and Tada H., (1973), ed., "Stress analysis of cracks handbook," Del Research Corporation, Hellertown, Pa.

[8] Sih G.C., (1973), "Handbook of stress intensity factors for researchers and engineers," Institute of Fracture and Solid Mechanics, Lehigh University, Bethlehem, Pa.