

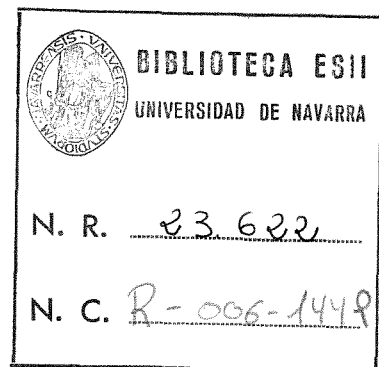
Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XI ENCUENTRO DEL
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

*San Sebastián
23, 24 y 25 de Marzo de 1994*

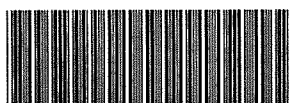
Anales de Mecánica de la Fractura



Nº. 11, Año 1994

**Editado por la Secretaría del
Grupo Español de Fractura**
Imprime C.E.I.T., Apartado 1.555
20080 SAN SEBASTIÁN

Depósito Legal: SS 185/94
I.S.S.N. 0213 - 3725
I.S.B.N. 84 - 604 - 9623 - 6



*9788460496236

ÍNDICE

Editorial..... 7

CONFERENCIAS INVITADAS

Material selection to resist fracture.
Prof. M.F. Ashby..... 8

Deformation and fracture of ceramic matrix composites.
Prof. M.H. Lewis..... 18

Fractura de materiales cerámicos.
Prof. J. S. Moya Corral..... 27

Theoretical validation of the size effect expression for predicting the failure of concrete.
Prof. E. Smith 41

COMUNICACIONES

1.- Métodos analíticos y numéricos

Modelo de una zona de contacto en fractura para la predicción de su ramificación o relajación plástica.
C. Bastero de Eleizalde, M.I. Sánchez Benito 49

Modelo estadístico de rotura de placas de vidrio con consideraciones de mecánica de la fractura.
A. Bernardo, A. Fernández, C. Betegón, I. Viña 56

Cálculo del factor de intensidad de tensiones en modo II para grietas circulares mediante un modelo numérico.
C. Betegón, A. Bernardo, A. Fernández, I. Viña 62

Interacción grieta-intercara en materiales recubiertos con anisotropía elástica general.
C. Blanco, J.M. Martínez Esnaola, J.M. Bastero..... 68

Numerical simulation of fracture in concrete using joint elements.
V.O. Garcia-Alvarez, I. Carol, R. Gettu 75

Apantallamiento de grietas en fatiga.
A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola, M. Fuentes Pérez 81

Factores de intensidad de tensiones en vigas fisuradas con sección en T.
F. Ustáriz, A. Valiente y M. Elices 89

2.- Métodos experimentales

Detección de procesos de fractura en laminados plásticos reforzados con fibra por métodos de emisión acústica.
C. Fernández, P. Bilbao..... 96

Fragmentation of Pearlitic Steel Wire in Torsion. <i>B. Goes, A. Martín-Meizoso, J. Gil-Sevillano, I. Lefever, E. Aernoudt.</i>	104
Estudio de la rotura frágil de un acero de alta resistencia provocada por entallas. <i>F.J. Gómez, A. Valiente, M. Elices y J. Fernández.</i>	112
Ensayos autorradiográficos de tritio sobre aceros HSLA. <i>J. González, A.M. Brass y J. Chêne.</i>	119
Medida de la energía de fractura en materiales pétreos. <i>G.V. Guinea, C. Rocco, J. Planas y M. Elices.</i>	127
Análisis por el MEF del comportamiento mecánico y fallo de una probeta bimetálica acero AISI 4130/Incoloy 825 sometida a tracción paralela a la intercara. <i>T. Guraya, J.R. Ocina, J.J. Urcola</i>	133
Criterios para la realización de ensayos de tracción en metales a altas velocidades de deformación. <i>J. Rodríguez, M.A. Martínez, R. Cortés y V. Sánchez Gálvez</i>	141
Estudio de las condiciones de fallo a tracción en probetas entalladas de acero de alta ductilidad. <i>A. Valiente y J. Fernández</i>	148
3.- Fractura de materiales metálicos	
Influencia de la microestructura en la fatiga y tenacidad a la fractura de aceros rápidos sinterizados en una atmósfera de nitrógeno. <i>J. Amador, S. Talacchia, A. Linaza, S. Jauregui, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola.</i>	156
Agrietamiento del recubrimiento de un monocristal de base níquel en fatiga termomecánica. <i>M. Arana, J.M. Martínez Esnaola y M. Fuentes.</i>	164
Caracterización dinámica de varios aceros de vía. <i>J.J. del Coz, A. Fernández Canteli, J.F. Kalthoff</i>	170
Influencia de los tratamientos térmicos sobre el comportamiento a corrosión de un acero inoxidable 22.05. <i>E. Erauzkin, A.M. Irisarri.</i>	178
Cinética de la fragilización del acero inoxidable austeno-ferrítico AISI 329. <i>L. Iturgoyen, A. Mateo y M. Anglada.</i>	184
Micromecanismos de fractura frágil en aceros microaleados de forja. <i>M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola.</i>	192

Influencia de las inclusiones no metálicas en la tenacidad de aceros de media-alta resistencia en la zona de transición. <i>M.A. Linaza, S. Martín, I. San Martín, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola.</i>	200
Geometría fractal de la superficie de rotura de una chapa de Ti-6%Al-4%V con fuerte textura cristalográfica. <i>J.A. Medina Perilla, J. Gil Sevillano.</i>	208
El efecto de la propagación dúctil de la grieta sobre la probabilidad de fallo por clivaje. <i>I. Ocaña, A. Martín, J. Gil Sevillano, M. Fuentes.</i>	216
Efecto de la microestructura y orientación de la entalla sobre la tenacidad de una chapa de Ti-6Al-4V. <i>L.M. Plaza, F. Zapirain y A.M. Irisarri.</i>	221
Fenómenos de adhesión y agrietamiento durante la consolidación de polvo de aluminio aleado mecánicamente. <i>J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y E.J. Herrera.</i>	229
Relación entre resiliencia y tenacidad a fractura en aceros inoxidables "duplex" envejecidos a baja temperatura. <i>L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J. Fordeyn y S. Verstraeten.</i>	236
Estudio de caracteres fractográficos de roturas progresivas en aceros inoxidables austeníticos. <i>R.Servent Miró, J.M. Pintado Fé, J. Alvarez Alba</i>	243
Comportamiento a fractura de constituyentes microestructurales de baja tenacidad en la ZAC intercrítica de uniones soldadas de un acero HSLA para plataformas offshore. <i>J.C. Suárez, R. González, R. Jiménez, F. Molleda.</i>	250
Efecto de la irradiación neutrónica sobre la tenacidad de fractura de aceros ferríticos. <i>A. Valiente, J. Lapeña, F.J. Perosanz, M.T. Hernández y J.A. Alvarez.</i>	258
4.- Fractura de materiales no metálicos	
Propagación de grietas en presencia de tensiones residuales de indentación en materiales cerámicos: influencia de la velocidad de aplicación de la carga. <i>J. Alcalá, J. González y M. Anglada.</i>	266
Caracterización del proceso de fractura de polímeros dúctiles: trabajo esencial de fractura. <i>F.J. Belzunce, J. Bonhomme, C. Rodríguez.</i>	273

Análisis de la resistencia mecánica a temperatura ambiente y alta temperatura de materiales de Si ₃ N ₄ obtenido vía nitruración directa. <i>J. Bermudo, J.S. Moya, M.I. Osendi.</i>	277
Método de medición de la longitud de grietas en materiales cerámicos por variación de la resistencia eléctrica de capas delgadas. <i>J. González, L. Llanes, J. Alcalá y M. Anglada.</i>	283
Fatiga cíclica y estática de la circona parcialmente estabilizada (Mg-PSZ). <i>L. Llanes, J. Alcalá, L. Bernacchia, N. Salán, A. Campillo y M. Anglada.</i>	289
Análisis de la fractura y de la deformación plástica de mezclas multifásicas de polímeros. <i>A.B. Martínez, M.LL. Maspoch, M.R. Díaz.</i>	297
Tensiones residuales de indentación en 4Y-PSZ. <i>A. Pajares, F. Guiberteau, F.L. Cumbreira, A. Domínguez-Rodríguez.</i>	303
Tenacidad de fractura en materiales cerámicos determinada a partir de impresiones Vickers. <i>J.Y. Pastor, J. Planas y M. Elices.</i>	310
5.- Fractura de materiales compuestos	
Influence of a low volume fraction of steel fibers on the fracture of silica fume concrete. <i>L. Bryars, R. Gettu, B. Barr y A. Aguado.</i>	318
Ensayos de impacto instrumentado en un compuesto PEI-Fibra de vidrio. <i>J.J. del Coz Díaz, J. Viña Olay, A. Fernández Canteli.</i>	326
Estudio experimental de materiales compuestos grafito/epoxy ante impactos de baja energía. <i>J.M. García, F. París, J. Cañas.</i>	334
Influencia de los defectos de producción en la tenacidad a fractura interlaminar de materiales compuestos Carbono/Epoxi. <i>F. López, J.C. Suárez y A. Güemes.</i>	340
Mecanismos de rotura en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas cerámicas. <i>P. Poza y J. Llorca.</i>	346
Mecanismos de fallo en CAS/SiC en función de la velocidad de deformación. <i>I. Puente, J.M. Sánchez, S. García-Alonso, A. Martín, M. Fuentes, C.P. Beesley.</i>	354

Caracterización del daño en elementos estructurales tipo barra de material compuesto. Determinación de carga última.
J. Sánchez, J. Cáñas, F. París 360

Estudio microestructural y de las propiedades mecánicas en compuestos laminados $Al_2O_3/Al_2O_3(ZrO_2)$.
A. J. Sánchez-Herencia y J. Serafín Moya 366

Estudio de la tenacidad de composites de matriz metálica basados en aleaciones hipereutécticas Al/Si.
J. Valer Goñi, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola Galarza 370

6.- Fatiga

Efecto del parámetro R y del método de nucleación de la pre-grieta en la velocidad de propagación de grietas de fatiga.
L. Iturgoyen, A. Mateo y M. Anglada 377

Análisis estadístico del comportamiento a fatiga de laminados de fibra de carbono.
M.J. Lamela Rey, A. Fernández Canteli, H. Reiter, N. Gathercole, J. Viña Olay 384

Contribución de mecanismos estáticos de fractura en la velocidad de propagación de grietas por fatiga en aceros de bajo y medio contenido de C.
M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola 391

Estudio de las subestructuras de dislocaciones en la deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V con estructura Widmanstätten.
J.M. Manero, F.J. Gil y J.A. Planell 399

Respuesta cíclica y evolución subestructural de un acero duplex AISI-329 sometido a fatiga: influencia de la fragilización térmica.
A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen y M. Anglada 405

7.- Interacción con el medio ambiente

Determinación de la velocidad de fisuración en relación con la integral J.
J.A. Alvarez, G. Méndez, F. Gutiérrez-Solana, I. Gorrochategui, J. Lacey 413

Influencia del medio salino en el comportamiento a fatiga oligocíclica de la aleación Ti-6Al-4V.
J.M. Manero, F.J. Gil, J.A. Planell 420

Corrosión fatiga en una aleación de Al-Zn-Mg. Efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia.
J. Ruiz y M. Elices 427

Fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L: Modelización numérica y fenomenológica. <i>A. Valiente, J. Toribio, R. Cortés y L. Caballero.</i>	435
8.- Aplicaciones	
Rotura en servicio producida por enfragilización por Cadmio. Análisis y determinación del proceso de rotura y de los factores relacionados. <i>J. Alvarez Alba, J.M. Pintado Fé, R. Servent Miró.</i>	443
Estudio del efecto del impacto sobre las piezas aislantes de la sujeción P2 de vía de ferrocarril, por medio de técnicas experimentales de laboratorio. <i>J.A. Casado, J.A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana, R. de la Guerra.</i>	450
Estudio del deterioro de carcasas de Ti 6Al 4V. <i>J. Estevas-Guilmain, E. Erauzkin, E. Belza, C. Martínez Arnaiz.</i>	457
Estudio de la estabilidad de presas de gravedad mediante mecánica de la fractura. <i>J. Gálvez, J. Llorca y M. Elices.</i>	464
Influencia de la sustentación hiperestática en el comportamiento en rotura de tuberías agrietadas de alta tenacidad. <i>I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana y J.M Varona.</i>	472
Investigación de la rotura de una matriz de acero de herramientas para uso en pulvimetalurgia. <i>E.J. Herrera, J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y L. Soria.</i>	480
Sistema automático de ajustes de parámetros PID en el sistema INSTRON 8500 Plus. <i>C. Hinton</i>	487
Estudio y simulación, mediante ensayos de rasgadura, del modo de apertura de tapas denominadas "de fácil apertura". <i>A. Monsalve, M.M. Petite, I. Gutiérrez, J.J. Urcola, J.M. Llano y J.I. Larburu.</i>	492
Evaluación de la fiabilidad de un equipo soldado de fuerte espesor mediante aplicación de los criterios de la mecánica de la fractura. <i>M.A. Román y A.M. Irisarri.</i>	500
Propagación de una fisura cohesiva en vigas de hormigón débilmente armadas: modelo de la longitud efectiva de anclaje. <i>G. Ruiz, J. Planas.</i>	506
Índice de autores	514
Índice temático	516

EDITORIAL

Este volumen de ANALES DE MECÁNICA DE LA FRACTURA contiene las comunicaciones presentadas en San Sebastián con ocasión del undécimo Encuentro del Grupo Español de Fractura, junto a las conferencias invitadas de los Profs.: M. F. Ashby (Universidad de Cambridge), M. H. Lewis (Universidad de Warwick), J. S. Moya Corral (Instituto de Cerámica y Vidrio) y E. Smith (Universidad de Manchester) que han participado en él.

Los editores desean hacer constar su agradecimiento al Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT) y a la Escuela Superior de Ingenieros Industriales de la Universidad de Navarra por la organización del Encuentro, que ha recibido el apoyo financiero de la Viceconsejería de Universidades e Investigación del Gobierno Vasco y del Departamento de Economía de la Diputación Foral de Guipúzcoa. Y, por supuesto, a todos los autores, sin cuyo esfuerzo y cooperación no hubiera sido posible la publicación de este volumen. La respuesta ha sido, una vez más, excelente y ello se refleja en la extensión de este nuevo volumen de los Anales de Mecánica de la Fractura, que por primera vez sobrepasa las 500 páginas.

San Sebastián, Marzo de 1994.

Manuel Elices Calafat
Javier Gil Sevillano

Manuel Fuentes Pérez

CONFERENCIAS INVITADAS

MATERIALS SELECTION TO RESIST FRACTURE

M.F. Ashby

Engineering Department, Trumpington Street, Cambridge CB2 1PZ, UK

Resumen: Los nuevos materiales permiten diseños más avanzados. Para realizar estos diseños hace falta disponer de datos sobre las propiedades de los materiales y de un procedimiento adecuado para su selección. En este artículo se descubre un procedimiento para seleccionar, entre los materiales disponibles, un conjunto de materiales idóneos para una aplicación determinada. El procedimiento utiliza *Mapas de Materiales*; una nueva forma de representar datos relacionados con las propiedades de los materiales e *Indices de rendimiento*; una combinación de propiedades de los materiales para una aplicación determinada. Tanto el material como la forma idónea se pueden optimizar utilizando estos métodos. Varios ejemplos muestran cómo se aplica este procedimiento para evitar fracturas.

Abstract: New materials enable advances in engineering design. But the advances are possible only if data for appropriate properties are available and a procedure exists for using the data to make a rational choice. This paper describes a procedure for materials selection which allows the identification, for among the full range of materials available to the engineer, the subset most likely to perform well in a given application. The procedure makes use of *Materials Selection Charts*: a new way of displaying material property data; and *performance indices*: combinations of material properties which govern performance. Optimisation methods are employed for simultaneous selection of both material and shape. The method is illustrated by applying it to selection to resist fracture.

1. INTRODUCTION

The performance of an engineering component is limited by the properties of the material of which it is made, and by the shapes to which this material can be formed [1-6]. Under some circumstances a material can be selected satisfactorily by specifying ranges for individual properties: $K_{IC} > 25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\sigma_e > 250 \text{ MPa}$ for example, where K_{IC} is the fracture toughness, and σ_e is the endurance limit. More often, however, performance depends on a combination of properties, and then the best material is selected by maximising one or more 'performance indices'. An example is the specific stiffness E/ρ (E is Young's modulus and ρ is the density). Performance indices are governed by the design objectives. Several are derived later in this paper and many others are tabulated elsewhere [6,7]. The shape of the cross-section is also an important consideration. Hollow tubular beams are lighter than solid ones for the same bending stiffness and I-section beams may be better still. Information about section shape can be included in the performance index to enable simultaneous selection of material and shape.

2. THE PROCEDURE

2.1 Performance Indices

A *performance index* is a group of material properties which governs some aspect of the performance of a component [6,7]. They are derived from simple models of the function of the component, as illustrated by the following example.

A material is required for a light, stiff beam. The aim is to achieve a specified bending stiffness at minimum weight. The beam has a length L and a square, solid, cross-section as shown in Figure 1a. The mass of the beam is

$$m = A L \rho, \quad (1)$$

where A is the area of the cross-section and ρ is the density of the material of which the beam is made. The stiffness S of a simply-supported beam with modulus E , second moment of area I , central load F , and central deflection δ , is

$$S = \frac{F}{\delta} = \frac{C_1 E I}{L^3}. \quad (2)$$

with $C_1 = 48$ for 3-point bending. Other supports, or other distributions of load, change C_1 , but nothing

else. Assume that the beam has a square section, of side b . The second moment of area is

$$I = b^4/12 = A^2/12 \tag{3}$$

The stiffness S and the length L are constrained by the design. The area A is a 'free' variable that we wish to choose so as to minimise the mass, while meeting the constraints.

Substituting for I in equation (2) and eliminating A between this and (1) gives

$$m = \left(\frac{12 S}{C_1}\right)^{1/2} (L)^{5/2} \left(\frac{\rho}{E^{1/2}}\right) \tag{4}$$

The mass of the beam can be minimised (and performance maximised) by seeking the material with the largest value of the performance index

$$M_1 = \frac{E^{1/2}}{\rho} \tag{5}$$

The same performance index holds for square-section beams with any value of the design stiffness S , any boundary conditions and distributions of load (defined by C_1), and any length L .

The cross-section shape of the beam (like the I-section shown in Figure 1b) can be included in the performance index by introducing a dimensionless shape factor ϕ , defined [6,8] by

$$\phi = \frac{4 \pi I}{A^2} \tag{6}$$

The value of ϕ measures the bending efficiency of the section shape. For the solid section of Figure 1(a), $\phi \cong 1$; that for the I-section of Figure 1(b) is about 5. Real I-sections have efficiencies, ϕ , as high as 40. The maximum value of ϕ is limited by manufacturing constraints or by local buckling of the component, and, for this reason, it can be considered to be a material property. Shape factors can also be defined for design against yield or fracture, and for shafts and columns as well as beams. Using equation (6) in place of equation (3) to eliminate A in equation (1) gives the new index:

$$M_2 = \frac{(\phi E)^{1/2}}{\rho} \tag{7}$$

For a constant shape (ϕ constant) the criterion reduces to the earlier one; the best selection is then the material with the largest value of M_1 (equation (5)). In comparing materials with different shapes, the best choice is that with the greatest value of M_2 (equation (7)).

2.2 Material Property Charts

Material selection using performance indices is best achieved by plotting one material property (or mathematical combination of properties) on each axis of a *materials selection chart* [6,7]. In the example shown in Figure 2, the axes are Young's modulus and density. The logarithmic scales span a range so wide that essentially all engineering solids are included. When data for a given material class such as metals are plotted on these axes, it is found that they occupy a field which can be enclosed in a 'balloon'. Ceramics also occupy a characteristic field, and so do polymers, elastomers, composites, and so on. The fields may overlap, but are nonetheless distinct. Individual materials or sub-classes (like steels within the metals field, or polypropylenes, PP, within that for polymers) appear as little 'bubbles' which define the ranges of their properties. Hardcopy charts relating many mechanical and thermal properties are now available [6,7,9]; four appear in this article. Others can be constructed with the software described in Section 4.

The use of the charts is illustrated by Figure 2. On it, the subset of materials with the greatest value of M_1 is identified by taking logs of equation (5) ($\text{Log } E = 2 \text{ Log } \rho + 2 \text{ Log } M_1$), and plotting the resulting selection line of slope 2 on the chart. The construction of Figure 2 suggests that woods, fibre reinforced composites and some ceramics are the best choices for a light stiff beam with square cross-section. When section shape is included in the selection criterion, (as in equation (7)) woods become considerably less attractive, because they cannot be manufactured in thin sections with large shape factors, like metals.

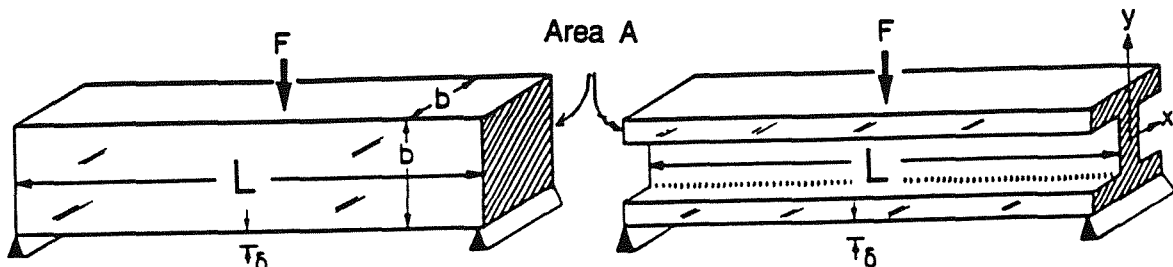


Fig.1 (a) A square-section beam loaded in bending, (b) A beam of more complex cross section.

polymers means that the design which uses them is often *deflection limited*. As load is applied to the component, it deflects; before the stress has reached the failure stress of equation (8), it has deflected or distorted to an unacceptable degree. The designer seeks to limit the deflection. Deflections are proportional to strains, ϵ , and - if the component is to remain elastic - strains are related to stresses by Hooke's law, $\sigma = E\epsilon$. The deflections before fracture are thus proportional to

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{C}{\sqrt{\pi a_c}} \cdot \left(\frac{K_{IC}}{E} \right) \quad (9)$$

Deflection before fracture is maximised by selecting materials with high values of the performance index, read from equation (9):

$$M_3 = \frac{K_{IC}}{E} \quad (10)$$

Figure 3 shows fracture toughness, K_{IC} , plotted against modulus E . It allows materials to be compared

by values of fracture toughness, K_{IC} ; by toughness, $G_{1c} = K_{IC}^2/E$ (important in energy-absorbing designs); and by values of the deflection-limited index $M_3 = K_{IC}/E$. As the engineer's rule of thumb demands, almost all metals have values of K_{IC} which lie above the $15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ acceptance level. Polymers and ceramics lie far below. The shaded line shows the index $M_3 = K_{IC}/E$ at the value $10^{-3} \text{ m}^{1/2}$. It illustrates why polymers find such wide application in mechanical design: when the design is deflection-limited, polymers - particularly nylons,, polypropylenes and polyethylenes - are better than the best metals.

The figure gives further insights. The mechanical engineers' love of metals (and, more recently, of composites) is inspired not merely by the beauty of their K_{IC} 's; they are good by all three criteria (K_{IC} , K_{IC}^2/E and K_{IC}/E). Polymers have good values of K_{IC}/E but not the other two. Ceramics are poor by all three criteria. Herein lie the deeper roots of the engineers' suspicions.

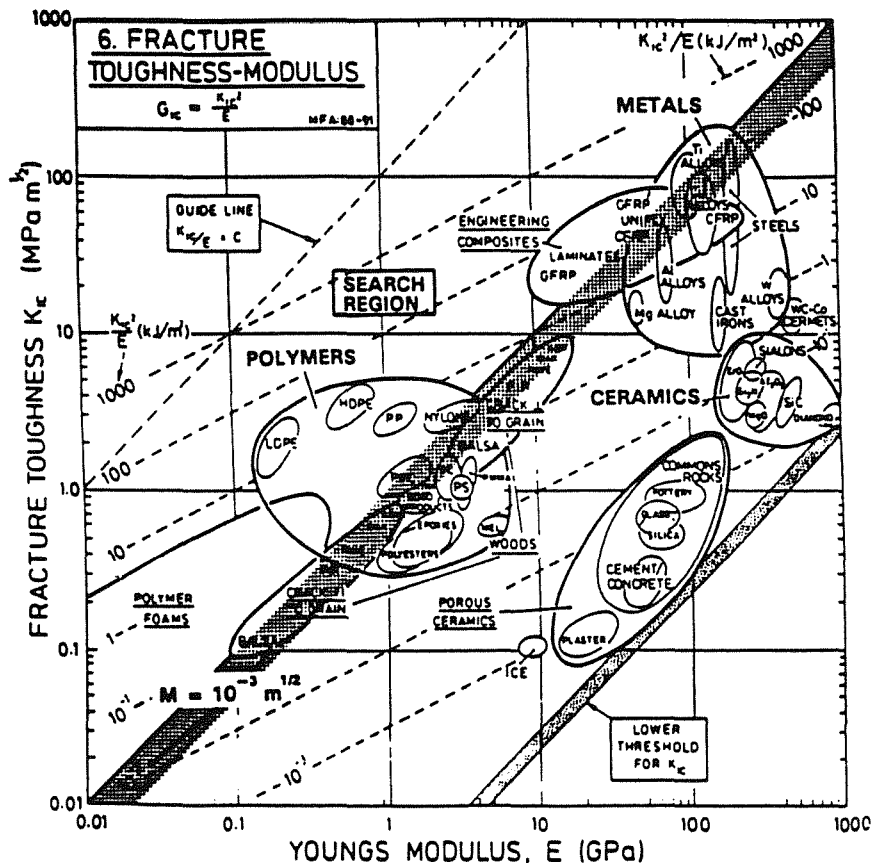


Fig. 3. The selection of materials for load, deflection and energy-limited design. In deflection-limited design, polymers are as good as metals, despite having very low values of the fracture toughness.

3.2 Safe Pressure Vessels

Pressure vessels, from the simplest aerosol-can to the biggest boiler, are designed, for safety, to yield or leak before they break. The details of this design method vary. Small pressure vessels are usually designed to allow general yield at a pressure still too low to propagate any crack the vessel may contain ("yield before break"); the distortion caused by yielding is easy to detect and the pressure can be released safely. With large pressure vessels this may not be possible; instead, safe design is achieved by ensuring that the smallest crack that will propagate unstably has a length greater than the thickness of the vessel wall ("leak before break"); the leak is easily detected, and it releases pressure gradually and thus safely. The two criteria lead to slightly different performance indices, but essentially the same choice of materials. What are they?

The stress in the wall of a thin-walled spherical pressure vessel of radius R (Figure 4) is

$$\sigma = \frac{pR}{2t} \tag{11}$$

In pressure vessel design, the wall thickness, t, is chosen so that, at the working pressure p, this stress is less than the yield strength, σ_y , of the wall. A small pressure vessel can be examined ultrasonically, or by X-ray methods, or proof tested, to establish that it contains no crack or flaw of diameter greater than $2a_c$; then the stress required to make the crack propagate is, as before,

$$\sigma = \frac{C K_{IC}}{\sqrt{\pi a_c}}$$

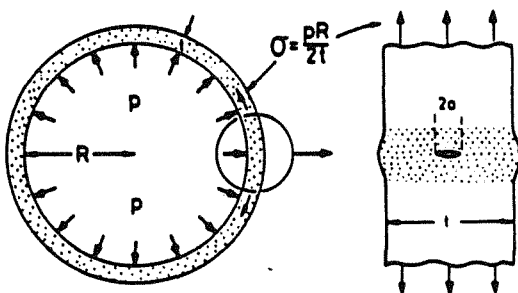


Fig. 4. A pressure vessel containing a flaw. Safe design of small pressure vessels requires that they yield before they break; that of large vessels may require instead that they leak before they break.

Safety can be achieved by ensuring that the working stress is also less than this; but greater security is obtained by requiring that the crack will not propagate even if the stress reaches the general yield stress - for then the vessel will deform stably in a way which can be detected. This condition is expressed by setting σ equal to the yield stress, σ_y , giving

$$\pi a_c \leq C^2 \left[\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right]^2 \tag{12}$$

The tolerable crack size is maximised by choosing a material with the largest value of

$$M_4 = \frac{K_{IC}}{\sigma_y} \tag{13}$$

Large pressure vessels cannot always be X-rayed or sonically tested; and proof-testing them may be impractical. Further, cracks can grow slowly because of corrosion or cyclic loading, so that a single examination at the beginning of service life is not sufficient. Then safety can be ensured by arranging that a crack just large enough to penetrate both the inner and the outer surface of the vessel is still stable, because the leak caused by the crack can be detected. This is achieved if the stress is always less than or equal to

$$\sigma = \frac{C K_{IC}}{\sqrt{\pi t/2}}$$

The wall thickness t of the pressure vessel was, of course, designed to contain the pressure p without yielding. From equation (11), this means that

$$t \geq \frac{pR}{2\sigma_y} \tag{14}$$

Substituting this into the previous equation (with $\sigma = \sigma_y$) gives

$$p \leq \frac{4C^2}{\pi R} \left[\frac{K_{IC}^2}{\sigma_y} \right]$$

The maximum pressure is carried most safely by the material with the greatest value of

$$M_5 = \frac{K_{IC}^2}{\sigma_y} \tag{15}$$

Both M_4 and M_5 could be made large by making the yield strength of the wall, σ_y , very small: lead, for instance, has high values of both M's, but you would not choose it for a pressure vessel. That is because the vessel wall must also be as thin as possible, both for economy of material, and to keep it light. The thinnest wall, from equation (6.42), is that with the largest yield strength, σ_y . Thus we wish also to maximise

$$M_6 = \sigma_y \tag{16}$$

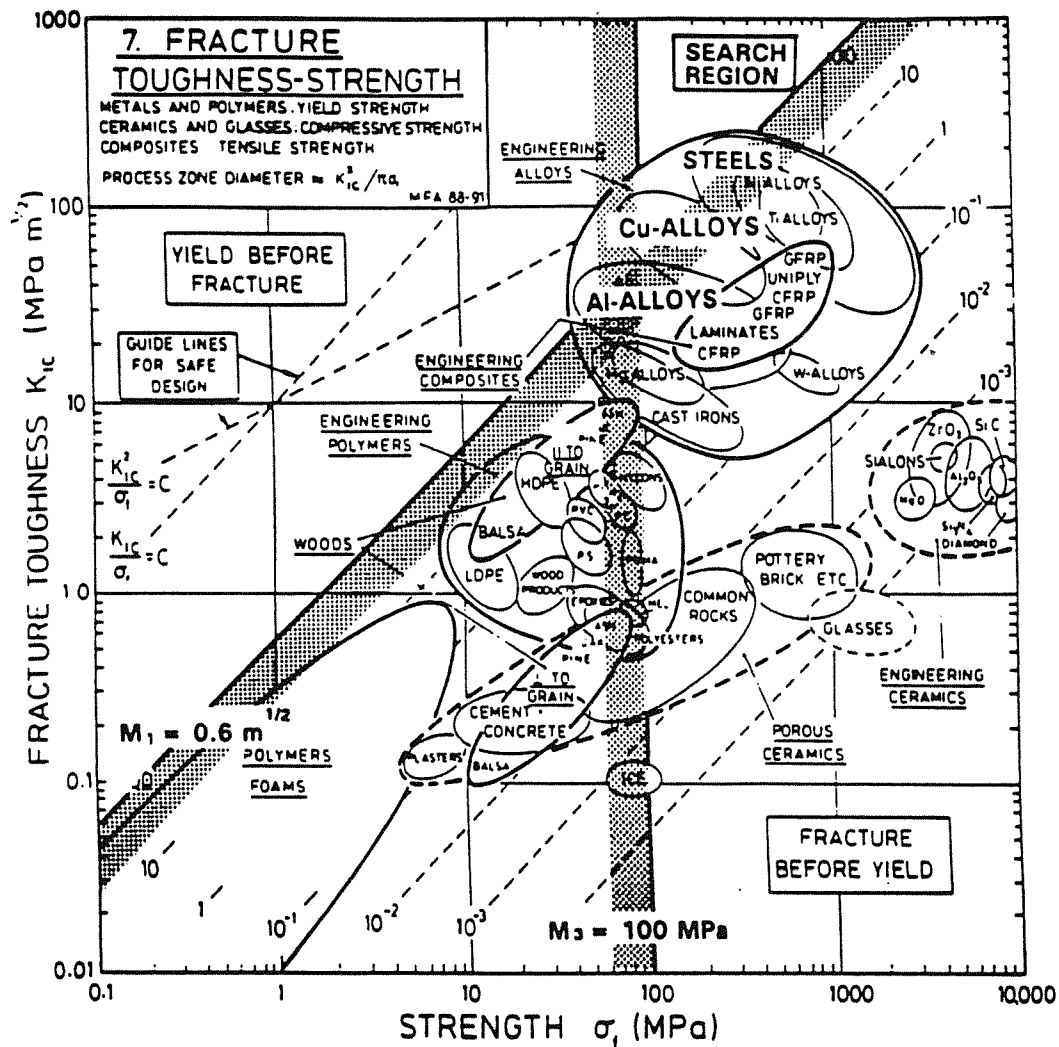


Fig. 5. Materials for pressure vessels. Steel, copper alloys and aluminium alloys best satisfy the "yield-before-break" criterion and also have high yield strengths. They are identified in the Search Area at the top of the diagram.

Table 1. Materials for safe pressure vessels

MATERIAL	$M_4 = \frac{K_{1c}}{\sigma_y}$ (m ^{1/2})	$M_6 = \sigma_y$ (MPa)	COMMENT
TOUGH STEELS	> 0.6	300	These are the pressure-vessel steels, standard in this application.
TOUGH COPPER ALLOYS	> 0.6	120	OFHC Hard drawn copper.
TOUGH AI-ALLOYS	> 0.6	80	1000 and 3000 series Al-alloys
Ti-ALLOYS	0.2	700) High yield but low
HIGH STRENGTH AI-ALLOYS	0.1	500) safety margin.
GFRP/CFRP	0.1	500) Good for light) pressure vessels.

These selection criteria are applied by using the chart shown in Figure 5: the fracture toughness, K_{IC} , plotted against strength σ_y . The three criteria appear as lines of slope 1, 1/2 and as lines that are vertical. Take "yield before break" as an example. A diagonal line corresponding to $M_4 = K_{IC}/\sigma_y = C$ links materials with equal performance; those above the line are better. The line shown in the figure at $M_4 = 0.6 \text{ m}^{1/2}$ excludes everything but the toughest steels, copper and aluminium alloys, though some polymers nearly make it (pressurised lemonade and beer containers are made of these polymers). A second selection line at $M_6 = 100 \text{ MPa}$ eliminates aluminium alloys. Details are given in the table.

Large pressure vessels are always made of steel. Those for models - a model steam engine, for instance - are copper or brass; they are favoured, in the small scale application, because of their greater resistance to corrosion. The reader may wish to confirm that the alternative criterion M_5 of equation (15) leads to essentially the same selection.

Boiler failures used to be commonplace - there are even songs about it. Now they are rare, though when safety margins are pared to a minimum (rockets, new aircraft design) pressure vessels still occasionally fail. This (relative) success is one of the major contributions of fracture mechanics to engineering practice.

3.3 Selection for Light, Stiff, Fatigue-resistant Con-Rod

A connecting rod in a high performance internal combustion engine is a critical component: if it fails, catastrophe follows. Yet - to minimise inertial forces and bearing loads - it must be as light as possible, implying the use of light, strong materials, stressed near their limits. When cost, not performance, is the design goal, con-rods are made out of cast iron. But here we want performance. What, then, are the best materials for con-rods?

We seek materials for a connecting rod of minimum weight which will carry a peak load F without either buckling or failing by fatigue. For simplicity, assume that the shaft has a rectangular section bw (Figure 6). Its mass is

$$m = A \ell \rho \tag{17}$$

with $A = bw$. The buckling constraint requires that the peak compressive load F does not exceed the Euler buckling load of the rod:

$$F \leq \frac{\pi^2 EI}{\ell^2} \tag{18}$$

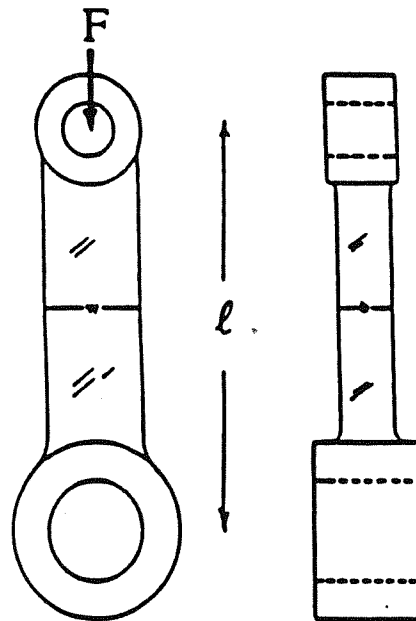


Fig. 6. A connecting rod. The rod must neither buckle elastically, nor fail by fatigue. The objective is to minimise its mass, m .

with $I = \frac{bw^3}{12}$. Writing $b = \alpha w$ and eliminating A from equation (17) for the mass gives

$$m_1 \geq \frac{1}{\pi} \left(\frac{12 F}{\alpha} \right)^{1/2} \ell^2 \left(\frac{\rho}{E^{1/2}} \right) \tag{19}$$

containing the material index

$$M_7 = \frac{E^{1/2}}{\rho} \tag{20}$$

Maximising this minimises the mass of the rod while meeting the constraint that it must not buckle. Materials good by this criterion can be read from Figure 2; they are listed in Table 2.

The fatigue constraint requires that

$$\frac{F}{A} \leq \sigma_e$$

where σ_e the endurance limit of the material of which the con-rod is made. Using this to eliminate A in equation (17) for the mass gives a second equation for the mass:

$$m_2 = F \ell \left(\frac{\rho}{\sigma_e} \right)$$

containing the material index

$$M_8 = \frac{\sigma_e}{\rho} \tag{21}$$

The appropriate chart is shown in Figure 7: endurance limit σ_e plotted against density, ρ . The index M_8 plots as a straight line of slope 1, identifying high-strength magnesium, aluminium and titanium alloys, ultra high-strength steels, and, best of all, CFRP (carbon-fibre reinforced polymers). This last is a material which has been identified by others as attractive in this application: at least two designs of CFRP con-rod have been made and tested. The results are listed in Tables 2 and 3.

The mass of the rod is the larger of these m_1 and m_2 . They are equal when

$$\frac{M_7}{M_8} = \pi \left(\frac{\alpha F}{12 \ell^2} \right)^{1/2} \tag{22}$$

defining a coupling constant which relates the two indices. It depends on the ratio $\alpha F/\ell^2$, specified by the design. Using this, it is possible to select materials which simultaneously optimise both constraints [6]; the optimum selection for large F/ℓ^2 differs from that for small F/ℓ^2 .

4. IMPLEMENTATION IN SOFTWARE

The 'Cambridge Materials Selector' (CMS) is a computer package consisting of a data base of material properties, a management system which recovers and manipulates the data, and a graphical user interface

which presents the property data as material selection charts. The approach employs a number of novel features [10].

4.1 The Selection Process

To select a material, the user performs a series of selection stages. On each stage, a pair of material properties (or user-defined functions of material properties, like $E^{1/2}/\rho$) is specified. The program generates a graph with these properties as the axes. All materials contained in the database with applicable data entries are plotted on the graph. The area of the graph which satisfies the selection criterion is specified by the user, and the materials which lie in that area are considered to have 'passed' the selection stage. Up to six sequential selection stages can be performed.

The program stores the results of each selection stage and these can be examined at any time. It is possible to modify any selection stage so that performance criteria can be tightened or relaxed until suitable materials are found. The final short list contains the materials which pass all stages. A summary of the CMS session can be stored in a disk file and read into the package later. This enables users to continue/modify a selection where they left-off and to re-evaluate the selection criteria in the light of other design information. It also documents the selection process.

A number of data manipulation routines are available during each selection stage. These include zooming-in on an area of the graph, listing the properties of particular materials and displaying the materials which passed all the previous stages. Facilities are available for plotting hard copies of graphs and listing text information.

Table 2. Materials with high values of indices M_7 and M_8

MATERIALS with good M_7	MATERIALS with good M_8
Magnesium alloys	Magnesium alloys
Aluminium alloys	Aluminium alloys
CFRP and GFRP	CFRP and GFRP
(Titanium alloys)	Titanium alloys
Ceramics	(Ceramics in compression only)

Table 3. Common members of the materials of Table 2

MATERIALS	COMMENT
Magnesium alloys	A practical choice
Aluminium alloys	Cheaper than Mg; standard choice
CFRP and GFRP	Requires novel production methods

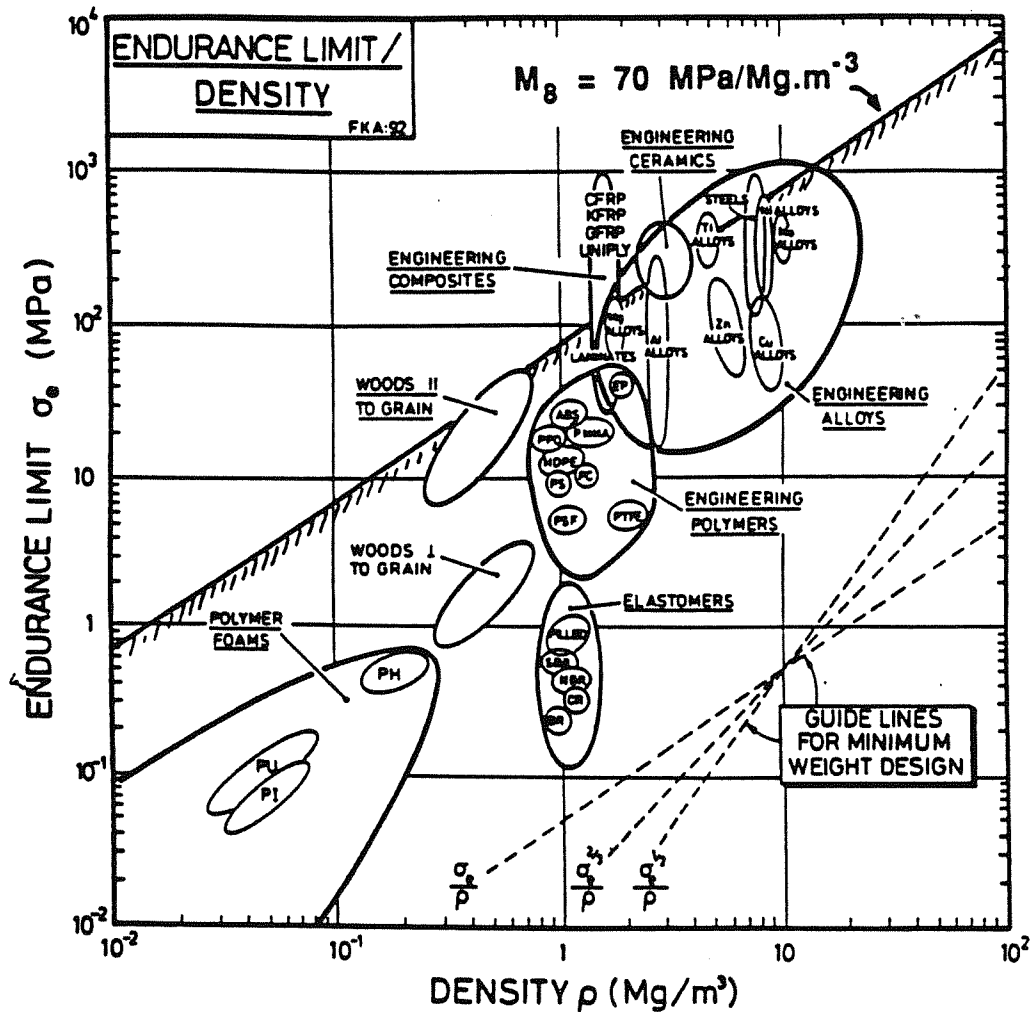


Fig. 7. The endurance limit σ_e at a load ratio $R = -1$, plotted against density ρ . The guide-lines help in selecting materials for light, fatigue-resistant structures.

4.2 Materials, Properties and Data

Three different types of data are stored in the database: (i) Numerical data, (eg density); (ii) Discrete data (eg material identifier); and (iii) Text data (eg 'typical uses'). Both the numerical and discrete data types can be plotted, giving three types of materials selection charts: (i) Charts with *two numerical axes* like the hand drawn chart of figure 2; (ii) Charts with *one numerical and one discrete axis* are 'bar charts'; and (iii) Charts with *two discrete properties* are 'tables' with each material fitting into one or more cells in the table. The primary, 'generic' CMS database contains Metals, Polymers, Ceramics, Composites and Natural materials. It contains a wide range of mechanical, thermal and electrical properties, as well as information on environmental performance, processing, available forms, typical uses, suppliers, and sources of further information. The package employs an automatic data checking procedure, which also ensures that the database is complete [10]. Future versions of the program will handle additional detailed databases of materials: in particular classes, and for specialised

industrial sectors. Several of these databases are in an advanced stage of development at the time of writing.

5. CONCLUSIONS

Materials are evolving faster than ever before. New and improved materials create opportunities for innovation. The opportunities can be missed unless a rational procedure for material selection is followed. The difficult step is that choosing, from the vast range of materials available to the engineer, an initial subset on which design calculations can be based. One approach to the problem is described here. Data for the mechanical and thermal properties of all materials are presented as a set of materials selection charts. The axes are chosen to display the common performance-limiting properties: modulus, strength, endurance limit, toughness, threshold stress intensity for fatigue, and so on. The logarithmic scales allow performance-limiting

combinations of properties like K_{IC}^2 / σ_y or σ_e / ρ to be examined and compared.

The examples given in the text show how the charts give a broad overview of material performance in a given application, and allow a subset of materials, often drawn from more than one class of solid, to be identified. The uses are much wider than those shown here; charts exist which help with problems of dynamics, heat transfer, thermal stress, wear and cost. They help, too, in finding niches for new materials: plotted on the charts, the applications in which a new material offers superior performance become apparent.

The charts shown here were drawn by hand. But it is an attractive goal to store the data from which they are made in a data base coupled to an appropriate graphical display to allow charts with any combination of axes to be constructed, and to enable selection of materials with attractive values of given performance indices. All this is now possible. The CMS system contains data for cost, mechanical, thermal and electrical properties, shape factors, environmental resistance, forming and joining characteristics, available forms, coating and protection as well as descriptive information. It includes data for most classes of engineering materials: metals, polymers, ceramics, composites and natural materials and allows optimised selection of materials for thermo-mechanical design.

ACKNOWLEDGEMENTS

The author wishes to acknowledge the contribution of Dr. D. Cebon and Dr N.A. Fleck to the work reported in this paper, and the support of the UK Science and Engineering Research Council for their funding of the Engineering Design Centre at the Engineering Department, Cambridge, where the work was carried out.

REFERENCES

- [1] Crane, F.A.A. and Charles, J.A. "Selection and Use of Engineering Materials". Butterworths, London, UK (1984).
- [2] Budinski, K. "Engineering Materials, Properties and Selection". Prentice Hall, Englewood Cliffs, N.J., USA (1979).
- [3] Dieter, G.E. "Engineering Design, A Materials and Processing Approach". McGraw Hill, London, UK (1983).
- [4] Farag, M.M. "Selection of Materials and Manufacturing Processes for Engineering Design". Prentice Hall, London, UK (1990).
- [5] Lewis, G. "Selection of Engineering Materials". Prentice Hall, Englewood Cliff, N.J., USA (1990).
- [6] Ashby, MF. 'Materials Selection in Mechanical Design' Pergamon Press, Oxford, 1992.
- [7] Ashby, MF. 'On the engineering properties of materials' Acta Metall. Mater., 37, 1273, 1989.
- [8] Ashby, MF. 'Materials and shape' Acta Metall. Mater. 39, 1025, 1991.
- [9] Fleck, N.A., Kang, K.J. and Ashby, M.F. "The cyclic properties of engineering materials" Acta Metall. Mater. 42, 365, 1994.
- [10] Cebon, D and Ashby, MF. 'Computer-based materials selection for mechanical design' in 'Computerization and Networking of Materials Databases', ASTM STP 1140, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.

DEFORMATION AND FRACTURE OF CERAMIC MATRIX COMPOSITES

M.H. Lewis

Centre for Advanced Materials Technology
University of Warwick,
Coventry CV4 7AL
United Kingdom

Abstract. A survey is presented of research aimed at an understanding of the relation between microstructure, interface properties and mechanical behaviour of a range of silicate (glass ceramic) and nitride matrix composites.

For silicate CMCs, hot-pressing cycle (P/T) in relation to matrix chemistry and fibre type is critical in avoiding mechanical and chemical damage of fibres with consequent reduction in ultimate CMC strength.

'Graceful' failure, typified by 3 stage stress-strain curves, may be obtained for interface debond energies Γ and shear stresses τ up to $\sim 20 \text{ Jm}^{-2}$ and $\sim 50 \text{ MPa}$, respectively.

Interface-oxidation-induced property degradation occurs at intermediate temperatures (400-800°C) but is suppressed at higher temperatures by passive oxidation of SiC fibre ends which prevents further carbon interface removal by channelled reaction.

Higher temperature SiC (Textron CVD) monofilament based CMCs with Si_3N_4 (SRBSN) matrices have been fabricated using tape-cast matrix preforms. Although oxidation of carbon interfaces is a limiting problem for creep and stress rupture, these properties are superior to turbine superalloys.

1. INTRODUCTION

It is now generally recognised that for 'high-risk' engineering applications the use of probabilistic failure criteria, intrinsic to brittle monolithic ceramics, is not acceptable. An alternative solution is the use of long-fibre ceramic matrix composites (CMCs).

The concept of 'damage-tolerance' via stress-transfer to high modulus aligned fibres following matrix microcracking in a service overload transient has been repeatedly demonstrated in CMCs. The classical 3 stage stress-strain response of long-fibre CMCs has also been modelled theoretically, consisting of a linear elastic range followed by a reduced modulus during progressive matrix cracking, reaching an ultimate stress at which fibre failure initiates and a final reduced-stress range associated with energy absorption during fibre pull-out. However, there are major problems in the application of CMCs concerning the difficulty and cost of fabrication,

availability of small diameter ($\sim 10\mu\text{m}$) fibres with high temperature stability during fabrication or service and the synthesis of chemically-compatible and environmentally stable fibre/matrix interface layers which have a suitable debond and shear property within a range of high-temperature matrices.

Most current CMCs based on polymer-precursor SiC-based fibres (Nicalon and Tyranno type) have a fortuitous combination of composition (Si-C-O) and non-crystalline structure which produces a controlled reaction with silicate matrices during fabrication, resulting in carbon-rich interfaces with appropriate debond/shear property. Based on the earlier work of Prewo et al [1], aluminosilicate glass composites such as $\text{Li}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ (LAS) have been used as matrices, in model composites, which form low thermal expansion phases on crystallisation (e.g. spodumene). More recently $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ (CAS) matrix composites have been produced commercially (Corning,

USA) and used in many basic studies of mechanical behaviour. However, relatively few research programmes have concentrated on the systematic variation in interface, matrix and processing parameters in comparing a wider range of microstructure with theoretical prediction. This has been the theme of a number of projects at Warwick which are reviewed in this paper. The research concerns a range of glass and glass-ceramic (silicate) matrix CMCs with differing chemistry and processing parameters together with higher-temperature CMCs composed of CVD SiC monofilaments within silicon nitride or sialon matrices.

2. GLASS AND GLASS-CERAMIC MATRIX COMPOSITES

2.1 Ultimate Fracture Stress

The ultimate theoretical strength (σ_u) of a unidirectional CMC has to be less than that given by the unrealistic assumption of equal load-sharing by all fibres in the cross-section;

$$\sigma_u = V_f \bar{S}, \text{ where } V_f = \text{fibre volume fraction} \quad (1)$$

and \bar{S} = mean fibre strength

More realistic theories involve the statistics for fibre strength (specified by the Weibull modulus m); the treatments of Rosen [2] and, more recently, Thouless et al [3] yield similar values for σ_u but are based on differing assumptions about stress-distribution within fibres in relation to their failure origin. The Thouless et al analysis requires a knowledge of fibre/matrix interface

shear stress τ and matrix microcrack spacing D in addition to m , fibre radius R and strength S ;

$$\sigma_u = V_f S \exp \left[\frac{1 - (1 - \frac{\tau D}{RS})^{m+1}}{m+1 [1 - (1 - \frac{\tau D}{RS})^m]} \right] \quad (2)$$

Using measured values for Nicalon fibres in various glass (borosilicate) and glass ceramic matrices these 'lower-bound' values for σ_u may be compared with experimental values from 3 point bend specimens (typical size 50mm X 3mm depth). In making this comparison it is clear that whereas the higher temperature fabricated glass ceramic matrix composites (GCMCs) provide reasonable agreement with equation 2, with lower temperature glass matrices σ_u may approach the upper limit (Fig.1). A simplistic explanation is that of thermal degradation of fibre strength and Weibull modulus which is known to occur in the isolated fibre state. Another possibility is that of surface mechanical damage induced by premature crystallisation and absence of totally viscous-flow-densification during hot-pressing. These observations have prompted a more detailed study and refinement of composition and processing variables in relation to fibre surface condition, covering a series of GMCs and GCMCs.

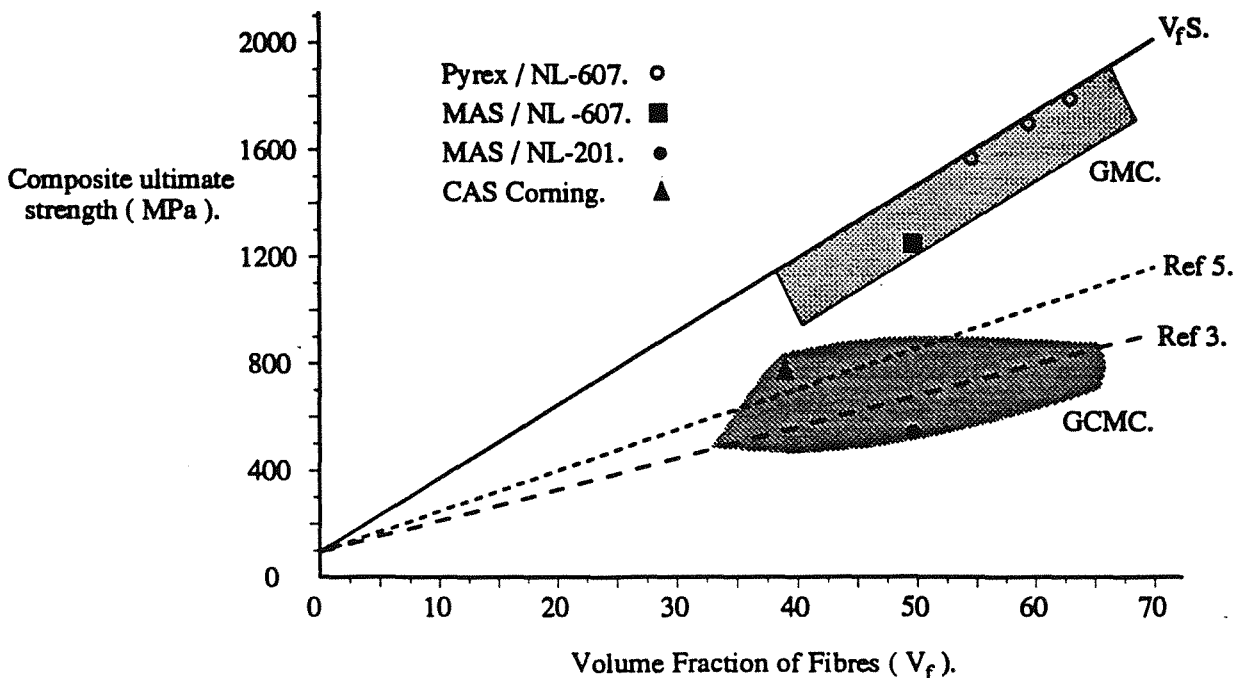


Fig.1 A sample of ultimate bend fracture stresses (σ_u) for GMCs and GCMCs illustrating the improvement in σ_u for MAS compositions relative to borosilicate matrix composites with optimised processing. The reference lines represent typical $\sigma_u - V_f$ relations for tensile fracture according to theory [3,5].

Critical features of the pressure/temperature cycle during hot pressing were a delayed pressure application until beyond the glass softening temperature and a critical choice of pressing isotherm in relation to crystallisation kinetics for GCMCs. Some of these features are summarised in Fig.2 which compares P and T profiles with the 'C-curve' for initiation of crystallisation. There is some control of the latter, and of glass softening range by selection of off-stoichiometric silicate compositions; the most convenient choice is near a eutectic join between primary phase (e.g. low thermal expansion aluminosilicates CAS-anorthite or MAS-cordierite) and binary silicate (wollastonite, CaSiO_3 or enstatite, MgSiO_3). This also facilitates control of matrix thermal expansion α relative to that of the fibre [4], for example cordierite ($\alpha \sim 2.6 \times 10^{-6}$) in phase-mixture with enstatite ($\alpha 8 \times 10^{-6}$) may span the range from negative to positive values with respect to SiC (Nicalon $\alpha \sim 3.1 \times 10^{-6}$).

In addition to P/T cycle and matrix composition, choice of fibre is important in minimising surface 'chemical' damage; carbon pre-coated Nicalon 607 inhibits interfacial cross-diffusion associated with the formation of C-rich layers by in-situ reaction and retains the pristine fibre surface topography and strength.

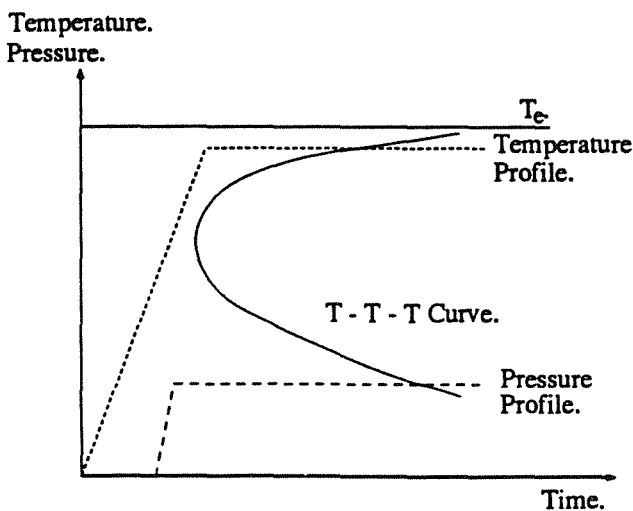


Fig.2 Typical pressure/temperature cycle for GCMC hot-pressing to optimise matrix densification and avoid fibre damage. Pressure application is delayed until glass softening and is followed by rapid densification in the interval before substantial matrix crystallisation (shown via the T-T-T curve in relation to liquidus temperature T_e).

The elevation in GCMC bend strength associated with these combined processing/chemistry changes is illustrated in Fig.1. The MAS matrix composites have an unsurpassed strength near to the upper-bound in

parallel with the borosilicate GMCs. A more limited range of processing variables have been applied to the CAS-matrix compositions but their strength is above that for near-stoichiometric CAS-matrix composites produced commercially (Corning, USA).

In comparing absolute values of ultimate strength with theory there are inevitable difficulties in using bend test data and the lack of precise data for fibre strength and Weibull modulus 'in-situ' after processing. However it is clear that there is little mechanical, thermal or chemical degradation in fibre properties with optimised processing since the lower bound strengths (assuming a Weibull modulus of 3) in Fig.1 use pristine fibre values of ~ 2.7 GPa. This data also supports the recent refinement to theory which assumes that broken fibres may support load by matrix stress-transfer at positions remote from the fracture origin. Curtin [5] has shown that such analysis may increase σ_u by $\sim 30\%$ for $m \sim 3-4$. It is also necessary to correct experimental data for variations in interfacial shear property (τ), although for existing theories (equation 2) σ_u is a relatively insensitive (slowly decreasing) function of τ .

2.2 Matrix Microcracking

In addition to ultimate strength, values of matrix cracking stress and interfacial debond/shear stresses are critical parameters which dictate composite design criteria, for example, the notch sensitivity of CMCs (Fig.3) [6]. In general high ratios of ultimate strength (σ_u) to microcracking stress (σ_m) are required and the latter is associated with low values for interfacial shear stress (τ) in systems with low interface debond energy

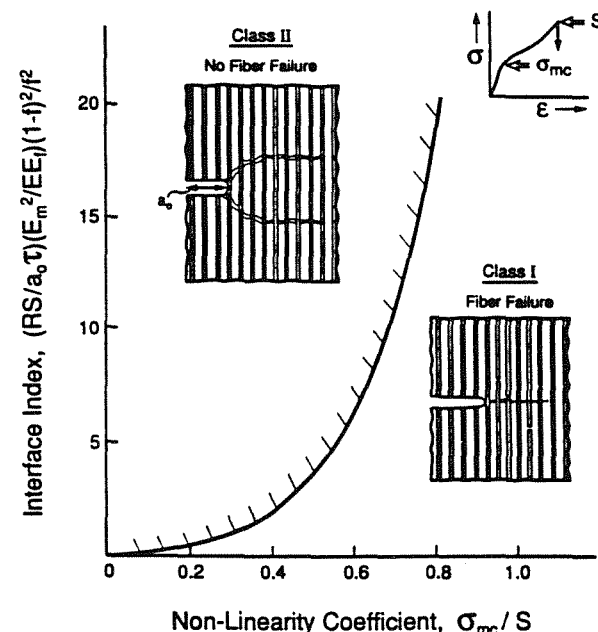


Fig.3. A mechanism map illustrating the influence of microcracking and ultimate stresses (together with interfacial shear stress) on notch sensitivity [6].

(Γ). However, for environmentally sensitive interfaces, such as carbon in oxidising conditions, it is preferable to maintain a moderate σ_m to minimise atmospheric exposure.

An attempt has been made to use GMCs and GCMCs to experimentally model microcracking response in relation to variations in interface microstructure and micromechanical measurements of debond and shear property. Microcracking stresses may be estimated from the thresholds for significant acoustic emission from bend specimens, which is considered more reliable than the detection of non-linearity in stress-strain. Fig.4 is an example of acoustic signal in comparison with a 3pt. bend stress/deflection relation from the high-strength MAS matrix composite.

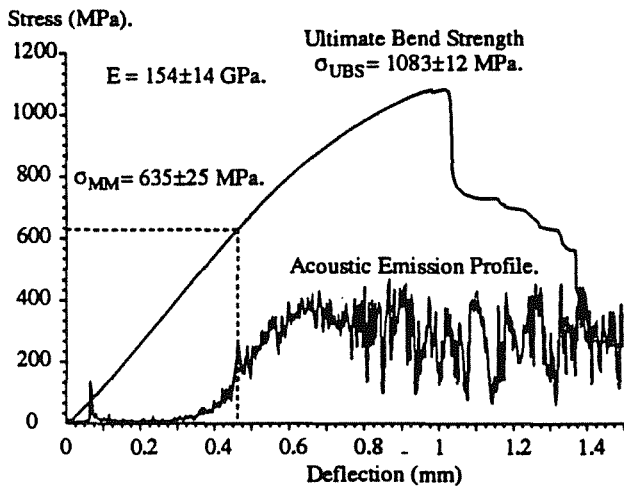


Fig.4 3 point bend stress/deflection plot for a high strength Nicalon 607/MAS matrix composite. Acoustic emission from the composite is recorded during the test to indicate the initiation of matrix cracking.

To measure τ and Γ the technique pioneered by Marshall and Oliver [7] using indentation 'push-down' of exposed fibre ends on transverse polished surfaces has been used. A novel indent system, operating within a scanning electron microscope (SEM), has been developed [8] which has a higher load capability than conventional 'nano indentors' (20N compared to 0.1N). A smaller radius diamond indenter also enables greater fibre sliding distances (u), measured to a positional resolution of < 10 nm using a capacitive gauge attached to the end of a computer-controlled piezo 'inchworm' translator. Load (F) is continuously monitored to a precision of < 1mN using a 'hard' piezo load-cell directly interfaced with the diamond mounting. Within the SEM a simultaneous monitoring of image enables an exact indenter positioning and a correlation of interface debond and sliding events with discontinuities in load/displacement curves. Software has been developed to facilitate the subtraction of displacements due to indent-plasticity and

to plot the F^2 vs u relation [8] from which Γ and τ are calculated using intercept and gradient, respectively. The indentation response is dependent on interface microstructure and, in turn, on processing parameters and matrix and fibre chemistry [9]. Values of 2Γ and τ are listed in Table 1, for a range of GCMCs and interface types, and used to compare theoretical and experimental microcracking levels.

The gradation in matrix microcracking stress (σ_m) follows that in τ but the precise correlation with theory is inhibited by the uncertainty in σ_m defined by the acoustic emission threshold. Using appropriate values for V_f (~40%), fibre and matrix moduli, fibre radius ($r = 7-8\mu\text{m}$ for Nicalon) and matrix fracture energy (Γ_m), combined with experimental values of τ , only moderate agreement with experimental σ_m values is obtained from the expression [10];

$$\sigma_m = \left[\frac{6\tau\Gamma_mE_fE^2V_f}{rE_m^2(1-V_f)} \right]^{1/3} - p\frac{E}{E_m}$$

(where p = longitudinal residual stress in matrix)

Typical composite behaviour (a 3-stage stress-strain relation) is observed for 2Γ and τ values up to $\sim 20\text{Jm}^{-2}$ and ~ 50 MPa, respectively. The theoretically-predicted debond condition Γ (interface)/ Γ (fibre) < 1/4 is apparently not obeyed, assuming typical Γ (fibre) values < 10 Jm^{-2} . Alternatively, measured values for Γ (interface) are too large.

The influence of thermal expansion mismatch between fibre and matrix on Γ and τ is visible in comparing LAS and CAS matrices which give rise to similar interface microstructures but a reversal (from -ve to +ve) in the α values relative to the fibre. For borosilicate matrices, which have similar α values to the fibre, the high Γ and τ values are dominated by the limited interface reaction thickness at the lower fabrication temperature.

2.3 Environmental Stability

The influence of heat treatment in oxidising (air) environment on interface properties and on macromechanical response is generic for composites with C-enriched interfaces; a retention in strength with little change in interface behaviour above $\sim 1000^\circ\text{C}$ and a reduced strength with enhanced statistical spread in strength and interface property in the 400-800° interval.

The data, exemplified in Fig.5, may be explained by the active oxidation (CO or CO₂ loss) of C-rich interfaces

Table 1. Interface debond energies Γ and shear τ for various glass and glass-ceramic matrix composites together with experimental and theoretical matrix microcracking stresses, the latter calculated with and without residual stresses due to thermal mismatch.

Composite/processing condition	$2\Gamma/\text{Jm}^{-2}$	τ/MPa	σ_m/MPa	Theoretical σ_m/MPa	
				inc.res.stress	w/o res.stress
CAS/Nicalon as pressed	9.6 ± 1.2	25 ± 3	390 ± 30	450	370
MAS/Nicalon - 607 as pressed	12.4 ± 5.4	48 ± 15	640	690	530
Borosilicate/Nicalon 607 950°C, 20min.	17.8 ± 8.6	111 ± 108	1000		
Borosilicate/Nicalon 607 1100°C, 20min.	20 ± 7	51 ± 9	600	510	510
LAS/Nicalon - 607	2.2 ± 0.8	14.5 ± 10	-	230	350
BMAS/Tyranno as pressed	1.2 ± 1.6	25 ± 7	-	450	490

at intermediate temperatures by 'channelled', longitudinal, gas transport along fibre interfaces from exposed fibre ends. There is a limited fibre surface oxidative degradation and fibre-matrix 'bridging', giving reduced fibre strength and increased τ . Above 1000°C passive oxidation of SiC (SiO₂ formation) inhibits continued 'channelled' reaction from fibre ends. Further oxygen ingress is limited, in the absence of matrix cracking, to diffusion through the glass-ceramic [11, 12]. Matrix diffusion is surprisingly slow in well-crystallised glass ceramics and, for example, in the CAS composition interface oxidation is limited to a few fibre diameters (10-30 μm) from the free surface. In this surface layer fibre/matrix interfaces are totally 'bridged' by SiO₂ and exhibit immeasurably-high debond and shear levels consistent with zero interface crack deflection.

An important observation is the retention of composite (and hence fibre) strength in the protected state within silicate matrices even following long heat-treatment (> 100 hours) up to 1200°C. This is accompanied by a measurable change in order (or microcrystallite size) in Nicalon fibres and demonstrates that the key problem of strength-loss is related to changes in surface microstructure, probably oxidation-induced.

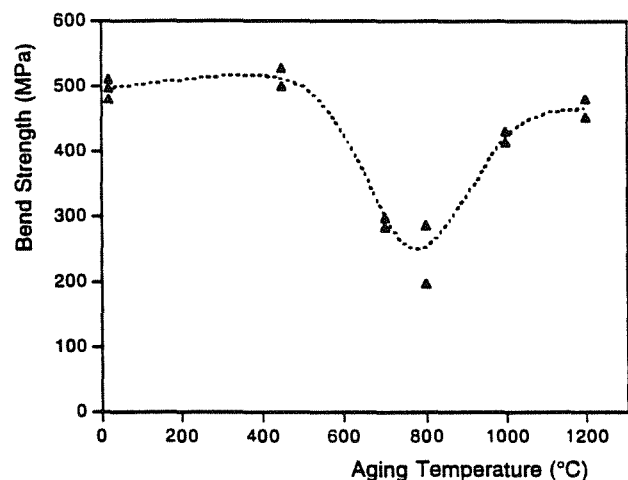


Fig.5(a) Variation in bend strength with oxidising heat treatment (100 hours) for CAS/Nicalon.

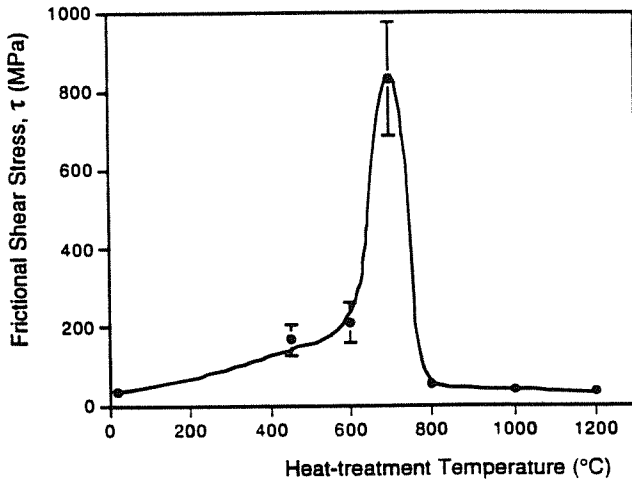


Fig.5(b) Interfacial shear stress τ for the CMCs tested in (a).

2.4 Creep Deformation

Data has been obtained for bend and tensile creep of GMCs and GCMCs at stress levels below σ_m within two temperature regimes; that where both fibre and matrix undergo measurable creep in the isolated state (above $\sim 1000^\circ\text{C}$ for Nicalon) and that where fibres exhibit only elastic deformation.

There is approximate agreement with theoretical prediction based on parallel spring/dashpot elements;

- (i) Creep rates ($\dot{\epsilon}$) are largely fibre-controlled and hence much smaller than matrix rates
- (ii) Nicalon/borosilicate glass composites are limited (by glass softening) to temperatures (400-600°C) where fibres are elastic and hence undergo transient creep; the rate of approach to zero creep is related to matrix creep rate and hence temperature, which agrees with theory [13];

$$\dot{\epsilon} = \alpha \dot{\epsilon}_m [1 - (V_f / \sigma) e]^n$$

$$\text{where } \alpha = \left[\frac{E_m(1-V_f)}{E_f V_f + E_m(1-V_f)} \right] (1-V_f)^n$$

and E_f, E_m are Young moduli of fibre and matrix, V_f = fibre fraction and n = matrix stress exponent

(iii) GCMCs above $\sim 1000^\circ\text{C}$ exhibit classical primary + steady state creep at a composite rate $\dot{\epsilon}_c$ dictated by load-sharing between fibre and matrix [14];

$$\sigma_c = \frac{\sigma_{fo} V_f \dot{\epsilon}_c^{\frac{1}{n}}}{\dot{\epsilon}_{fo}^{\frac{1}{n}}} + \frac{\sigma_{mo} V_m \dot{\epsilon}_c^{\frac{1}{m}}}{\dot{\epsilon}_{mo}^{\frac{1}{m}}}$$

where fibre and matrix creep rates ($\dot{\epsilon}_{fo}$ etc) for stresses (σ_{fo} etc) are measured in isolation and give stress exponents n and m , respectively.

There is evidence that oxidative interface reactions in the critical 400-800°C interval may be responsible for reduced stress-rupture lifetimes, due to loss of fibre strength, especially above σ_m .

3. HIGH TEMPERATURE NITRIDE-MATRIX COMPOSITES

3.1 Microstructure

In the quest for higher temperature performance there is a recognition that currently-available polymer-precursor fibres are intrinsically unstable above 1100-1200°C. Whereas the ultimate solution may rest with oriented oxide monofilaments, there have been a number of CMC studies using CVD SiC monofilaments (Textron SCS) which have a modest strength retention and microstructural stability to $\sim 1400^\circ\text{C}$. They may be incorporated within reaction-bonded silicon nitride (RBSN) at such fabrication temperatures [15] but matrix porosity results in a susceptibility to oxidation of pre-coated carbon-rich interfaces (typically using SCS6 grade filaments). A novel approach to matrix densification, at Warwick, utilises the SRBSN route of intermediate temperature nitriding/partial sintering, using a Si/Si₃N₄ powder mix containing a liquid-sintering aid, followed by a brief liquid sintering under pressure at $\sim 1700^\circ\text{C}$ [16,17]. Single layer filament + powder preforms are made by simultaneous filament winding and tape-casting which produces a regular microstructure on subsequent layer-stacking, nitriding and hot-pressing.

The CVD monofilaments appear to tolerate short excursions to the final sintering temperature with little change in the fine columnar SiC crystal size but with the appearance of microporosity (possibly due to free Si or C reaction/evaporation). A key to composite performance is the survival of part of the carbon precoating; the reaction $3\text{C} + \text{Si}_3\text{N}_4 \leftrightarrow 3\text{SiC} + 2\text{N}_2$ may be shown (using the MTDATA thermodynamic programme - NPL, UK) to proceed in favour of SiC above a critical temperature of $\sim 1400^\circ\text{C}$ at 1

atmosphere N_2 partial pressure. Continued reaction is limited by diffusion through the SiC reaction layer. The matrix is a typical liquid-phase sintered (SRBSN) microstructure of micron-sized βSi_3N_4 or β' Sialon crystals in a glassy residue of the sintering medium (MgO , Al_2O_3 and Y_2O_3 additives were used in varied combination [17]).

Interface microstructure is unstable for long heat-treatments in oxidising atmospheres (100-1000 hours in the 1000-1400°C interval) due to channelled reaction from fibre ends. Channel closure due to passive SiC/Si₃N₄ oxidation is less effective in these microstructures which have very large interface widths ($\sim 5 \mu m$ compared with $\sim 50 nm$ in GCMCs).

3.2 Mechanical Behaviour

Interfacial mechanical data, obtained from filament 'push-through' tests yield shear stresses, τ , of 2-4MPa, with little change from the relatively low debond shear stress. Debonding and shear occurs at the inner carbon interface of the fibre coating and not at the outer reaction interface. The low debond and shear values may result from thermally-induced separation over part of the interface due to the higher expansion coefficient of the fibre. There is little change in τ with oxidising heat-treatments up to ~ 100 hours at 1200°C, during which only partial carbon removal occurs. For longer times τ is reduced to negligible levels, with total filament debonding during specimen polishing.

observation of smaller pull-out lengths and reduced filament strength, probably due to atmospheric interaction (it is known that uncoated monofilaments suffer a 50% strength reduction [18]).

3.3 Creep and Stress-Rupture

Bend-creep has been studied at 1300°C for stresses between 150 and 300 MPa (i.e. below the matrix cracking stress in the linear part of the stress-strain plot for constant-imposed strain rate tests). For all stress levels the creep curves may be resolved into transient and steady state components consistent with a partial load transfer to the monofilaments which have been calculated, from literature data [19], to creep in the isolated state at a slower rate than the composite. All creep curves have a shape consistent with a temperature for measurable simultaneous creep of both matrix and fibre. Unlike GCMCs the disparity in matrix and fibre creep rates is not large.

Stress-rupture tests were conducted between 200 MPa and 400 MPa at 1300°C, using 500 MPa as a zero-time failure stress based on monotonic tests between 1200 and 1400°C. The composite appears to show an almost stress-independent failure limit at ~ 1000 hours. This is symptomatic of a time-dependent interface oxidation coupled with fibre strength degradation. The data has been plotted for comparative purposes in the form of a 'Larsen-Miller' diagram (Fig.7) which combines time (t) and temperature (T) on a single axis via a parameter

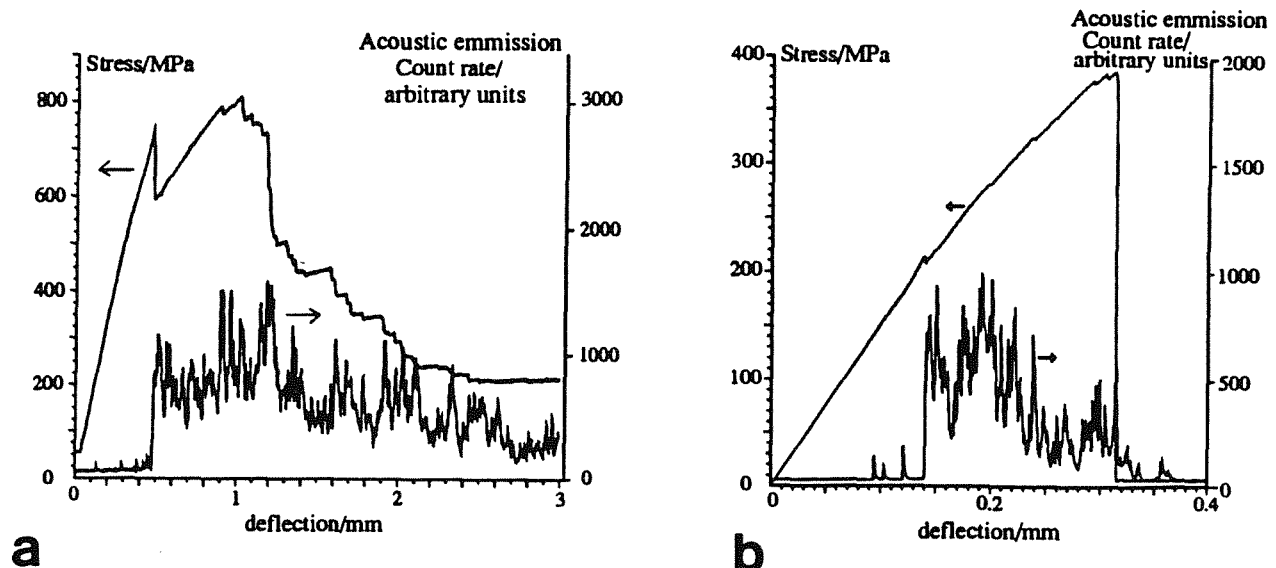


Fig.6 Stress-deflection and stress-elongation curves for 3 point bend (a) and tension (b) tests on a SiC monofilament/SRBSN matrix U.D. composite. Acoustic emission traces are used to detect matrix cracking for comparison with non-linearities in stress-strain plots.

$P = T \log (C + t)$. The constant C is empirically adjusted to enable data from different temperatures to fall on the same line. The data for various stages in evolution of 'superalloy' turbine materials is compared

with that for the CMC which shows a significant increment in Larsen-Miller parameter P , at least for low stress levels.

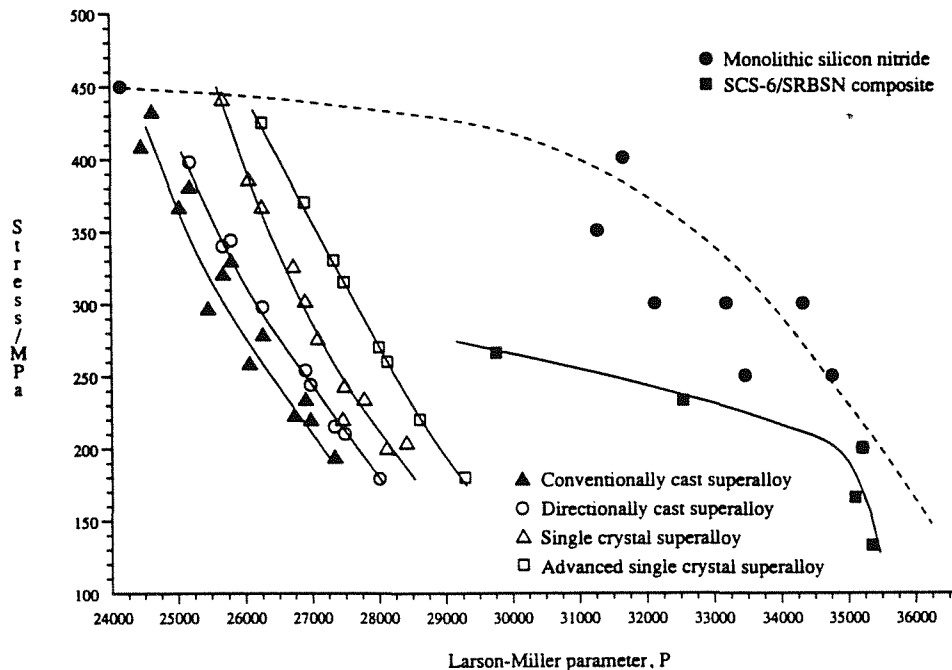


Fig.7 Stress-rupture data for a SiC monofilament/SRBSN matrix composite compared with that for a range of turbine superalloys and a typical monolithic silicon nitride (data from [20]). The Larsen-Miller parameter ($P = T \log [c+t]$) is used to compare the time/temperature influence on a single axis.

4. CONCLUSIONS

The selection of pressure/temperature cycle in relation to matrix chemistry and initial fibre condition is critical in avoiding mechanical and chemical damage to fibre surfaces during fabrication of CMCs. With optimised conditions GCMCs with ultimate bend strengths in excess of 1 GPa are obtainable. High ultimate strength is important in relation to an ability to maintain moderate ratios of σ_u/σ_m for varying σ_m . The value of σ_m in GCMCs is most conveniently controlled via interfacial shear stress τ which varies, typically, from 10-50 MPa and is a function of time and temperature of fabrication as well as chemistry and thermal expansion of matrix relative to fibre. Measured values of fibre-matrix debond energy are sometimes higher than the theoretical limits predicted for ideal composite response.

Interface oxidation is a critical problem at intermediate temperatures (400-800°C) due to channelled reaction from fibre ends. This mechanism is suppressed above ~1000°C by channel-blocking with the SiO₂ oxidation product of SiC. A silicate-coating or preoxidation treatment of exposed fibre ends may resolve the intermediate temperature problem but a stress limit remains that for microcrack exposure of interfaces.

Textron CVD SiC monofilament-reinforced Sialon and Silicon Nitride matrices have been explored as higher temperature CMCs. A novel preform-preparation method using matrix tape-casting has been used in conjunction with SRBSN matrix chemistry/processing. Composite response and moderate fracture energy may be achieved utilising a partially-sacrificial thick C-rich interface which has a very low τ value (2-4 MPa). The oxidation problem of C-rich interfaces is retained at higher temperatures than for GCMCs due to the difficulty in channel-blocking of thick interfaces. Despite the oxidation problem creep and stress-rupture properties exhibit useful increments over turbine superalloys.

ACKNOWLEDGEMENTS

The research surveyed in this paper has been supported by the SERC and Rolls-Royce plc. The use of unpublished data from research colleagues (A.M. Daniel, A. Chamberlain, A.G. Razzell, S. Sutherland, K.P. Plucknett and M.W. Pharaoh) is gratefully acknowledged.

REFERENCES

- [1] Prewo K.M. and Brennan, J.Mat.Sci. **15** 463 (1980).
- [2] Rosen B.W., AIAA Journal **2** 1985 (1964).
- [3] Thouless M.D., Sbaizero O., Sigl L.S. and Evans A.G., J. Amer. Ceram. Soc. **72**, 525 (1989).
- [4] Lewis M.H., Daniel A.M., Chamberlain A., Pharaoh M.W. and Cain M.G., J. of Microscopy **169** 109 (1993) .
- [5] Curtin W.A., J.Amer.Ceram.Soc. **74** 2837 (1991).
- [6] Evans A.G. AGARD report 795, paper 2 (NATO 1993).
- [7] Marshall D.B. and Oliver W.C., J.Amer.Ceram.Soc. **70** 542 (1987).
- [8] Daniel A.M. and Lewis M.H., Ceram. Eng. and Sci. Proceedings, **14**, 131 (Amer.Ceram.Soc. 1993).
- [9] Lewis, M.H. and Murthy V.S.R., Comp. Sci. and Tech. **42** 221 (1991).
- [10] Budiansky B., Hutchinson J.W. and Evans A.G., J. Mech.Phys.Solids **2** 167 (1986).
- [11] Butler E.G. and Lewis M.H., in 'Ceramic Materials and Components for Engines' ed. R. Carlsson, T. Johansson and R. Kahlman, 32 (Elsevier 1992).
- [12] Pharaoh M.W., Daniel A.M. and Lewis M.H., J.Mat.Sci. (1993).
- [13] McLean M., Comp. Sci. and Tech. **23** 37 (1985).
- [14] Bullock E., McLean M. and Miles D.E., Acta. Metal. **25** (1977) 333.
- [15] Bhatt R.T. and Phillips R.E., J.Mat.Sci. **25** 3401, 1990)
- [16] Razzell A.G. and Lewis M.H., Ceram. Eng. and Sci. Proceedings, **12**, 1304 (Amer. Ceram. Soc. 1991).
- [17] Razzell A.G. and Lewis M.H., J. of Microscopy **169** 215 (1993) .
- [18] Foltz T.F., Ceram.Eng.Sci.Proc. **6** 1206 (Amer. Ceram. Soc. 1985).
- [19] DiCarlo J.A., J.Mat.Sci. **21** 217 (1986) .
- [20] Watanabe K., Ozawa T., Kobayashi Y. and Matsuo E., in 'Ceramic Materials and Components for Engines' ed R. Carlsson, T. Johansson and R. Kahlman, 1009 (Elsevier 1992).

FRACTURA DE MATERIALES CERAMICOS

J. S. Moya

Instituto de Cerámica y Vidrio CSIC
28500 Arganda del Rey (Madrid)

Resumen. Se expone la evolución que ha sufrido la cerámica estructural en las últimas dos décadas. Se describe, a) la importancia del procesamiento cerámico en la disminución de los tamaños críticos de defecto, b) la presencia de películas vítreas nanométricas en bordes de grano y el efecto negativo que ejercen sobre el comportamiento mecánico de los materiales cerámicos monofásicos, c) el papel fundamental de la microestructura, sobre todo en el caso de materiales compuestos con una fase dispersa dilatante. Se exponen igualmente las nuevas avenidas de I+D en materiales cerámicos estructurales, basados en el diseño microestructural: estructuras eutéctoides, bimodales, laminados y materiales con función gradiente.

Abstract. The evolution of the structural ceramics during the last two decades is shown: a) The importance of ceramic processing in the decreasing of critical defect size; b) The detrimental effect which the presence of nanometric glassy films at the grain boundary produces on the mechanical behaviour of single phase ceramics, and c) The important role of the microstructure, mainly in the case of composite materials with a dilatant disperse phase. The new avenues of R+D in structural ceramic materials based on microstructural design - eutectoid structures, bimodal, laminates and functionally gradient materials - are also outlined.

1. INTRODUCCION - ESTADO DEL ARTE

El apasionante desarrollo que ha sufrido la cerámica en las dos últimas décadas ha estado conducido más por la "necesidad" que por el "azar".

La histórica crisis del petróleo de 1973 acabó con el sueño dorado de la energía barata e hizo que los procesos productivos cambiaran drásticamente para disminuir los consumos energéticos. Para ello, los techos de temperatura han de ser elevados por encima del de las aleaciones y superaleaciones metálicas, haciendo que los materiales cerámicos tengan que desempeñar un papel mucho más activo y a veces crítico en las nuevas tecnologías.

Aun siendo los materiales cerámicos los primeros que aparecen en la historia del hombre, muy por delante de los metales, el nivel en que se encuentran su desarrollo

a principios de los 70 puede ser calificado de muy rudimentario.

Por ello, podemos afirmar que lo que hoy entendemos por cerámica estructural tiene su origen no hace más de 20 años. Es, por tanto, un campo muy reciente de investigación y desarrollo.

Para mejorar las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos hubo que empezar por disminuir el tamaño de sus defectos críticos mediante un cambio dramático en el procesamiento de los sistemas particulados de partida. A tal efecto, emerge una nueva ciencia, la ciencia del procesamiento cerámico, que tiene su origen en un famoso "Meeting" cuyas contribuciones recoge el libro editado por Onoda [1] "Ceramics before firing" y en los trabajos pioneros de Pask [2].

La segunda gran limitación de los materiales cerámicos

estriba en su intrínseca fragilidad. En este contexto, el descubrimiento en 1975 por Garvie et al. [3] de los mecanismos de reforzamiento de matrices cerámicas mediante la incorporación de elementos microestructurales no lineales, p.e. ZrO₂ parcialmente estabilizada (Fig. 1) abrió una avenida de investigación que ha dado frutos espectaculares (Fig. 2).

En la actualidad está claramente establecido que las propiedades mecánicas de un material cerámico están íntimamente relacionadas con aspectos de su microestructura [4]. Propiedades tales como módulo de rotura, tenacidad, resistencia a la fatiga y resistencia a la deformación en caliente están dictadas por entidades microestructurales dispersas, tales como segundas fases,

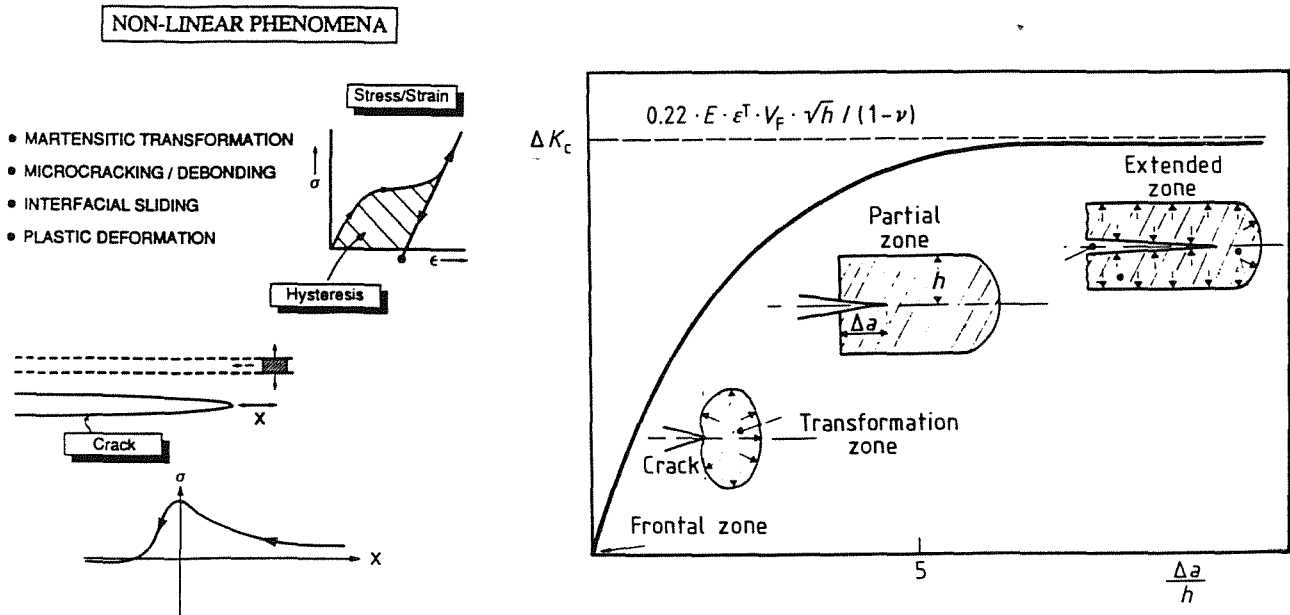


Fig. 1.- a) Papel crucial de elementos de histéresis no lineal en el desarrollo de materiales cerámicos tenaces. b) Curva de resistencia a la propagación de la grieta en función de la zona de transformación, Ref [4,13]

whiskers, precipitados, etc. En el caso concreto de matrices cerámicas con una fase dispersa de circonia - materiales compuestos que han merecido una gran atención en los años 80 y de los que más datos se poseen en la actualidad [5] - la importancia que adquieren los factores microestructurales está claramente representada en la gráfica de la Fig. 3.

$$h = \frac{\sqrt{3}(1+\nu)^2}{12\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_c}\right)^2 \tag{2}$$

$$\delta K_c = \frac{0.22 \cdot E \cdot V \cdot e^T \cdot \sqrt{h}}{1-\nu} \tag{3}$$

Para el caso de materiales compuestos con una fase dispersa de ZrO₂, p.e. ZrO₂-PSMg, si tenemos en cuenta las expresiones

$$\sigma_f = \frac{Cte \cdot K_c}{\sqrt{c}} \tag{1}$$

Para un tamaño constante de grieta, σ_f aumentará cuando K_c aumente (ecuación (1)). K_c aumenta con el tamaño de la zona de transformación h (ecuación (3)), que a su vez aumenta cuando σ_c (tensión crítica requerida para transformar las partículas tetragonales confinadas en la matriz) decrece (ecuación (2)). Como σ_c es muy dependiente del tamaño de las partículas confinadas, tendremos que para optimizar la resistencia a la fractura de estos materiales, máxima cuando $\sigma_f = \sigma_c$ habrá que controlar con precisión su microestructura.

Por ello en la década de los 90 la principal atención se ha puesto en el "diseño microestructural" como principal herramienta para optimizar las propiedades mecánicas a temperatura ambiente y principalmente a elevada temperatura, de las nuevas generaciones de materiales cerámicos, p.e. estructuras bimodales y nanoestructuras [6,7].

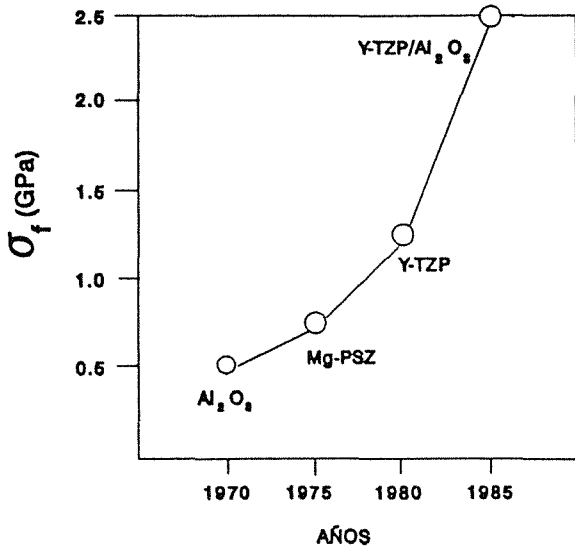


Fig. 2.- Evolución de la resistencia a la fractura de materiales cerámicos reforzados con circonia.

A continuación se exponen algunos ejemplos significativos tomados de investigaciones llevadas a cabo bajo mi dirección en el Dpto. de Cerámica del ICV que creo pueden ilustrar el camino recorrido en estos intensos años de investigación (1978-1994) en el campo de los materiales cerámicos estructurales.

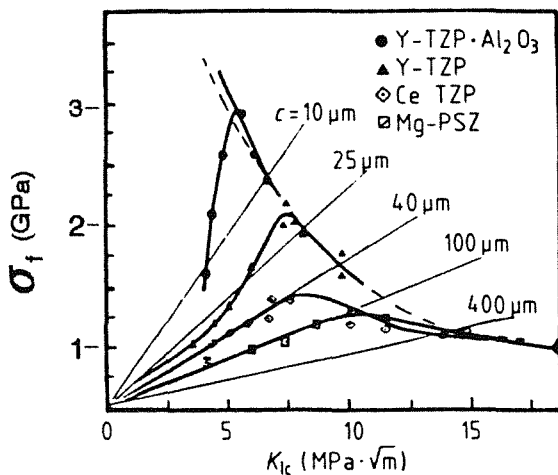


Fig. 3.- Relación entre la tenacidad y la resistencia a la fractura en materiales cerámicos reforzados con circonia Ref [13]

2. MATERIALES CERAMICOS MONOFASICOS: ALUMINA Y MULLITA

Está bien documentado en la literatura [8] que los iones presentes en solución sólida en materiales policristalinos tienden a segregarse en el borde de grano.

La relación entre la concentración de soluto en el borde de grano (c_{gb}) y en el volumen (c_1) podría expresarse de la forma siguiente:

$$\beta = \frac{c_{gb}}{c_1} = \exp\left(\frac{\Delta G}{KT}\right) \quad (4)$$

donde ΔG es la variación de energía libre debida a la segregación.

Para solutos que poseen un tamaño no muy diferente del del ion solvente

$$\ln \frac{c_{gb}}{c_1} = \left(\frac{r_2 - r_1}{r_1}\right)^2 \quad (5)$$

siendo r_1 el radio iónico del ion solvente y r_2 el radio iónico del ion soluto.

La Fig. 4 muestra la relación I_{soluto}/I_{Al} para muestras de Al₂O₃ policristalina [8] conteniendo diferentes solutos (Ti, La, Sc, Ni, Si, Ca).

En los compactos cerámicos reales siempre están presentes impurezas que durante el proceso de sinterización tienden a segregarse al borde de grano haciendo posible la formación de fases vítreas o amorfas que pueden condicionar el comportamiento a la fractura de estos materiales tanto a temperatura ambiente como principalmente a elevadas temperaturas.

Moya et al. [9] han estudiado el efecto de la presencia de una película vítrea en el borde de grano sobre las propiedades mecánicas en muestras de alúmina policristalina obtenidas por prensado en caliente a 1500°C.

Ambas muestras poseen un similar tamaño medio de grano ($\approx 3\mu m$) pero diferentes contenidos de impurezas (Tabla I). Como se aprecia en la Fig.5 la muestra A-14 presenta una fase amorfa en el borde de grano rica en sílice.

TABLA I

	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Fe ₂ O ₃	MgO	Ga ₂ O ₃	TiO ₂
A-14	mayor	0.15	0.01	0.04	0.05	0.008	0.003
HFA-14	mayor	0.01	0.005	0.03	0.003	0.007	0.002

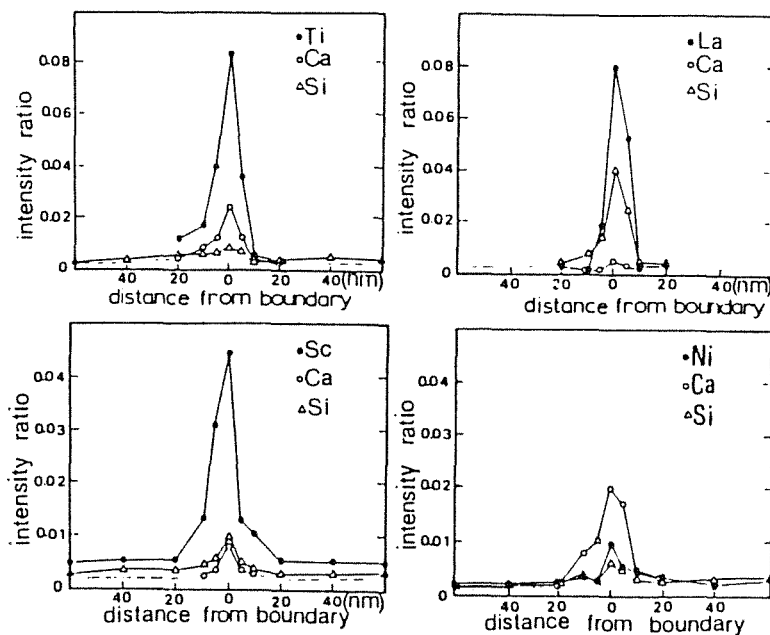


Fig. 4.- Relación de intensidades de cuentas de Rayos X ($I_{\text{solute}}/I_{\text{Al}}$) para muestras de aluminas conteniendo Ti, La, Sc, Ni y Ca como solutos Ref. [8]

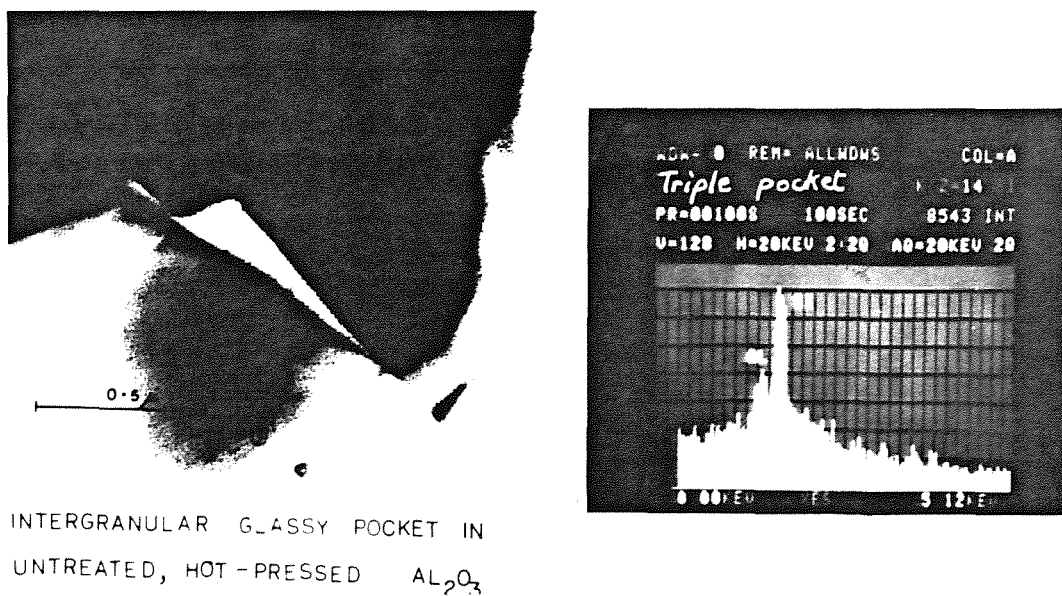


Fig. 5.- a) Micrografía de MET de la muestra A-14 mostrando una fase amorfa intergranular; b) Microanálisis correspondiente a la fase vítrea intergranular

La presencia de esta película vítrea hace que el modo de fractura sea completamente diferente. En el caso de la muestra con mayor contenido de impurezas las grietas generadas mediante indentación Vicker son básicamente intergranulares mientras que en la muestra con bajo contenido de impurezas son claramente transgranulares (Fig.6). La tenacidad es también diferente en ambas muestras. La que tiene mayor contenido de impurezas A-14 posee un valor de $K_{Ic} \approx 3.0 \text{ MPam}^{1/2}$, mientras que en la más pura HFA-14 $K_{Ic} \approx 4.9 \text{ MPa}^{1/2}\text{m}$.

Otro claro ejemplo del efecto negativo que ejercen sobre las propiedades mecánicas de un compacto policristalino películas vítreas nanométricas localizadas en el borde de grano lo constituyen los materiales de mullita.

Los vidrios de silicato poseen un ángulo de mojado muy bajo en los materiales de mullita lo que hace que penetren con gran facilidad a través del borde de grano (Fig.7) como consecuencia de este hecho, la curva de σ_f vs. temperatura [10], presenta una forma similar a la de

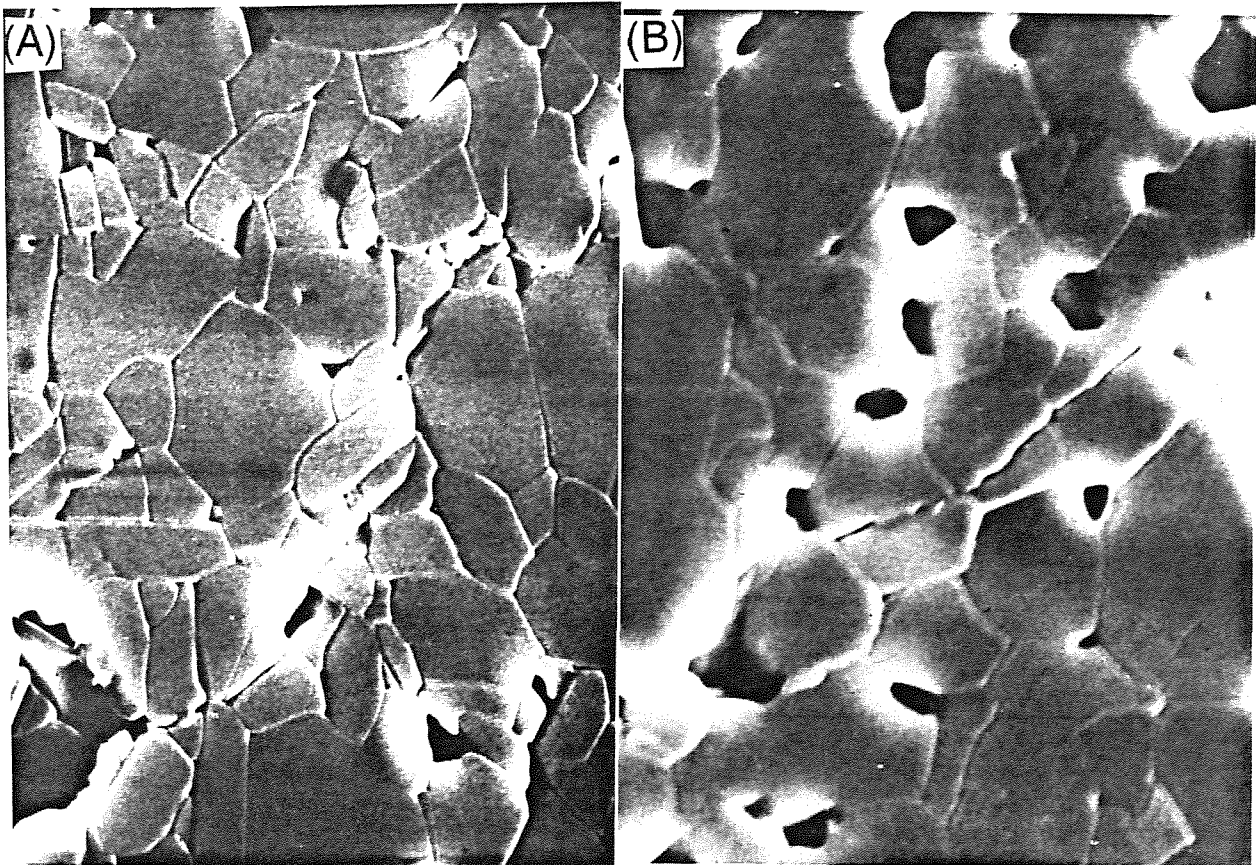


Fig. 6.- Grietas producidas por indentación Vickers en la muestra a) A-14 y b) HFA-14.

la Fig. 8. Estos vidrios poseen un T_g situado entre 600-800°C, por lo tanto a partir de esta temperatura la viscosidad de esta fase vítrea comienza a disminuir drásticamente dando lugar a fenómenos de naturaleza plástica.

Es decir a partir de una cierta temperatura se producen las condiciones favorables para la propagación subcrítica de grietas, como se aprecia en la micrografía de la Fig. 9.

La presencia de películas vítreas de esta naturaleza se ha

puesto también de manifiesto en otros materiales monolíticos no oxídicos [11] de una sola fase como en el Si_3N_4 con un claro detrimento sobre las propiedades mecánicas a elevada temperatura. Hasta qué extremo este hecho es importante, que la "Allied-Signal Aerospace Company" (USA) limita el contenido total de impurezas (Ca, Ce, F, Na, Fe, Al) del Si_3N_4 para usos estructurales a elevada temperatura a un techo máximo de 100 ppm.

3. MATERIALES CERAMICOS CON UNA FASE DISPERSA DE CIRCONA

(i) Alúmina-Circonia

La alúmina y la circonia son dos compuestos compatibles en estado sólido que por sus extraordinarias propiedades, tales como estabilidad química, refractariedad y dureza son contemplados como candidatos potenciales para múltiples aplicaciones estructurales. Sobre este grupo de materiales se ha realizado un gran esfuerzo de I+D a lo largo de los últimos 15 años [12, 13].

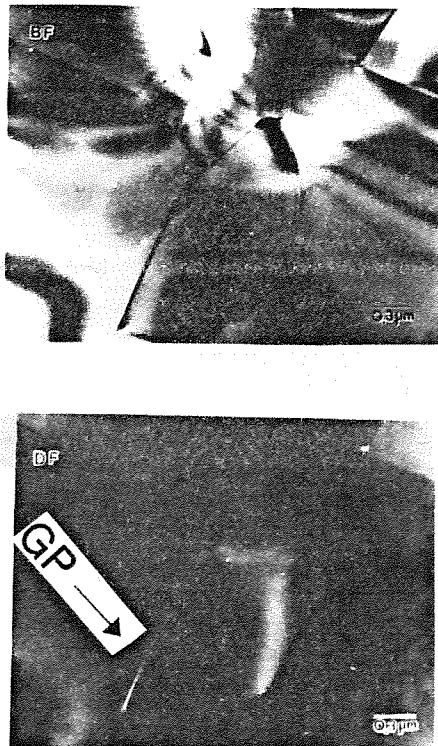


Fig. 7.- Imagen de campo oscuro obtenida por MET de una muestra policristalina de mullitas, mostrando la presencia de una lámina vítrea nanométrica.

ZrO₂ dispersa. En esta figura se puede apreciar como la dureza decrece monótonicamente cuando crece el tamaño medio de grano hasta alcanzar un valor crítico ($\approx 1.2\mu\text{m}$) en donde sufre una súbita disminución. La Fig.12 representa el % de t-ZrO₂ y el K_{Ic} vs el tamaño medio de ZrO₂. En esta figura también se aprecia que el contenido de t-ZrO₂ decrece linealmente con el aumento del tamaño medio de ZrO₂ hasta sufrir un decrecimiento brusco en torno al valor $d_{50} \approx 1.24 \mu\text{m}$. Sin embargo la tenacidad del compacto permanece

En esta familia de materiales cerámicos compuestos la microestructura también condiciona de forma crítica su comportamiento mecánico y sobre todo la naturaleza de la fase dispersa en este caso circonia.

Para ilustrar este hecho consideremos el caso estudiado por Osendi y Moya [14] de un compuesto de Al₂O₃+8%vol.ZrO₂ con diferentes distribuciones del tamaño de grano de la circonia. Ello se consiguió sometiendo el compuesto policristalino (Fig.10) a tratamientos de recocido a 1570°C con tiempos que variaron entre 1 y 40 h. En la Fig.11 se representa la dureza Vickers vs el tamaño medio de partícula de la

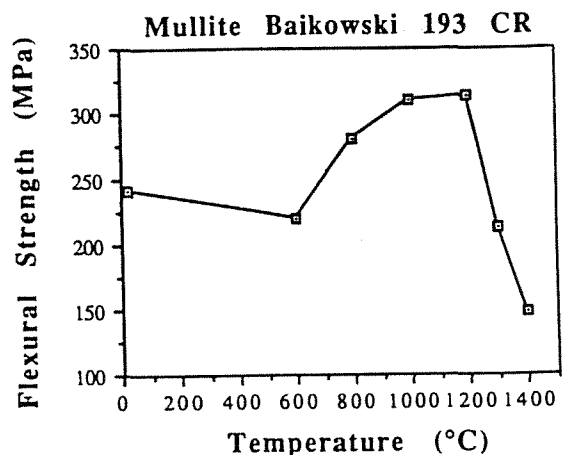


Fig. 8.- Variación de la resistencia mecánica a la fractura, (σ_f), de un material de mullita con la temperatura. Ref[10a].

prácticamente constante ($K_{Ic} \approx 5.5 \text{ MPam}^{1/2}$) en el intervalo estudiado ($0.6 - 1.24 \mu\text{m}$) independientemente del contenido de circonia y del tamaño medio de la fase dispersa. Este hecho se puede explicar por la contribución simultánea, en este tipo de compactos, del mecanismo de reforzamiento por transformación martensítica t \rightarrow m de la circonia y del microcraqueado (microcracking).

Es decir para valores bajos de tamaño medio de la circonia, $d_{50} < 0.8 \mu\text{m}$ la mayor contribución a la tenacidad del compacto proviene de la transformación martensítica de la circonia, mientras que por encima de este valor el mecanismo más importante es el de microcraqueado.

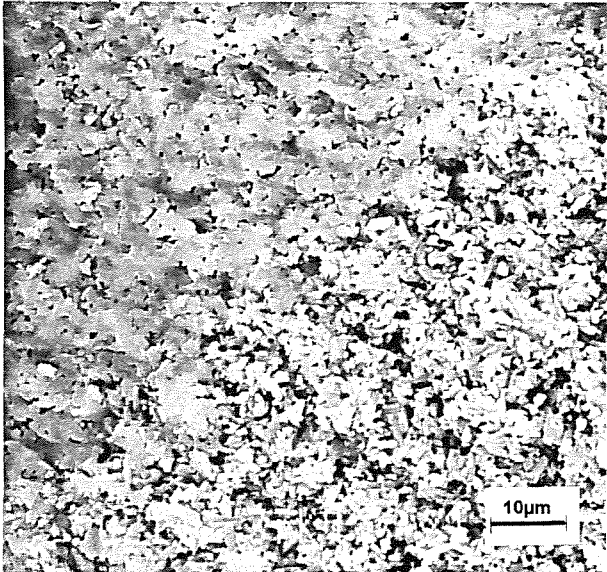


Fig. 9.- Micrografía de MEB de la superficie de fractura de un material de mullita a 1300°C, mostrando una región de propagación subcrítica de grietas.

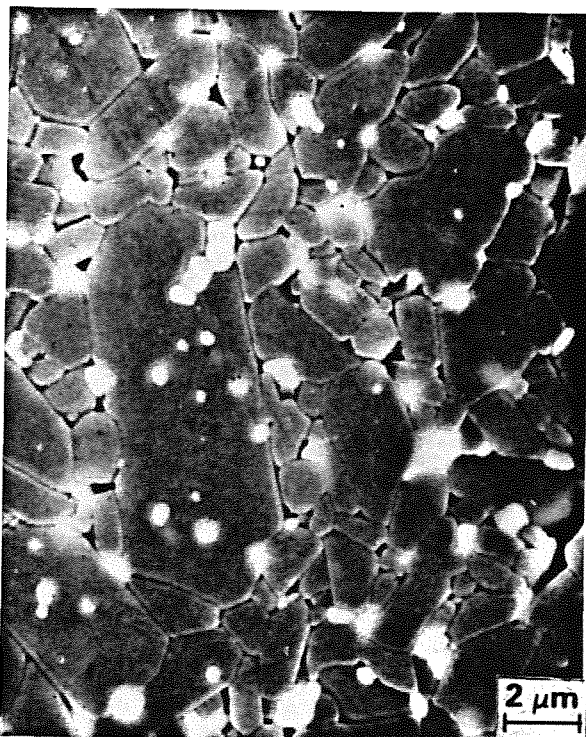


Fig. 10.- Micrografía de MEB de un compacto de alúmina con una fase dispersa de circonia.

Cuando la fracción de partículas gruesas de circonia ($> 1.2 \mu\text{m}$) supera un cierto valor ocurre: a) microcraqueado espontáneo sin aplicación de tensión alguna, y b) interacción simultánea, de las microgrietas generadas. Este fenómeno conduce a la degradación mecánica del material (Fig.13). Como se puede apreciar en las Figs.11 y 12, este hecho ocurre en un margen muy estrecho de tamaños medios de grano de ZrO_2 (1.20-1.25 μm) lo que indica que en estos materiales compuestos es más importante la distribución de tamaños que el tamaño medio de partícula de la ZrO_2 dispersa.

Estos resultados ponen de manifiesto que de cara a las posibles aplicaciones estructurales de estos materiales a temperaturas elevadas ($T > 1200^\circ\text{C}$) hay que tener muy en cuenta no sólo la microestructura de partida sino también los cambios microestructurales que puede sufrir en servicio ya que, como se ha tratado de enfatizar en el ejemplo anterior, pueden influir muy negativamente en su comportamiento mecánico.

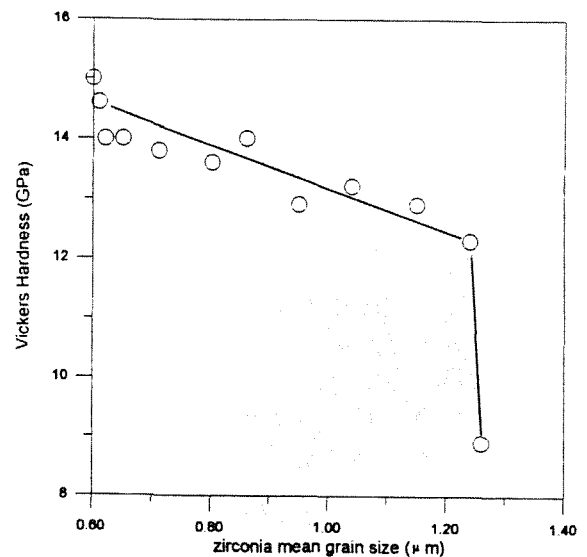


Fig 11.- Dureza Vickers vs tamaño medio de partícula de la circonia en compactos de alumina-8% vol circonia.

(ii) Mullita- ZrO_2

La mullita es un compuesto silicoaluminoso con una composición $\text{MAl}_2\text{O}_3\text{-NSiO}_2$ en donde la relación M/N puede variar entre 2 y 3/2. Este compuesto posee una excelente resistencia a la deformación bajo carga a elevada temperatura (10^{-10}s^{-1} vs 10^{-6} para la Al_2O_3 policristalina a 1200°C). Sin embargo adolece de a) una acusada fragilidad ($K_{Ic} \approx 2\text{MPam}^{1/2}$) y b) como ya hemos apuntado anteriormente, la posible presencia de películas vítreas en el borde de grano como consecuencia de las impurezas presentes en los polvos de partida.

La circonia y la mullita son compatibles en estado sólido, por tanto la adición de partículas de circonia a una matriz de mullita es un camino plausible para aumentar el valor de su factor intrínseco de concentración de tensiones. En los primeros trabajos que se hicieron sobre este tipo de compactos, Moya y Osendi [15] pusieron de manifiesto lo que sigue:

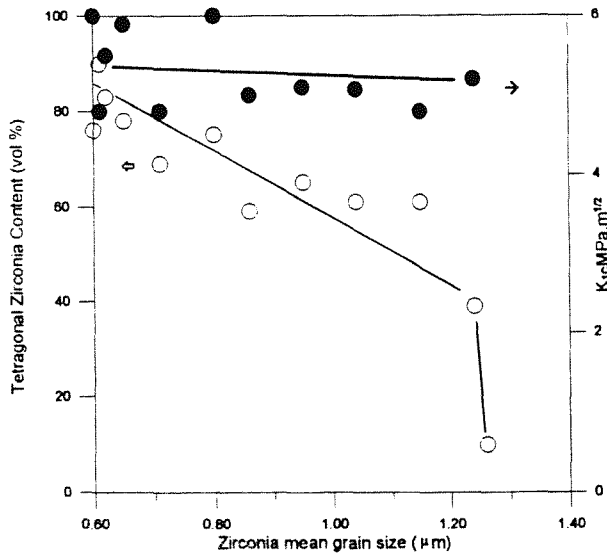


Fig. 12.- Contenido de circonia tetragonal y K_{Ic} vs tamaño medio de la partícula de circonia en compactos de alúmina-8% vol circonia.

(a) La presencia de circonia favorece la sinterización de la mullita (Fig.14) mediante la formación de una solución sólida sustitucional de circonia (0.5 %) en mullita y la subsiguiente formación de vacantes de Al.

(b) El valor de σ_f y K_{Ic} aumentan con la adición de circonia (Fig. 15).

Estos compuestos se obtuvieron a partir de mezclas homogéneas de polvos de mullita y circonia, por ello poseen una fina microestructura ($d_{50} \leq 2\mu\text{m}$). Como consecuencia de ello y de las fases vítreas remanentes en borde de grano su comportamiento mecánico a elevada temperatura no se afecta de forma notable con la presencia de la fase dispersa circonia [10].

El avance más importante en la mejora de las propiedades mecánicas de estos compuestos bifásicos se ha conseguido cambiando la microestructura y la distribución de las fases a través de un procesamiento completamente diferente [16]. Este es el caso de los materiales de mullita-ZrO₂ obtenidos mediante sinterización reactiva de mezclas de circon + alúmina.

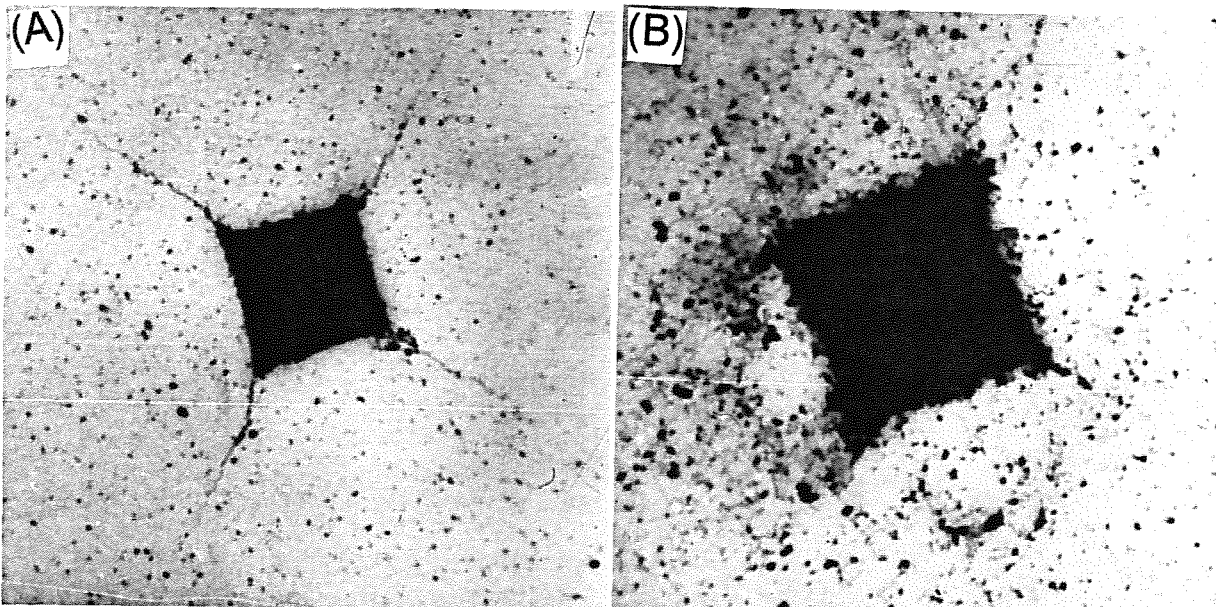
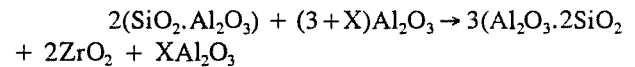


Fig. 13.- Huella de indentación Vickers producida con una carga de 120 N en el compacto de alúmina-8% vol circonia, siendo el tamaño medio de circonia a) 1.20 μm y b) 1.24 μm .

A través de este proceso se pueden obtener materiales con una matriz de mullita y una fase dispersa de circonia y alúmina. La diferencia fundamental con el caso anterior estriba en que en este caso la microestructura está formada por aglomerado ($\approx 10\mu\text{m}$) de cristales de mullita con partículas atrapadas de t-ZrO₂

y alúmina ($< 1\mu\text{m}$) y con bordes de grano dislocados libres de fase vítrea. La fase vítrea se encuentra confinada en los puntos triples inter-aglomerados conjuntamente con las partículas gruesas de ZrO₂ (Figs.16, 17).

Esta particular morfología confiere al material una extraordinaria resistencia a la deformación bajo carga a elevada temperatura ($10^{-10} \text{ s}^{-1} T \geq 1200^\circ\text{C}$) muy superior a la de otros materiales compuestos estudiados hasta la fecha (Fig.18).

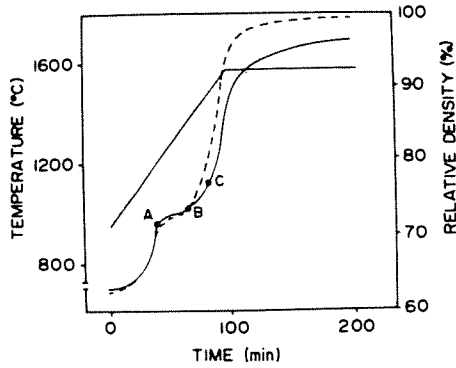


Fig. 14.- Curva de sinterización dinámica correspondiente a (llena) mullite y (trazos) mullita + 15% vol ZrO₂. Ref. [15]

4. DISEÑO DE MICROESTRUCTURAS

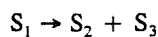
Hasta el final de los 80 el mayor esfuerzo se ha puesto principalmente en obtener materiales cerámicos monofásicos o con una fase dispersa reforzante (p.e. ZrO₂), con muy fino tamaño de grano, libre de defectos y con bordes de grano exento de fase vítrea. Con esta estrategia se han conseguido materiales con altísimos valores de σ_f a temperatura ambiente (2.5 GPa para Y-TZP/Al₂O₃) y moderados valores de K_{Ic} (hasta un valor máximo de 10 MPam^{1/2}). Este tipo de materiales, sin embargo se degradan mecánicamente a elevadas temperaturas, debido a problemas de plasticidad, cavitación y pobre resistencia a la deformación bajo carga.

La estrategia que se ha seguido a principios de los años 90, para mejorar el comportamiento mecánico de los materiales cerámicos [6, 17, 18] i.e. tolerancia a los defectos, tolerancia al daño y alta resistencia a la deformación en caliente, se basa en: a) el diseño de microestructuras homogéneas o duales con elevado tamaño de grano, y b) el edificio de microarquitecturas laminadas con diferente composición y morfología.

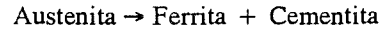
Para abordar esta nueva estrategia, en el Dpto. de Cerámica hemos abierto tres posibles rutas, a saber:

(i) Estructuras eutéctoides.

Se dice que ocurre una reacción eutéctoides cuando una fase sólida (S₁) estable a temperatura elevada se descompone mediante una reacción exotérmica a una temperatura dada (T_e) en dos nuevas fases sólidas (S₂, S₃)



Un clásico ejemplo de descomposición eutéctoides en el diagrama Fe - CFe es el de la austenita:



En el diagrama de equilibrio Al₂O₃-TiO₂, el único compuesto estable es el TiAl₂O₅. Este compuesto descompone de forma eutéctoides a 1280°C según la reacción



A temperaturas inferiores a la del punto eutéctoides, la fuerza conductora para la descomposición (ΔG) aumenta y el proceso puede ser controlado.

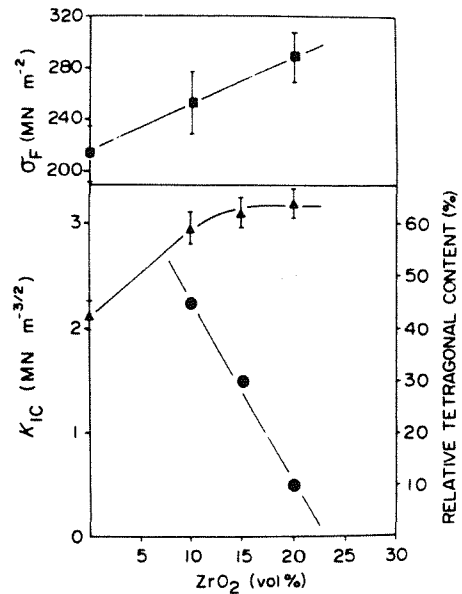


Fig. 15.- Resistencia a la fractura σ_f , K_{Ic} y fracción de circonia tetragonal vs el contenido de circonia en compactos de mullita. Ref. [15]

Pena et al. [19] han estudiado esta descomposición eutéctoides a diferentes temperaturas, obteniendo compactos bifásicos con una matriz continua de rutilo reforzada con "whiskers" de corindón distribuidos al azar con $\approx 13\mu\text{m}$ de longitud y $\approx 2\mu\text{m}$ de sección (Fig.19).

Debido a esta particular morfología, estos materiales poseen unas propiedades mecánicas excepcionales

$$\sigma_f = 300 \text{ MPa.}$$

$$K_{Ic} = 9 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

Estos materiales, dado el gran tamaño de su microestructura ($> 10\mu\text{m}$) son excelentes candidatos para usos estructurales a elevada temperatura ($< 1280^\circ\text{C}$).

(ii) Estructuras bimodales

Este tipo de estructuras bifásicas se diferencian de las ya descritas -- donde una fase dispersa transforma martensíticamente en el entorno de la grieta siendo un fenómeno que depende de la temperatura, -- en que en éstas la fase dispersa posee un tamaño de grano diferente al de la matriz y sobre todo un coeficiente de expansión y módulo elástico mucho menor que el de la matriz.

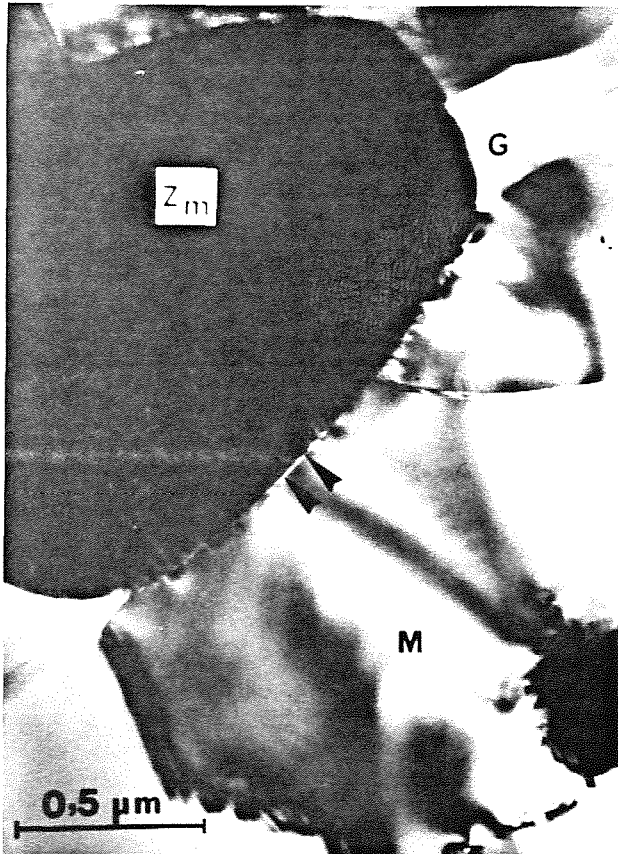


Fig. 16.- Micrografía de MEB mostrando la presencia de fase vítrea (G) y granos gruesos de circonia monoclinica localizados en puntos triples, así como aglomerados de mullita con bordes de grano dislocados libres de fase vítrea.

En este tipo de materiales cerámicos compuestos, el mecanismo de reforzamiento que opera [6] es el de puenteo de granos localizados en la región de la grieta ("grain-localized bridging") (Fig.20). Los granos que hacen de puente entre los labios de la grieta están sometidos a una tensión interna de compresión, lo que genera un aumento de la tenacidad con el incremento de la longitud de la grieta (comportamiento curva R). Este hecho se traduce en una mayor tolerancia a los defectos.

Un sistema en donde se presenta este fenómeno es el constituido por una matriz de $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ y una fase dispersa de $\beta\text{-TiAl}_2\text{O}_5$. El titanato de aluminio es un

compuesto singular que posee un coeficiente de dilatación muy pequeño ($\alpha = -1 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}$) y un bajo módulo elástico ($E = 20 \text{ GPa}$) comparado con los correspondientes de la α -alúmina ($\alpha = 8 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}$, $E = 380 \text{ GPa}$).

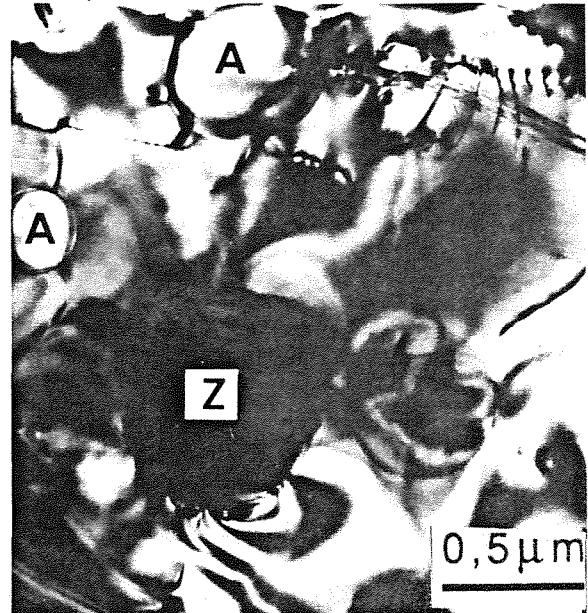


Fig. 17.- Micrografía de MEB donde se observa un aglomerado de mullita con partículas de alúmina (A) y circonia tetragonal intergranular (Z) atrapadas en su interior. Ref.[16 b]

Bartolomé et al. [20] en un reciente trabajo han obtenido, mediante sinterización y reacción "in situ" de mezclas de $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2$, estructuras bimodales consistentes en una matriz continua de alúmina con un tamaño de grano fino ($\approx 3 \mu\text{m}$) y una fase dispersa de $\beta\text{-TA}$ formada por aglomerados de granos con un tamaño medio de $\approx 25 \mu\text{m}$ (Fig.21). Como se aprecia en la Fig.22, estos materiales poseen una gran tolerancia a los defectos, muy superior a la que exhiben los materiales cerámicos monofásicos.

(iii) Estructuras laminadas

Los compuestos cerámicos laminados ofrecen una oportunidad única para el diseño "ad hoc" de materiales con microestructuras y microarquitecturas complejas que pueden satisfacer los requerimientos de las nuevas tecnologías.

Un ejemplo de la extraordinaria importancia que posee este particular diseño lo ofrece la naturaleza. En la Fig. 23 se muestra una micrografía de la superficie de la fractura de una concha (oreja de mar mediterráneo). Este biomaterial está constituido por capas de $\approx 1 \mu\text{m}$ de espesor de aragonito unidas entre sí por un cemento orgánico (proteína). Como consecuencia de esta especial

configuración su módulo de rotura $\sigma_f = 300$ MPa y $K_{Ic} = 10 \mu\text{Pam}^{1/2}$ son ≈ 10 veces superiores a los valores que se obtienen con un monocristal de aragonito.

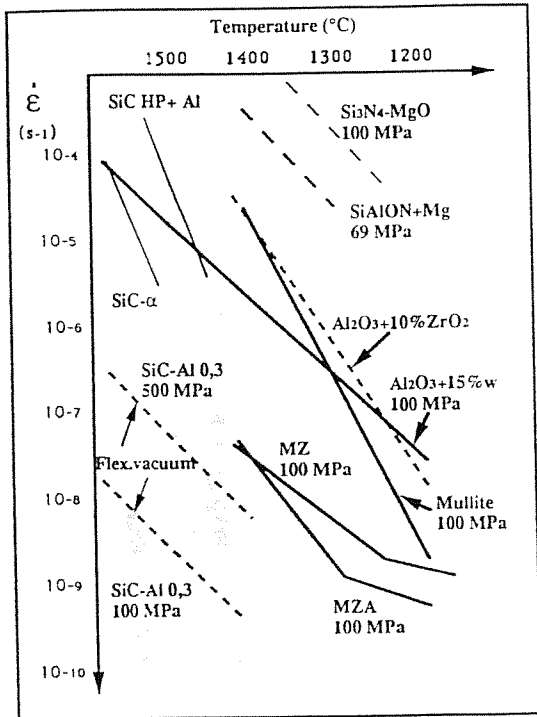


Fig. 18.- Representación de Arrhenius para la mullita-circonia, MZ, y mullita-circonia-alumina MZA ($\sigma = 100$ MPa) comparándolo con otros materiales de la literatura. Ref [16 b].

Hoy existe una nueva avenida de investigación en materiales que recibe el nombre de "biomimética" [21], que tiene como objetivo imitar a la naturaleza.

En este sentido en el Dpto. de Cerámica del ICV iniciamos en el año 1987 una nueva línea de investigación que ha tenido como objetivo el desarrollo de materiales laminados mediante colaje secuencial de barbotinas con diferentes composiciones [22].

Haciendo uso de esta técnica, muy recientemente [23] se han desarrollado materiales compuestos laminados de Alúmina-Alúmina [t-ZrO₂(Y₂O₃)] con microestructuras duplex, es decir con dos tamaños de grano muy diferentes $3/40 \mu\text{m}$ en capas sucesivas (Fig. 24). Estos materiales son capaces de ofrecer una gran resistencia a la deformación en caliente ($\dot{\epsilon} \approx 1/d^2$, d tamaño medio de grano) a la vez que una elevada resistencia a la fractura $\sigma_f \geq 600$ MPa.

Este tipo de compuestos laminados con estructuras duplex pueden satisfacer completamente los requerimientos señalados en el informe de Raj [17] para su utilización en aplicaciones estructurales por encima

de los 1500°C, a saber:

- (i) Resistencia a la oxidación.
- (ii) Resistencia al deslizamiento del borde de grano y a la cavitación.

Con objeto de estudiar el comportamiento de esta nueva familia de materiales a elevada temperatura ($\dot{\epsilon}$, σ_f , K_{Ic}) y la influencia que pueden ejercer los parámetros microestructurales y morfológicos, un amplio programa de investigación está en vías de realización conjuntamente con el ICM de Sevilla CSIC.

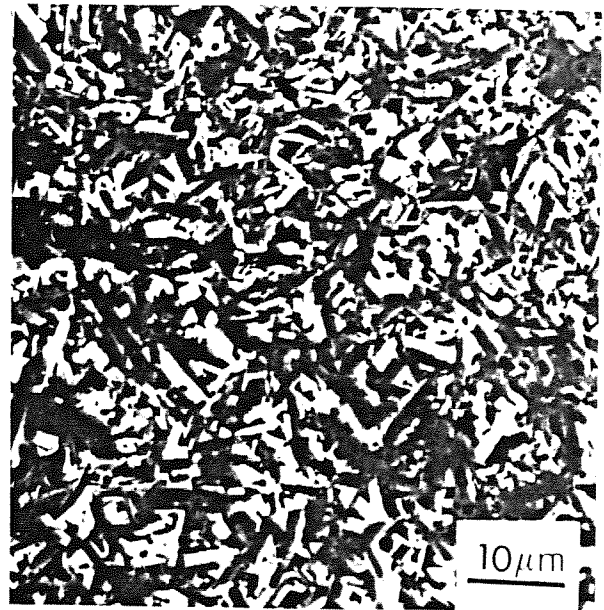


Fig. 19.- Micrografía de SEM de una compacto de rutilo-corindón obtenido por descomposición eutécticoide. Ref [19].

5. MATERIALES CERAMICOS CON FUNCION GRADIENTE (FGC).

Este concepto aparece en Japón por primera vez en el año 1985. Un material con función gradiente (FGM) es aquel que posee una estructura tal que una determinada propiedad varía a lo largo del volumen, p.e. dureza, conductividad térmica, constante dieléctrica etc. Los primeros estudios se han llevado a cabo con materiales compuestos metal-cerámica siguiendo una ruta pulvimetalúrgica [25].

El primer material cerámico con función gradiente fue obtenido por Moya et al.[26] en 1992 siguiendo un proceso similar al descrito para materiales laminados, es decir, colaje secuencial. Por este procedimiento se han obtenido FGC de Al₂O₃-YTZP con 8 capas diferentes (Fig. 25), y densidad próxima a la teórica (> 99 %).

Haciendo uso de este concepto, se puede diseñar materiales capaces de llevar a cabo funciones específicas que no pueden ser satisfechas por ningún material cerámico monolítico. Estos materiales son básicamente heterogéneos de manera que que por un lado, p.e. pueden poseer una elevada conductividad térmica, mientras que por el opuesto lado pueden ser perfectos aislantes térmicos. En el caso concreto de un material FGC de Al_2O_3 -YTZP como el de la Fig. 25, pero obtenido por difusión superplástica a elevada temperatura con sólo 6 capas, en el Dpto. de I+D de la Suzuki Motor Corp. [27], se ha podido determinar por el método de elementos finitos las tensiones residuales de cada capa y la distribución de tensiones cuando la capa de YTZP o la de Al_2O_3 está sometida a tensión (Fig.26).

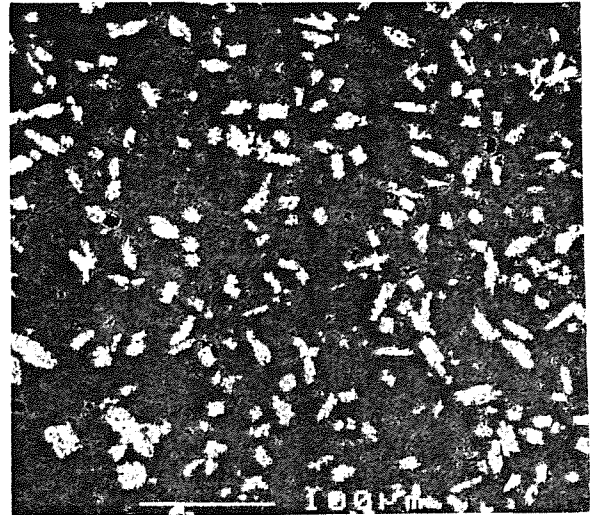


Fig. 21.- Micrografía de SEM mostrando la estructura bimodal de un compuesto de alúmina con una fase dispersa de aglomerados gruesos de TA.

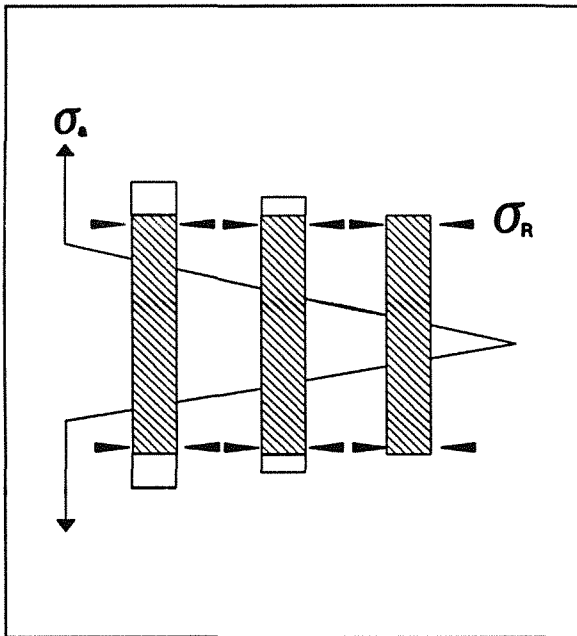


Fig. 20.- Diagrama esquemático mostrando el efecto curva R mediante puenteo de granos localizados en la región de la grieta. Los granos puente están atrapados por una tensión residual σ_R .

En ensayos de flexión en tres puntos se ha podido determinar el valor de σ_f aparente cuando la capa de YTZP o de Al_2O_3 están sometidas a tensión:

$$\begin{aligned} \sigma_{YTZP} &= 1400 \text{ MPa} \\ \sigma_{Alumina} &= 400 \text{ MPa} \end{aligned}$$

Como se puede observar la resistencia a la fractura de estos materiales laminados con función gradiente es extremadamente dependiente de la dirección en que se aplica la tensión.

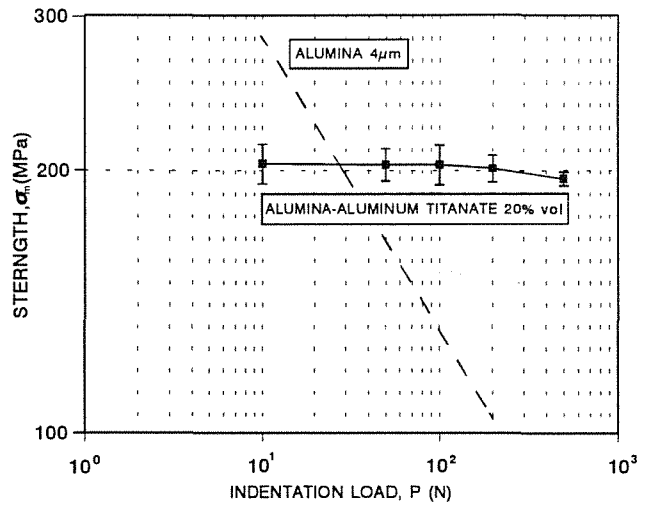


Fig. 22.- Resistencia mecánica vs carga de indentación para materiales de alúmina-TA con estructuras bimodales.

6. CONSIDERACIONES FINALES

En el presente trabajo se ha pretendido exponer los avances habidos en las últimas dos décadas en el campo de la cerámica estructural, a la luz de los trabajos de investigación realizados en el Dpto. de Cerámica del ICV.

Ha quedado patente la influencia negativa que ejercen las fases vítreas y/o amorfas localizadas en los bordes de grano de los materiales cerámicos monofásicos sobre su comportamiento mecánico tanto a baja como principalmente a elevada temperatura. Igualmente se ha

puesto de manifiesto el extraordinario impulso que supuso el descubrimiento de los mecanismos de reforzamiento dilatantes y el crítico papel de la microestructura en el comportamiento a la fractura de los materiales cerámicos compuestos con una fase dispersa transformable.

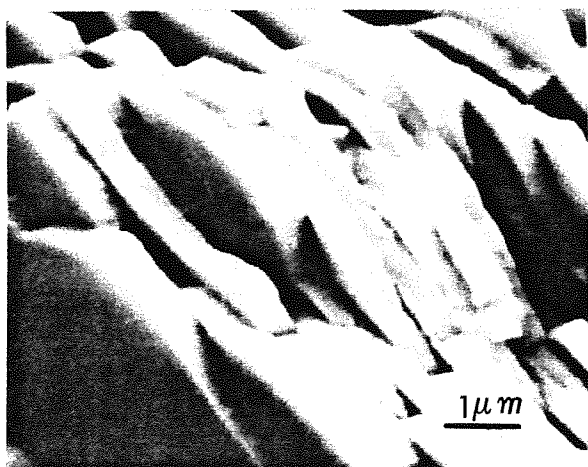


Fig. 23.- Micrografía de MEB de la superficie de fractura de la concha de un molusco (oreja de mar).

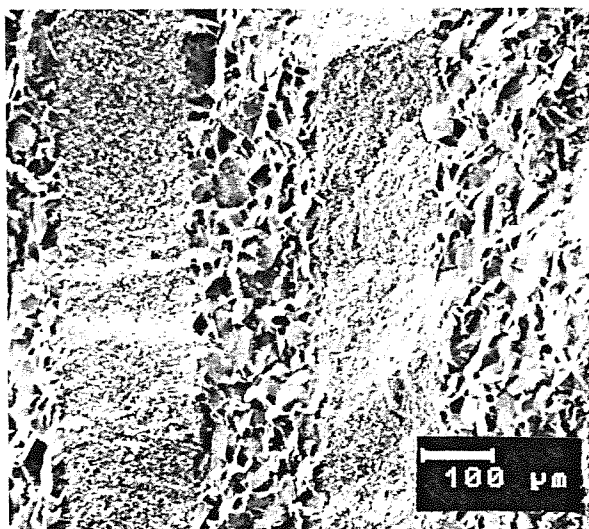


Fig. 24.- Micrografía de SEM de la superficie de fractura de un compuesto laminado alumin-alúmina [TZP] con estructura duplex.

Las nuevas avenidas de investigación que se han abierto al principio de la presente década basadas en el diseño microestructural y morfológico, representan una esperanza para ampliar de forma decidida el horizonte de las posibles aplicaciones estructurales de los materiales cerámicos. Problemas "endémicos" de la cerámica como son fragilidad y pobre reproducibilidad

(bajo módulo de Weibull) pueden encontrar al fin una solución definitiva con las estructuras bimodales insensibles a los defectos, las estructuras duplex laminadas y los materiales con función gradiente.

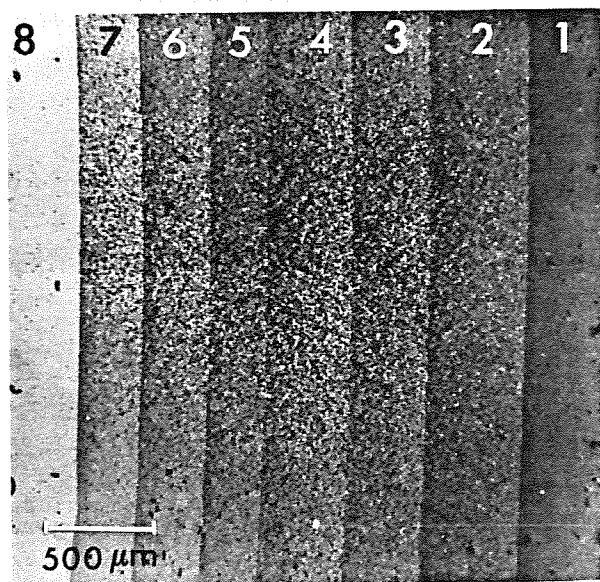


Fig. 25.- Micrografía de la sección transversal de un material con función gradiente (FGC) alúmina-YTZP de ocho capas.

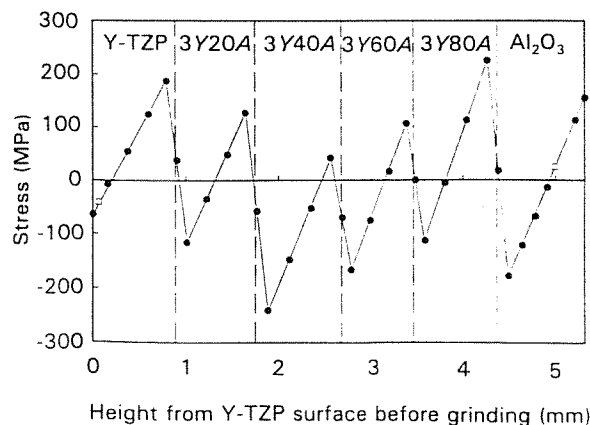


Fig. 26.- Distribución de tensiones obtenido por análisis de elementos finitos en un FGC de alúmina-YTZP de seis capas. Ref [27]

Este es sin duda el desafío más importante que, de cara al final de siglo tiene planteada la ciencia y la tecnología cerámica para introducir de lleno a los nuevos materiales cerámicos en el campo de las aplicaciones estructurales, de manera que éstos puedan ser considerados en el futuro por las ingenierías como una alternativa válida a las aleaciones y superaleaciones metálicas.

7. REFERENCIAS

- [1] Ceramic Processing Before Firing. Proceedings of the Conference held at Univ. of Florida 1975. Ed. G.Y. Onoda and L.L. Hench, J. Wiley & Sons 1978.
- [2] Pask, J.A., Ame. Ceram. Soc. Bull. **61**, 1163-1166 (1979).
- [3] Garvie, R.C., Hannink, R.H. Pascoe, R.T. Nature **258**, 703-704 (1975).
- [4] Evans, A.G. J. Ame. Ceram. Soc. **73** 187-206 (1990).
- [5] Heuer, A.H. Evans, A.G. Guest Editors, J.Am.Ceram.Soc. **69** (1986).
- [6] Harmer, M.P., Chan H.M., Miller, G.A. J.Ame. Ceram. Soc. **75**, 1715-28 (1992).
- [7] Niihara, K., J. Ceram. Soc. Jpn. **99**, 974-986 (1991).
- [8] Kingery, D.W. in Mat. Sci. Research, Vol. 21, pp. 221-294. Ed. Pask & Evans Plenum Press N.Y. 1987.
- [9] Moya J.S., Kriven, W.M., Pask, J.A. in Surfaces and Interfaces in Ceramic and Ceramic-Metal Systems, Eds. Pask & Evans pp. 317-322, Plenum Press (1981).
- [10] (a) Torrecillas, R. Tesis doctoral UNED 1990.
(b) Torrecillas, R. de Aza, S., Moya J.S., Epicier, T., Fantozzi, G., J. Mat. Sci. Letters **9**, 1400-1402 (1990).
- [11] Thomas, G., Designing for improved high temperature strength, creep, oxidation, and Fatigue Resistance in Si_3N_4 . Met. Trans. (AIME) in press (1994).
- [12] Advances in Ceramics, Vol. 12 Sci. Tech. of Zirconia II. Eds. Claussen & Hener, Ame. Ceram. Soc. (1984).
- [13] Fantozzi, G. and Olagnon Ch., Ceramic Matrix Composites, in Mat. Sci & Tech., Ed. R.W. Cahn, Vol. 12, Wein Heim, N.Y., pp. 184-238 (1990).
- [14] Osendi, M.I., Moya, J.S., J. Mat. Sci. Letters, **7**, 15-18 (1988).
- [15] Moya, J.S., Osendi, M.I., J. Mat. Sci. **19**, 2909-2914 (1984).
- [16] a) Pena P., Miranzo P, Moya J.S., de Aza S. Part 1, J. Mat. Sci. **20** 2011-2022, (1985)
Miranzo P., Pena P., Moya J.S., de Aza S. Part 2 Ibid **20**, 2702-2710 (1985)
Melo F., Moya J.S., Pena P, de Aza S. Part 3 Ibid **20**, 2711-2718 (1985)
b) Torrecillas, R., Moya, J.S., de Aza, S., Gros, H., Fantozzi, G., Acta Metall. Mater. **41**, 1647-1652 (1993).
- [17] Raj, R. J. Ame. Ceram. Soc. **76**, 2147-74 (1993).
- [18] Moya, J.S., Sanchez, A.J., Moreno, R., Pena, P., Requena, J., Layered Ceramic Composites: A New Family of Advanced Materials, in 3rd ECERS Vol. 3, Ed. P. Duran & J.J. Fernandez, Faenza Editrice, pp. 289-300 (1993).
- [19] Pena, P., Wohlfromm, H., Torrecillas, R., Moya, J.S., Ceramics International **16**, 375-380 (1990).
- [20] Bartolomé, J.F., Moya, J.S., Requena, J., Guiu, F. Presentado para publicación J.Ame. Ceram. Soc. (1994).
- [21] Aksay I.A., Sarikaya, M., Bioinspired Processing of Composite Materials, in Ceramics; Towards the 21st Century. Ed. N. Soga & A. Kato, Ceram. Soc. Jpn. pp. 136-149 (1991).
- [22] Requena, J., Moreno, R., Moya, J.S., J. Ame. Ceram. Soc. **72**, 1511-13 (1989).
- [23] Sanchez-Herencia, A.J., Moya, J.S., J. Ame. Ceram. Soc. en prensa.
- [25] Sasaki, M., Hirai, T., J. Ceram. Soc. Jpn. **99**, 1002-1013
- [26] Moya, J.S., Sanchez-Herencia, A.J., Requena, J., Moreno, R., Materials. Letters. **14** 333-335 (1992)
- [27] Nagano, T., Waki, F., J. Mat. Sci. **28**, 5793-99 (1993).
- [28] Wohlfromm, H., Pena, P., Moya, J.S., "The Aluminium Titanate", Ed. Universidad de Santiago, en prensa.

Este trabajo ha sido financiado por CICYT, MAT 91-0878.

THEORETICAL VALIDATION OF THE SIZE EFFECT EXPRESSION FOR PREDICTING THE FAILURE OF CONCRETE

E. Smith

Manchester University -UMIST Materials Science Centre
Grosvenor Street, Manchester, M1 7HS, United Kingdom
and

AEA Technology, Risley, Warrington, WA3 6AT, United Kingdom

Abstract. The cohesive zone description has led to the formulation of a simple expression which gives the maximum sustainable load for a cracked concrete structure in terms of its dimensions and the cohesive zone properties. The strict derivation of this size effect expression applies to the case where the structural dimensions are very large in comparison with the cohesive zone size. By analysis of specific simple models using idealized cohesive zone behaviours, the present paper demonstrates the extent to which the size effect expression can be applied to situations where the dimensions are not necessarily very large.

1. INTRODUCTION

Many brittle materials, concrete being a particularly good example, are characterised by a behaviour such that when a crack extends, the crack faces are bridged by unbroken ligaments of material. The simplest way of quantifying such a behaviour is to use a cohesive zone description, whereby the behaviour of the ligaments is averaged, and the cohesive zone is characterised by a material specific decreasing stress (p) versus increasing crack face opening (v) relationship. The maximum value of p, i.e. p_c , is at the crack tip, which is the leading edge of the cohesive zone; the zone is said to be fully developed when the stress falls to zero at the trailing edge of the softening zone, i.e. at the initial crack tip position, a situation that is attained when the displacement v attains a critical value v_c . For such a material, Planas and Elices [1,2] have formulated an expression which correlates the maximum sustainable load for a structure with its dimensions and the p-v softening law of the material, the strict derivation of this expression applying to the case where the structural dimensions are very large in comparison with the cohesive zone size. However, the expression has been used, notably by Bazant and co-workers [3], for situations where the structural dimensions are not necessarily very large. In view of this usage, it is clearly desirable to quantify the accuracy of the size effect expression's predictions in these situations. Thus by analysis of specific simple models using idealized cohesive zone behaviours, the present paper provides a limited measure of underpinning for the size effect expression when it is applied to situations where the dimensions are not necessarily very large.

2. THE SIZE EFFECT EXPRESSION

The basis for theoretical considerations is the idealised situation of a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid, for which two important length

parameters are $R_{A\infty}$ and c_F (Bazant and co-workers terminology [3]). $R_{A\infty}$ is the actual fully developed cohesive zone size, and c_F is the elastically equivalent softening zone size. As regards c_F , it is noted that the far-field deformation pattern is the same as that for an effective elastic crack to the order $(R/d)^2$, R being the actual zone size and d a characteristic dimension; c_F is the distance between the trailing edge of the cohesive zone and the tip of the effective elastic crack, for the limiting case where the asymptotic limit of an infinite-size solid is approached. Planas and Elices [1] have provided a general formula which relates c_F to $R_{A\infty}$ for any given p-v softening law.

The length parameter c_F enters directly into the size effect expression that is used to correlate the maximum sustainable loads for solids with different dimensions, as will now be demonstrated. Consider an elastic softening solid containing a crack with initial depth a_0 , d is a characteristic dimension, b is the thickness, and σ_N is a nominal stress equivalent to P/bd where P is the applied load. The stress intensity factor K_I defined with regard to a crack of depth a can be expressed in the general form

$$K_I = \frac{P}{b\sqrt{d}} f(\alpha) \tag{1}$$

where $f(\alpha)$, with $\alpha = a/d$, is a geometrical shape factor. Following Planas and Elices [2], the effective crack concept allows the J integral [4] to be expressed in the form

$$J = \frac{1}{E_0} [K_I(a_0 + \Delta a_e)]^2 \tag{2}$$

when the cracked solid, initial crack depth = a_0 , is loaded; E_0 is equal to $E/(1-\nu^2)$ for plane strain deformation with E being Young's modulus and ν

being Poisson's ratio. Δa_e is the elastically equivalent cohesive zone size, it being assumed at this stage of the analysis that the zone is not necessarily fully developed. The right hand side of expression (2) can be expanded to the first two terms to give

$$J = \frac{K_{IN}^2}{E_0} \left[1 + \frac{g'(\alpha_0) \Delta a_e}{g(\alpha_0) d} \right] \quad (3)$$

In this expression, which is valid for large structural dimensions, i.e. when $\Delta a_e/d$ is small, $g(\alpha)$ is related to $f(\alpha)$ by the relation $f(\alpha) = \sqrt{g(\alpha)}$, and $g(\alpha_0)$ is the value of $g(\alpha)$ when $\alpha = \alpha_0 = a_0/d$, while $g'(\alpha_0)$ is the value of $g'(\alpha) = dg/d\alpha$ when $\alpha = \alpha_0$; K_{IN} is the stress intensity defined with regard to the initial crack tip, i.e. relation (1) with $a = a_0$:

$$K_{IN} = \frac{P}{b\sqrt{d}} f(\alpha_0) = \frac{P}{b\sqrt{d}} \sqrt{g(\alpha_0)} \quad (4)$$

Now J , as given by relation (3), is equal to the area W_F under the p - v softening curve up to a value of v which equates with the relative displacement v_0 at the trailing edge of the softening zone, i.e. at the initial crack tip. Thus

$$J = \frac{K_{IN}^2}{E_0} \left[1 + \frac{g'(\alpha_0) \Delta a_e}{g(\alpha_0) d} \right] = W_F = \int_0^{v_0} p(v) dv \quad (5)$$

With positive geometries for which the shape factor $f(\alpha)$ or $g(\alpha)$ increases with crack extension, Planas and Elices [2], and also Bazant and co-workers [3], have used general arguments to show that the maximum load can be obtained using relation (5) with $\Delta a_e = c_F$, the elastically equivalent cohesive zone size for a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid; $W_F = G_F$ is the specific fracture energy associated with a fully developed cohesive zone, i.e. v_0 in relation (5) is equal to the critical value v_c of v at which the stress p becomes zero. (For a p - v law where p falls discontinuously from a finite value to zero when $v_0 = v_c$, the maximum load is associated with the attainment of a fully developed softening zone with small c_F/d [5]. On the other hand if p approaches zero continuously as $v_0 \rightarrow v_c$, as with a linear p - v softening law, the maximum load is attained prior to the full development of a softening zone [6]). The resulting size effect expression, which gives the maximum load, and which is strictly valid for small c_F/d , is consequently

$$\frac{E_0 G_F}{K_{IN}^2} = 1 + \frac{g'(\alpha_0) c_F}{g(\alpha_0) d} \quad (6)$$

This relation has been used, notably by Bazant and co-workers [3], as an approximate representation of the true state of affairs for all c_F/d , not merely small c_F/d . Using relation (4), relation (6) gives the maximum load P_m in the form

$$\frac{P_m}{bd} = \sqrt{\frac{E_0 G_F}{g'(\alpha_0) c_F + g(\alpha_0) d}} \quad (7)$$

and this form of the size-effect expression is frequently quoted by Bazant and co-workers [3].

The preceding discussion has been with regard to positive geometries where $g'(\alpha)$ is positive. With negative geometries where $g'(\alpha)$ is negative, by following arguments similar to those that have been used for positive geometries, it is easily shown that relations (6) or (7) give the load required for the full development of a cohesive zone; in this case the maximum load situation will occur at some later stage, when the crack together with its fully developed cohesive zone has propagated to some extent.

3. VALIDATION OF THE SIZE EFFECT EXPRESSION FOR A CONSTANT STRESS COHESIVE ZONE BEHAVIOUR

Earlier work by the author [5,6] has been concerned with validating the size effect expression as it applies to small c_F/d , and the results support the use of the expression for a range of geometrical configurations. Two types of softening behaviour were considered: (a) The idealised p - v law [5] for which $p = p_c$ for $0 < v < \lambda v_c$, $p = qp_c$ for $\lambda v_c < v < v_c$, and $p = 0$ for $v > v_c$, where λ and q are both small; such a law is particularly appropriate in simulating the softening behaviour of plain concrete, for which there is an initial rapid softening to a low stress level at a small displacement, followed by a long tail that is associated with a low stress, (b) A softening behaviour [6] which assumes that the stress decreases linearly with distance as measured from the crack tip into the softening zone.

The present paper extends these considerations to the more general case where c_F/d is not necessarily small. However, to facilitate the analysis, this section focuses on the highly idealised cohesive zone description for which $p = p_c$ for $0 < v < v_c$ and $p = 0$ for $v > v_c$; this is the classic Dugdale - Bilby - Cottrell - Swinden (DBCS) representation [7,8] where the stress within the cohesive zone retains a constant value. With such a description, for positive geometries with which the present paper is concerned, maximum load is associated with the attainment of a fully developed zone. For this idealised cohesive zone behaviour, standard results for the parameters G_F , the specific fracture energy, and c_F , the elastically equivalent cohesive zone size for a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid are

$$G_F = p_c v_c \quad (8)$$

and

$$c_F = \frac{\pi E_0 v_c}{24 p_c} \quad (9)$$

i.e. c_F is one-third of the actual fully developed

cohesive zone size for a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid. The remainder of this section is concerned with the validation of relation (6) for all c_F/d , for selected geometrical configurations.

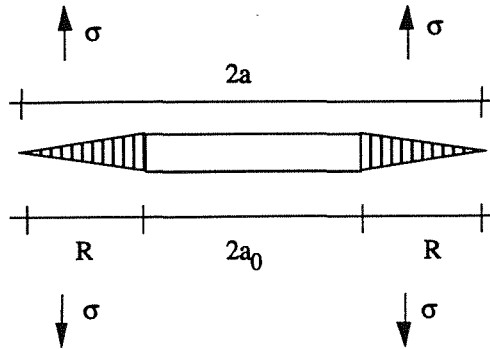


Fig.1. The model of an isolated crack in a uniformly stressed infinite solid; there are fully developed cohesive zones at each crack tip.

The first configuration that will be considered is shown in figure 1, where an isolated two-dimensional crack in an infinite solid is subjected to a uniform applied tensile stress σ normal to the crack plane; it is assumed that there is a fully developed cohesive zone at each crack tip. The initial crack size is $2a_0$ and the crack size at the attainment of the fully developed zone is $2a$; there are therefore fully developed cohesive zones of size $R = a - a_0$ at each crack tip. For this situation $K_I = \sqrt{\pi a_0}$ with regard to the initial crack tip, i.e. $g(\alpha_0) \propto (a_0/d)$, whereupon relations (6), (8) and (9) give the maximum stress σ_{ms} (associated with the full development of a cohesive zone) as

$$\frac{E_0 G_F}{2 \pi a_0 \sigma_{ms}} = 1 + \frac{c_F}{a_0} \tag{10}$$

or

$$\sigma_{ms} = \left(\frac{E_0 G_F}{\pi a_0 \left(1 + \frac{c_F}{a_0} \right)} \right)^{\frac{1}{2}} \tag{11}$$

with G_F and c_F being given respectively by relations (8) and (9). σ_{ms} , as given by relation (11), is the stress maximum σ_m that is obtained using the size effect expression (6) and it will now be compared with the exact value, i.e. σ_{me} . The standard result for this DBCS type model [7,8] is

$$\sigma_{me} = \frac{2p_c}{\pi} \sec^{-1} \exp\left(\frac{\pi E_0 v_c}{8 p_c a_0}\right) = \frac{2p_c}{\pi} \sec^{-1}\left(1 + \frac{R}{a_0}\right) \tag{12}$$

which can be written in the form

$$\sigma_{me} = \sqrt{\frac{E_0 G_F}{6 \pi c_F}} \sec^{-1} \exp\left(\frac{3c_F}{a_0}\right) \tag{13}$$

It immediately follows from relations (11) and (13) that the ratio of the size effect expression maximum stress σ_{ms} to the exact value σ_{me} is

$$\frac{\sigma_{ms}}{\sigma_{me}} = \frac{1}{\sec^{-1}(\exp 3x)} \sqrt{\frac{6x}{1+x}} \tag{14}$$

with $x = c_F/a_0$. Values of the ratio σ_{ms}/σ_{me} for $x = c_F/a_0$ up to 3 are shown in table 1. It is seen that the size effect expression gives the maximum sustainable stress to within ~ 10% up to $c_F/a_0 = 1$; i.e. up to $R/a_0 \sim 20$ (see relation (12)); thereafter it overpredicts the maximum stress, the degree of the overprediction increasing with c_F/a_0 .

$x = \frac{c_F}{a_0}$	$\frac{\sigma_{ms}}{\sigma_{me}}$
0	1
0.25	1.015
0.50	1.051
0.75	1.094
1.00	1.139
1.50	1.216
2.00	1.275
3.00	1.350
∞	1.559

Table 1. The ratio σ_{ms}/σ_{me} for various values of $x=c_F/a_0$; isolated crack and a constant stress cohesive zone.

Now consider the model (figure 2) of a solid containing two symmetrically situated deep cracks and with tension of the remaining ligament, due to the application of loads P at a great distance from the ligament along the central axis which bisects the ligament; it is assumed that there is a fully developed cohesive zone at each crack tip. The initial ligament size is $2L_0$ and the ligament size at the attainment of a fully developed cohesive zone is $2L$; there are fully developed cohesive zones of size $R = L_0 - L$ at each crack tip.

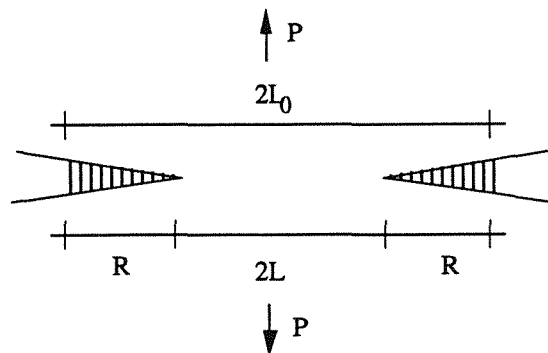


Fig.2. The model of an infinite solid containing two symmetrically situated deep cracks and with tension of the remaining ligament; there are fully developed cohesive zones at each crack tip.

For this situation, $K_I = P/\sqrt{\pi L_o}$ with regard to the initial crack tips, and then the size effect expression (6) gives the maximum sustainable load P_{ms} (associated with the full development of a cohesive zone) as

$$\frac{E_o G_f}{\left(\frac{P_{ms}^2}{\pi L_o}\right)} = 1 + \frac{c_F}{L_o} \tag{15}$$

or

$$P_{ms} = \left(\frac{E_o G_f \pi L_o}{\left(1 + \frac{c_F}{L_o}\right)}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{16}$$

with G_f and c_F being given respectively by relations (8) and (9). The maximum load i.e. P_{ms} , as given by relation (16), is that which is obtained using the size effect expression (6), and it will now be compared with the exact value, i.e. P_{me} . This value is given [9] by the relations

$$\frac{\pi E_o v_c}{4 p_c L_o} = (1+\chi)\ln(1+\chi)+(1-\chi)\ln(1-\chi) \tag{17}$$

$$\chi = \frac{P_{me}}{2 p_c L_o} = \sqrt{\frac{2R}{L_o} \left(1 - \frac{R}{2L_o}\right)} \tag{18}$$

expressions which are valid provided the cohesive zones do not extend completely across the ligament, i.e. provided that $\chi < 1$, or $R < L_o$, the appropriate condition being (see relation (17))

$$2L_o > \frac{\pi E_o v_c}{4 p_c \ln 2} \tag{19}$$

These relations can be rewritten so as to give P_{me} as

$$P_{me} = \left(\frac{E_o G_f \pi L_o}{6 \left(\frac{c_F}{L_o}\right)}\right)^{\frac{1}{2}} \chi \tag{20}$$

with

$$\frac{c_F}{L_o} = (1+\chi)\ln(1+\chi)+(1-\chi)\ln(1-\chi) \tag{21}$$

provided that $(c_F/L_o) < (\ln 2)/3$. It immediately follows from relations (15), (20) and (21) that

$$\frac{P_{ms}}{P_{me}} = \sqrt{\frac{6q}{1+q}} \quad \left(q = \frac{c_F}{L_o} < \frac{\ln 2}{3}\right) \tag{22}$$

with χ being given by the relation

$$6q = (1+\chi)\ln(1+\chi)+(1-\chi)\ln(1-\chi) \tag{23}$$

with $q = c_F/L_o$. The ratio P_{ms}/P_{me} increases with $q = c_F/L_o$ up to $q = (\ln 2)/3$ when the ratio has a value of 1.061. The size effect expression therefore gives the maximum sustainable load reasonably well (to within less than 10%) up to the stage where the cohesive zones completely traverse the ligament, i.e. plastic collapse conditions.

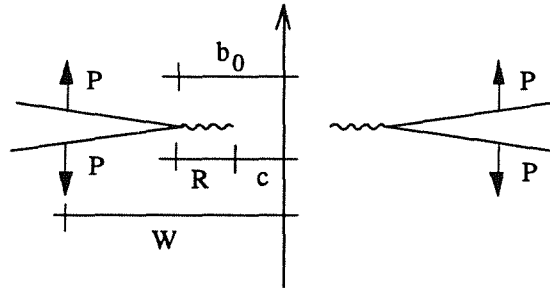


Fig.3. The model of an infinite solid containing two symmetrically situated deep cracks with loads P applied to the surfaces of the cracks at the positions indicated; there are fully developed cohesive zones at each crack tip.

Finally, consider the model (figure 3) of a solid containing two symmetrically situated deep cracks such that the initial remaining ligament width is $2b_o$, the crack faces being subjected to tensile loads P that are applied at a distance $W > b_o$ from the central vertical axis; as with the model in figure 2, it is assumed that there is a fully developed cohesive zone (length R) at each crack tip. For this situation [10].

$$K_I = \frac{2PW}{\sqrt{\pi b_o(W^2 - b_o^2)}} \tag{24}$$

with regard to the initial crack tips. In this case, the size effect expression (6) gives the maximum sustainable load P_{ms} (associated with the full development of a cohesive zone) as

$$P_{ms} = \left(\frac{\pi \alpha_o (1 - \alpha_o^2) W E_o G_f}{4 \left(1 + \frac{(1 - 3\alpha_o^2) c_F}{(1 - \alpha_o^2) b_o}\right)}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{25}$$

with $\alpha_o = b_o/W$, and with G_f and c_F being given respectively by relations (8) and (9). Expression (25) is applicable provided the solid geometry is positive, i.e. provided that K_I (as given by relation (24)) increases with crack extension, this being the case if $\alpha_o = b_o/W$ is $< 1/\sqrt{3}$; otherwise the right-hand side of relation (25) gives the load needed for the cohesive zones to be fully

developed, but not the maximum sustainable load. The maximum load, i.e. P_{ms} , as given by relation (25), is that which is obtained using the size effect expression (6), and it will now be compared with the exact value, i.e. P_{me} . This value is given [11] by the relations

$$\frac{\pi E_0 v_c}{8 p_c b_0} = \sqrt{1-x_0^2} \alpha_0^2 \sqrt{1-x_0^2} \tanh^{-1} \left(\frac{1-x_0^2}{1-x_0^2 \alpha_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} - \ln \left(\frac{1}{x_0} \right) \tag{26}$$

$$\frac{P_{me}}{p_c b_0} = \sqrt{1-x_0^2} \alpha_0^2 \sqrt{1-x_0^2} \tag{27}$$

with $x_0 = c/b_0$. We need consider only the situation where the cohesive zones just traverse the ligament; this condition is attained when $x_0 \rightarrow 0$, i.e. when (see relations (9) and (26))

$$\frac{c_F}{b_0} = \frac{1}{3} \ln \left[\frac{2}{\sqrt{1-\alpha_0^2}} \right] \tag{28}$$

For this situation relation (27) gives $P_{me} = p_c b_0$ and relations (8), (9) and (25) then give the ratio P_{ms}/P_{me} as

$$\frac{P_{ms}}{P_{me}} = \left(\frac{6(1-\alpha_0^2)(c_F/b_0)}{\left(1 + \frac{(1-3\alpha_0^2)c_F}{(1-\alpha_0^2)b_0} \right)} \right)^{\frac{1}{2}} \tag{29}$$

which can be written, using relation (28), as

$$\frac{P_{ms}}{P_{me}} = \left(\frac{(1-\alpha_0^2)}{\frac{(1-3\alpha_0^2)}{6(1-\alpha_0^2)} + \frac{1}{\ln \left(\frac{4}{1-\alpha_0^2} \right)}} \right)^{\frac{1}{2}} \tag{30}$$

For positive geometries, α_0 ranges between zero and $1/\sqrt{3}$, and at the extremes, the ratio P_{ms}/P_{me} as given by relation (30) has values 1.06 and 1.09. It may therefore be concluded that the size effect expression gives the maximum sustainable load to within 10%, for positive geometry situations, up to the stage where the cohesive zones completely traverse the ligament.

This section has been concerned with providing a measure of validation for the general size effect expression (relation (6) or equivalently relation (7)) when it is applied to situations where the structural

dimensions are not necessarily large, i.e. where c_F/d is not necessarily small, thereby extending the author's considerations [5,6] for the case where c_F/d is small. Three particular models have been analysed and the cohesive zone behaviour considered is the simplest possible, in that there is a constant stress p_c within the softening zone until the displacement v attains a critical value, when the stress falls discontinuously to zero. With such a behaviour, when with positive geometry situations, maximum load is associated with the attainment of a fully developed cohesive zone, it is clear that the size effect expression provides a reasonably accurate estimate of the maximum load even when the cohesive zone size is very large, e.g. with the model in figure 1 until the cohesive zone is twenty times the initial half crack size (a_0), and with the models in figures 2 and 3 until the cohesive zone traverses the remaining ligament between the initial crack tips. These findings are consistent with the findings of Elices and Planas [2] who demonstrated, with notched beams subjected to three-point bending loading and for a DBCS cohesive zone behaviour, a close similarity between the maximum load predictions obtained by numerical methods and the size effect expression for large cohesive zone sizes. It is therefore reasonable to assume that, at least for the idealised constant stress cohesive zone behaviour, the size effect expression (6) will in general provide a reasonable accurate estimate of the maximum load. In the next section we extend the considerations to the case where there is softening in the cohesive zone, using a simple piece-wise softening law.

3. VALIDATION OF THE SIZE EFFECT EXPRESSION FOR A PIECE-WISE SOFTENING LAW

The simple piece-wise softening law that will be used in the present section, and which was used in the earlier analysis [5] for the case where c_F/d is small, is that for which $p = p_c$ for $0 < v < \lambda v_c$, $p = qp_c$ for $\lambda v_c < v < v_c$ and $p = 0$ for $v > v_c$ (figure 4).

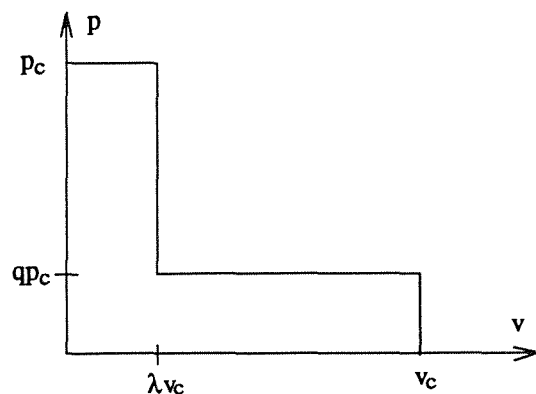


Fig.4. The piece-wise softening law

The choice of the parameters λ and q allows a wide

range of softening behaviours to be investigated in a relatively simple analytical way. In this section we will concentrate on the situation where λ and q are both small, thus simulating the behaviour of plain concrete, where there is an initial rapid softening to a low stress level at a small displacement, followed by a long tail that is associated with a low stress. The specific fracture energy G_F can be partitioned into two parts: $G_I = \lambda p_c v_c$ being associated with the initial region and $G_T = q p_c v_c$ being associated with the tail region of the softening law. The situation will be simplified even further by replacing this softening description by one where there is a non-zero stress intensity K_{IC} and the crack tip, with $K_{IC}^2/E_0 \equiv G_I$, while there is a constant stress $p_T = q p_c$ within the softening zone until $v = v_c$, when the stress falls abruptly to zero. Use of this very simple description simplified the analysis of the behaviour of an elastic softening material, as will be recognized in the ensuing analysis.

Now the controlling softening zone parameters in the size effect expression (6) are G_F , the specific fracture energy, and c_F , the elastically equivalent cohesive zone size for a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid. G_F is given by the expression

$$G_F = G_I + G_T = \frac{K_{IC}^2}{E_0} + p_T v_c = (1 + \beta) G_T \quad (31)$$

where $\beta = G_I/G_T$. c_F is given by the expression (see [5])

$$c_F = \frac{\pi E_0 v_0}{24 p_T} \left[1 + 2 \sqrt{\frac{\beta}{1+\beta}} \right] (\sqrt{1+\beta} - \sqrt{\beta})^2 \quad (32)$$

If these values of G_F and c_F are inputted into relation (6) for a specific positive geometrical configuration, i.e. a configuration for which the shape factor $f(\alpha)$ or $g(\alpha)$ is known, then we arrive at an expression giving the maximum load for that configuration. Against this background, we again consider the model in figure 1, where an isolated two-dimensional crack of initial length $2a_0$ is situated in an infinite solid which is subjected to a uniform applied tensile stress σ normal to the crack plane, such that cohesive zones develop at the crack tips. With this configuration, the stress intensity factor K_I as referred to the initial crack tip is $K_I = \sigma \sqrt{\pi a_0}$ and $g(\alpha_0) \propto (a_0/d)$. Expressions (6), (31) and (32) taken together therefore give the maximum stress σ_{ms} as determined according to the size effect expression; thus with $K_{ms} = \sigma_{ms} \sqrt{\pi a_0}$, we have

$$\begin{aligned} \frac{E_0 G_F}{K_{ms}^2} &= \frac{E_0 (1+\beta) G_T}{K_{ms}^2} = 1 + \frac{c_F}{a_0} \\ &= 1 + \frac{p E_0 v_c}{24 p_T a_0} \left[1 + 2 \sqrt{\frac{\beta}{1+\beta}} \right] (\sqrt{1+\beta} - \sqrt{\beta})^2 \end{aligned} \quad (33)$$

K_{ms} gives the stress maximum as obtained using the size effect expression, and it will now be compared with the exact value, i.e. K_{me} .

Returning to figure 2, there is a partially developed softening zone of length $R = a - a_0$ at each crack tip, the stress intensity at the leading edge of a softening zone being K_{IC} while the tensile stress within each zone is p_T . Following arguments that have been fully presented elsewhere [12], standard results [10] for a line force applied to the faces of a crack give the opening displacement v_0 at the trailing edges of the softening zones, i.e. at the initial crack tips, as

$$v_0 = \frac{8 p_T a_0}{\pi E_0} \ln \left(\frac{a}{a_0} \right) + \frac{4 K_{IC} \sqrt{a^2 - a_0^2}}{E_0 \sqrt{\pi a}} \quad (34)$$

while the stress intensity K_A at the actual crack tip due to the applied loadings is given by the expression

$$K_A = \sigma \sqrt{\pi a} = K_{IC} + 2 p_T \sqrt{\frac{a}{\pi}} \cos^{-1} \left(\frac{a_0}{a} \right) \quad (35)$$

With $x = R/a_0$, relation (35) shows that $d\sigma/dx = 0$ and σ is a maximum when

$$\psi = \frac{\pi K_{IC}^2}{2 p_T^2 a_0} = \frac{\beta \pi E_0 v_c}{8 p_T a_0} = \frac{2(1+x)}{x(2+x)} \quad (36)$$

the maximum in σ occurring when

$$1 + x = \frac{1}{\psi} + \sqrt{\frac{1}{\psi^2} + 1} \quad (37)$$

When σ attains its maximum value, the displacement v_0 at an initial crack tip is given (see relation (34)) by the expression

$$v_0 = \frac{8 p_T a_0}{\pi E_0} \left\{ 2 + \ln \left[\frac{1}{\psi} + \sqrt{\frac{1}{\psi^2} + 1} \right] \right\} + 1 \quad (38)$$

and consequently the stress maximum is reached before a zone is fully developed ($v_0 = v_c$) if (see relation (38))

$$\frac{1}{\psi} \left\{ 2 + \ln \left[\frac{1}{\psi} + \sqrt{\frac{1}{\psi^2} + 1} \right] \right\} < \frac{1}{\beta} \quad (39)$$

an inequality which clearly shows that the attainment of the stress maximum prior to the attainment of a fully developed softening zone is favoured by a small initial crack size and a low β value, i.e. by most of the specific fracture energy being associated with the tail region of the softening law.

When the inequality (39) is satisfied, relation (35) gives the maximum stress σ_m sustainable by the solid when

it contains a crack with initial size a_0 , i.e.

$$\sigma_m = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a_0(1+x)}} + \frac{2\tau_T}{\pi} \cos^{-1} \frac{1}{(1+x)} \quad (40)$$

with x being given in terms of the parameter ψ by relation (37). If the inequality (39) is not satisfied, the maximum sustainable stress σ_m is associated with the attainment of a fully developed softening zone, and then relation (34) with $v_0 = v_c$, together with relation (35) gives

$$\sigma_m = \frac{K_{IC}\sqrt{\cos\theta}}{\sqrt{\pi a_0}} + \frac{2\tau_T\theta}{\pi} \quad (41)$$

where $\theta = \cos^{-1}(a_0/a)$ is given by the relation

$$\frac{1}{\psi} \left\{ \operatorname{Insec}\theta + \sqrt{2\psi} \frac{\sin\theta}{\sqrt{\cos\theta}} \right\} = \frac{1}{\beta} \quad (42)$$

Expressions (40) and (41) relate the maximum sustainable stress σ_m to the initial crack size, and they can be expressed in terms of the applied stress intensity $K_{me} \equiv \sigma_m \sqrt{\pi a_0}$ referred to the initial crack tip. Thus within the regime where the attainment of maximum stress occurs prior to the full development of a softening zone, i.e. the inequality (39) is satisfied, K_{me} is given by the expression

$$\frac{K_{me}}{K_{IC}} = \frac{1}{\sqrt{1+x}} + \frac{1}{\sqrt{2\psi}} \cos^{-1} \frac{1}{(1+x)} \quad (43)$$

with x being related to ψ via relation (37). On the other hand, when the stress maximum coincides with the attainment of a fully developed softening zone, i.e. the inequality (39) is not satisfied, K_{me} is given by the expression

$$\frac{K_{me}}{K_{IC}} = \sqrt{\cos\theta} + \frac{1}{\sqrt{2\psi}} \quad (44)$$

with θ being given by relation (42).

In order to effect a comparison between the piece-wise softening behaviour and the constant stress zone behaviour analysed in the preceding section, it is only necessary to consider a typical piece-wise behaviour. Thus consider the case where the specific fracture energy is partitioned equally between the initial and tail regions, i.e. $G_I = G_T$ and $\beta = 1$. It then follows from inequality (39) that the stress maximum is attained prior to the attainment of a fully developed softening zone if

$$\psi = \frac{\pi E_0 v_c}{8\tau_T a_0} > 2.405 \quad (45)$$

Since with this specific softening behaviour, relation

(32) gives c_F as

$$c_F = \frac{\pi E_0 v_c}{24\tau_T} (\sqrt{2} - 1) \quad (46)$$

it follows that the stress maximum is attained prior to the attainment of a fully developed softening zone if $c_F/a_0 > 0.332$. At this limiting value of c_F/a_0 for which $\psi = 2.405$, relation (42) gives $\theta = 48^\circ$ and relation (37) gives $x = 0.499$; noting that $G_F = G_I + G_T = 2G_T$, it then follows that $E_0 G_F / K_{me}^2$ is equal to 1.389, which is only slightly in excess of the value 1.332 that arises from the size effect expression (see relation (33)). It is therefore only necessary to consider in detail the case where the stress maximum is attained prior to the attainment of a fully developed softening zone, i.e. where $\psi \equiv \pi E_0 v_c / 8\tau_T a_0 > 2.405$. Then relations (37), (43) and (46) allow $E_0 G_F / K_{me}^2$ to be obtained for various c_F/a_0 values > 0.332 ; the results are shown in table 2, and also in figure 5, where the behaviour for $c_F/a_0 < 0.332$ has been faired in, it being very close to the size effect expression (9) which is also shown together with the results (see relation (13) for the constant stress cohesive zone case. The results in figure 5 show that the size effect expression gives the maximum sustainable stress to within ~ 10% up to $c_F/a_0 = 1$, for the piece-wise softening behaviour.

$\psi = \frac{\pi E_0 v_c}{8\tau_T a_0}$	$\frac{c_F}{a_0}$	$\frac{E_0 G_F}{K_{me}^2}$
5	0.690	1.659
10	1.381	1.817
15	2.071	1.874

Table 2. $E_0 G_F / K_{me}^2$ for a range of c_F/a_0 values for the piece-wise softening behaviour for which $G_I = G_T$; isolated crack model.

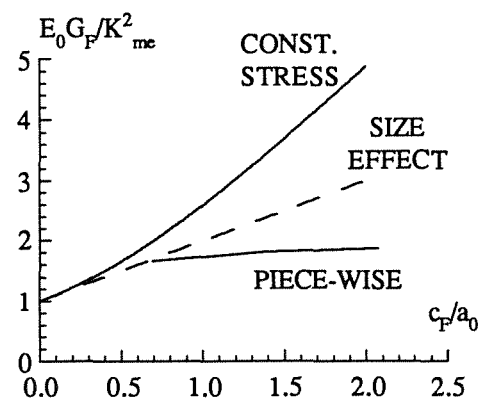


Fig.5. $E_0 G_F / K_{me}^2$ as a function of c_F/a_0 (lower full curve) for the piece-wise softening behaviour for which $G_I = G_T$; the dotted line shows the result obtained using the size effect expression, while the upper full curve refers to a constant stress cohesive zone.

4. DISCUSSION

This paper has been concerned with the validation of the size effect expression that is often used to give the maximum sustainable load for a cracked concrete structure in terms of its dimensions and the material's softening characteristics. The strict derivation of the expression, for positive geometrical configurations, applies to the case where the structural dimensions are very large in comparison with the softening (cohesive) zone; nevertheless it is used in situations where the dimensions are not necessarily very large. It is with regard to the validation of the expression in such situations that the present paper has been concerned. The paper has analysed (Section 2) three models using the simplest possible cohesive zone behaviour where the stress is constant within the cohesive zone, and the size effect expression provides a reasonably accurate estimate of the maximum load even when the cohesive zone size is very large.

For the particular model of an isolated crack in an infinite solid, the constant stress zone analysis has been extended (Section 3) to the case where the zone exhibits a simple piece-wise softening behaviour. The constant stress softening zone analysis shows that the linear relation between $E_0 G_F / K_m^2$ and c_F / a_0 , as given by the size effect expression, where K_m is the maximum stress intensity referred to the initial crack tip, lies below the exact relation (see figure 5), though the size effect expression gives the maximum sustainable stress to within $\sim 10\%$ up to $c_F / a_0 = 1$. With the particular piece-wise softening behaviour analysed in this paper, where the "initial" fracture energy G_I is equal to the "tail" fracture energy G_F and for which the results are also presented in figure 5, the size effect linear relation is initially below the exact relation (as with the constant stress behaviour), but then lies above the exact relation with large c_F / a_0 . Nevertheless the size effect expression gives the maximum sustainable stress to within $\sim 10\%$ up to $c_F / a_0 = 1$. Thus the general conclusion that emerges from the present paper's study, is that the size effect expression has wide ranging applicability, at least for tensile type loading configurations.

It is interesting to compare this paper's results with the numerical results obtained by Planas and Elices [1] for notched beams subjected to three point bend loading with an initial notch-to-depth ratio of 0.5, and with three types of softening behaviour: constant stress cohesive zone behaviour, linear softening and quasi-exponential softening, the latter being the most realistic simulation for the softening behaviour of concrete. When their results are converted to the type of plots used in this paper, i.e. $E_0 G_F / K_m^2$ versus the ratio of c_F to a structural dimension, it would seem that there is general consistency with this paper's conclusion, i.e. the size effect expression gives the maximum sustainable stress to within $\sim 10\%$ up to

$c_F / a_0 = 1$, although it is difficult to be sure about the consistency with the quasi-exponential law. However there is a difference between their results and those obtained in the present paper, in that with the bending results the linear size effect relation plot always lies above the exact relation plot, whereas this is not so with the tensile loading configuration considered in the present paper. Thus (see figure 5) with a constant stress cohesive zone behaviour, the size effect relation $E_0 G_F / K_m^2$ versus c_F / a_0 plot for the isolated crack model always below the exact relation plot, a conclusion which also applies to other tensile type loading configurations analysed in Section 2.

ACKNOWLEDGMENTS

This work has been performed on behalf of AEA Technology, and the paper is published with their permission. The work has also benefitted from discussions in this general problem area with Professors Manuel Elices and Jaime Planas, Polytechnic University of Madrid, Spain, via the British/Spanish Joint Research Programme (Acciones Integradas).

REFERENCES

- [1] Planas, J., Elices, M., *Int. Jnl. of Fracture*, 51 (1991) 139.
- [2] Elices, M., Planas, J., *Application of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete*, Ed. A. Carpinteri, Elsevier Applied Science (1992) 169.
- [3] Bazant, Z.P., Kazemi, M.T., *Int. Jnl. of Fracture*, 44 (1990) 111.
- [4] Rice, J.R., *Fracture* (edited by H. Liebowitz), Vol. 2, Academic Press, New York (1968) p. 191.
- [5] Smith, E., "The elastically equivalent fracture process zone size for an elastic softening material: II A simple piece-wise softening law", paper accepted for publication in *Mechanics of Materials*
- [6] Smith, E., "The size effect expression for an elastic softening material", paper prepared for publication.
- [7] D.S. Dugdale, *J. Mech. Phys. Solids*, 8 (1960) 100.
- [8] Bilby, B.A., Cottrell, A.H., Swinden, K.H., *Proc. Roy. Soc. A272* (1963) 304.
- [9] Smith, E., *Int. Jnl. of Fracture*, 23 (1983) 213.
- [10] Tada, H., Paris, P.C. Irwin, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Del Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania, USA (1973).
- [11] Smith, E., *Int. Jnl. Eng. Science*, 19 (1991) 1283.
- [12] Smith, E., "The criterion for the attainment of maximum load for a cracked elastic softening solid", paper accepted for publication in *Jnl. Materials Science*.

MODELO DE ZONA DE CONTACTO EN FRACTURA PARA LA PREDICCIÓN DE SU RAMIFICACIÓN O RELAJACIÓN PLÁSTICA

Bastero de Eleizalde, C.*; Sánchez Benito, M.I.**

* E.T.S. de Ingenieros Industriales.
Universidad de Navarra.
Paseo Manuel de Lardizabal, 13. Apdo. 1674. 20009 San Sebastian

** Departamento de Matemática Aplicada.
E.T.S. de Ingenieros Industriales y de Telecomunicacion
Alda de Urquijo s/n, Bilbao 48013.

Resumen. Este trabajo se centra en materiales isótropos soldados a un sustrato rígido con una grieta de despegamiento en su intercara. Se usa el modelo de zona de contacto, obteniendo resultados para el campo de desplazamientos y el campo de tensiones en la punta de la grieta. Teniendo en cuenta estos resultados es posible predecir el ángulo donde tendrá lugar la posible relajación plástica o ramificación de la fractura.

Abstract. This paper focuses on isotropic materials welded to a rigid substrate with a debond crack on its interface. The contact zone model is used obtaining results for the near-tip displacement and stress fields. Using these results, it is possible to predict the angle at which the crack may branch or plastic relaxation may occur.

1. INTRODUCCION.

Bastero y Atkinson [1] estudiaron la banda de deslizamiento asimétrica que proviene de la punta de una grieta cuando tenía lugar un proceso de despegamiento entre un sólido isótropo compresible y una matriz rígida. Estos resultados coincidían con los obtenidos por Atkinson y Bastero [2], en un caso homogéneo, cuando la asimetría era debida a la creación de una barrera al deslizamiento en una cara de la grieta y la existencia de una única banda de deslizamiento estaba relacionada con las condiciones de crecimiento de la grieta por fatiga.

En este caso se plantea también una grieta por despegamiento en un medio no homogéneo -una matriz elástica despegándose de un sustrato rígido-, pero la compresibilidad de la matriz isótropa -como es bien conocido- introduce unos campos singulares de tipo oscilatorio en la punta de la grieta, cuya falta de sentido físico es patente. El modo de evitar la interpenetración entre los labios de la grieta ya fué sugerida por Comninou [3] y Atkinson [4] mediante la suposición de la existencia de una zona de contacto en la que se asegura el contacto entre ellas pero se admite la posibilidad de deslizamiento.

Con este modelo se pueden obtener los valores de las tensiones cortantes máximas que permitirán conocer los ángulos de ramificación o de relajación -en el caso de plasticidad de corto alcance (small scale yielding) en la punta de la grieta. Se demuestra que este modelo predice el ángulo que va suavemente al límite incompresible, $\arccos(1/3)$.

Por último, aunque la forma del campo de tensiones en el modelo de la zona de contacto difiere del modelo con interpenetración, se observa cómo el modelo de contacto mantiene el valor de la integral G -velocidad de liberación de energía-.

2. GRIETA ABIERTA.

Se considera un material isótropo soldado a un sólido rígido, en cuya intercara de unión surge una grieta semiinfinita por despegamiento. Sin pérdida de generalidad se estudian el campo de tensiones y desplazamientos cerca de la punta de la grieta que surge debido a cargas puntuales, ya que diferentes cargas conducirían a campos similares en la punta de la grieta. Debido a la geometría del problema es conveniente usar coordenadas polares (r, θ) .

La grieta semiinfinita está situada en la intercara con cargas puntuales P, Q situadas a una distancia l de la punta de la grieta, donde se sitúa el origen de coordenadas, considerando el origen del ángulo polar en la intercara, tal y como aparece en la figura 1.

Aplicando la transformada de Mellin a las ecuaciones de elasticidad plana, ver Tranter [5], se obtiene

$$2 \cdot \mu \cdot (\tilde{u}_r + i \cdot \tilde{u}_\theta) = \kappa \cdot A \cdot e^{-i\theta(s+2)} + (s+1) \cdot \bar{A} \cdot e^{i\theta(s+2)} - \bar{B} \cdot e^{i\theta s}$$

$$\tilde{\sigma}_{\theta\theta} - i \cdot \tilde{\sigma}_{r\theta} = (s+1) \cdot [-A \cdot e^{-i\theta(s+2)} + (s+1) \cdot \bar{A} \cdot e^{i\theta(s+2)} - \bar{B} \cdot e^{i\theta s}]$$

donde u_r y u_θ son las componentes en (r, θ) de los desplazamientos y $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{r\theta}$ las componentes de las tensiones. Además \tilde{u}_r and \tilde{u}_θ son las transformadas de Mellin de u_r y u_θ , respectivamente, dadas por

$$\tilde{u}_i = \int_0^\infty u_i \cdot r^s \cdot dr \quad (1)$$

y $\tilde{\sigma}_{\theta\theta}$, $\tilde{\sigma}_{r\theta}$ corresponden a

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \int_0^\infty \sigma_{ij} \cdot r^{s+1} \cdot dr \quad (2)$$

Como condiciones de contorno

$$\begin{aligned} \text{en } \theta = 0 & \quad u_r = u_\theta = 0 \\ \text{en } \theta = \pi & \quad \sigma_{\theta\theta} - i \cdot \sigma_{r\theta} = -(P-i \cdot Q) \cdot \delta(r-l) \end{aligned}$$

y aplicando la transformada de Mellin

$$\begin{aligned} \text{en } \theta = 0 & \quad \tilde{u}_r + i \cdot \tilde{u}_\theta = 0 \\ \text{en } \theta = \pi & \quad \tilde{\sigma}_{\theta\theta} - i \cdot \tilde{\sigma}_{r\theta} = -(P-i \cdot Q) \cdot l^{s+1} \end{aligned}$$

Tras cierta algebra se obtiene

$$\tilde{\sigma}_{\theta\theta} - i \cdot \tilde{\sigma}_{r\theta} = (s+1) \cdot [-A \cdot (\kappa \cdot e^{i\theta s} + e^{-i\theta(s+2)}) + (s+1) \cdot \bar{A} \cdot (e^{i\theta(s+2)} - e^{i\theta s})] \quad (3)$$

$$2 \cdot \mu \cdot (\tilde{u}_r + i \cdot \tilde{u}_\theta) = \kappa \cdot A \cdot [e^{-i\theta(s+2)} - e^{i\theta s}] + (s+1) \cdot \bar{A} \cdot [e^{i\theta(s+2)} - e^{i\theta s}] \quad (4)$$

donde

$$A = \frac{(P - i \cdot Q) \cdot l^{s+1}}{(s+1) \cdot (\kappa \cdot e^{i\pi s} + e^{-i\pi s})} \quad (5)$$

Para calcular los valores de las tensiones y desplazamientos en la punta de la grieta se aplica el teorema de inversión de la transformada de Mellin

$$\sigma_{\theta\theta} - i \sigma_{r\theta} = \frac{1}{2\pi i} \int_{\gamma-i\infty}^{\gamma+i\infty} (\tilde{\sigma}_{\theta\theta} - i \tilde{\sigma}_{r\theta}) \cdot r^{-s-2} ds$$

$$u_r + i u_\theta = \frac{1}{2\pi i} \int_{\epsilon-i\infty}^{\epsilon+i\infty} (\tilde{u}_r + i \tilde{u}_\theta) \cdot r^{-s-1} ds$$

con $-3/2 < \gamma < -1/2$ y $-3/2 < \epsilon < -1/2$ y para ello será necesario estudiar los polos de las expresiones anteriores, que serán los ceros del denominador de A, esto es

$$s_n = -(n+1/2) + i\alpha, \quad \bar{s}_n = -(n+1/2) - i\alpha, \quad n \in \mathbb{Z}$$

donde

$$\alpha = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \ln \kappa$$

A partir del teorema de inversión se cierra el contorno integral por la izquierda y se aplica el teorema de los residuos, obteniendo las expresiones correspondientes a los desplazamientos

$$2 \cdot \mu \cdot (u_r + i \cdot u_\theta) =$$

$$\begin{aligned} & \frac{(P-i \cdot Q) \cdot l^{i\alpha-1/2} \cdot \sqrt{\kappa}}{\pi \cdot (1 - 2 \cdot i \cdot \alpha)} \cdot \{e^{\theta(\alpha-i/2)} - e^{-\theta(\alpha+3i/2)}\} \cdot r^{1/2-i\alpha} - \\ & - \frac{(P+i \cdot Q) \cdot l^{-i\alpha-1/2}}{2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\kappa}} \cdot e^{\theta\alpha} \cdot \{e^{i\theta/2} - e^{-3i\theta/2}\} \cdot r^{1/2+i\alpha} \end{aligned}$$

Al considerar estos desplazamientos en la punta de la grieta, es decir, en $\theta = \pi$, aparece la conocida interpenetración entre las caras de la grieta, ya que s_n son valores complejos

$$u_{\theta}(r,\pi) = \frac{-(1+\kappa) \cdot (r/l)^{1/2}}{2 \cdot \mu \cdot \pi \cdot (1+4 \cdot \kappa^2)} \cdot \left[P \cdot \left(\cos(\alpha \cdot \ln(l/r)) - 2 \cdot \alpha \cdot \sin(\alpha \cdot \ln(l/r)) \right) + Q \cdot \left(\sin(\alpha \cdot \ln(l/r)) + 2 \cdot \alpha \cdot \cos(\alpha \cdot \ln(l/r)) \right) \right]$$

Esto sugiere definir un modelo con zona de contacto, como Comninou [3] y Atkinson [4], que se estudia en el apartado siguiente.

Por otro lado, se calcula la velocidad de liberación de energía, definida como

$$G = \lim_{\delta b \rightarrow 0} \frac{1}{\delta b} \cdot \int_0^{\delta b} [\sigma_{r\theta}(r, 0) \cdot u_r(r - \delta b, \pi) + \sigma_{\theta\theta}(r, 0) \cdot u_{\theta}(r - \delta b, \pi)] \cdot dr$$

A partir de (3) y (4), y aplicando el teorema de inversión, se determinan las tensiones y los desplazamientos correspondientes, obteniendo

$$G = \frac{\kappa + 1}{4 \cdot \mu \cdot \pi \cdot l} \cdot (P^2 + Q^2) \tag{6}$$

3. ZONA DE CONTACTO.

Para evitar el problema de la interpenetración se considera que las caras de la grieta permanecen en contacto en una región próxima a la punta de ésta, de longitud *a*, tal y como aparece en la figura 2.

Las condiciones de contorno a considerar son:

en $\theta = 0$	$u_r = u_{\theta} = 0$	
en $\theta = \pi$	$u_{\theta} = 0$	$r < a$
en $\theta = \pi$	$\sigma_{\theta\theta} = -P \cdot \delta(r-l)$	$r > a$
en $\theta = \pi$	$\sigma_{r\theta} = -Q \cdot \delta(r-l)$	$r > a$
en $\theta = \pi$	$\sigma_{r\theta} = 0$	$r < a$

Aplicando la transformada de Mellin a estas condiciones se obtiene

en $\theta = 0$	$\bar{u}_r + i \cdot \bar{u}_{\theta} = 0$
en $\theta = \pi$	$\bar{u}_{\theta} = a^{s+1} \cdot U_{-}(s)$
en $\theta = \pi$	$\bar{\sigma}_{\theta\theta} - i \cdot \bar{\sigma}_{r\theta} = -(P \cdot i \cdot Q) \cdot l^{s+1} + a^{s+1} \cdot \sigma_{+}(s)$

donde

$$U_{-}(s) = \int_1^{\infty} u_{\theta} \cdot r_1^s \cdot dr_1 \tag{7}$$

$$\sigma_{+}(s) = a \cdot \int_0^1 \sigma_{\theta\theta} \cdot r_1^{s+1} \cdot dr_1 \tag{8}$$

son funciones incógnitas, y $r = r_1 \cdot a$.

A partir de las expresiones obtenidas para las transformadas de las tensiones y los desplazamientos, y teniendo en cuenta las expresiones anteriores se obtiene la siguiente ecuación funcional que permitirá obtener σ_{+} y U_{-} :

$$\frac{4 \cdot \mu}{1 + \kappa} \cdot U_{-} \cdot K(s) = \sigma_{+} - \left(P \cdot x^{s+1} + \frac{1 - \kappa}{1 + \kappa} \cdot Q \cdot x^{s+1} \cdot \tan(\pi s) \right)$$

donde

$$K(s) = \frac{(s+1) \cdot \cos(\pi \cdot s - i \cdot \pi \cdot \alpha) \cdot \cos(\pi \cdot s + i \cdot \pi \cdot \alpha)}{\cos(\pi \cdot s) \cdot \sin(\pi \cdot s)}$$

se descompone, utilizando las propiedades de la función Gamma, como

$$K(s) = K_{+}(s) \cdot K_{-}(s)$$

con

$$K_{+}(s) = \frac{\Gamma(3/2 + s) \cdot \Gamma(s+2)}{\Gamma(3/2 + s - i \cdot \alpha) \cdot \Gamma(3/2 + s + i \cdot \alpha)}$$

regular y no nula en el semiplano $Re(s) > -3/2$ y

$$K_{-}(s) = \frac{\Gamma(-1/2 - s) \cdot \Gamma(-s)}{\Gamma(-1/2 - s - i \cdot \alpha) \cdot \Gamma(-1/2 - s + i \cdot \alpha)}$$

regular y no nula en el semiplano $Re(s) < -1/2$.

Teniendo en cuenta estas descomposiciones la ecuación funcional se transforma en:

$$C(s) + \frac{\sigma_{+}(s)}{K_{+}(s)} = U_{-}(s) \cdot K_{-}(s) \cdot \frac{4 \cdot \mu}{1 + \kappa} \tag{9}$$

donde

$$C(s) = - \left(P \cdot x^{s+1} + \frac{1-\kappa}{1+\kappa} \cdot Q \cdot x^{s+1} \cdot \tan(\pi \cdot s) \right) \cdot \frac{1}{K_+(s)}$$

se descompone aplicando el teorema de Cauchy:

$$C(s) = C_+(s) + C_-(s)$$

con

$$C_+(s) = \frac{-1}{2\pi i} \cdot \int_{\varepsilon-i\infty}^{\varepsilon+i\infty} \frac{C(z)}{z-s} \cdot dz$$

regular y no nula en el semiplano $Re(s) > -3/2$ y

$$C_-(s) = \frac{1}{2\pi i} \cdot \int_{\varepsilon'-i\infty}^{\varepsilon'+i\infty} \frac{C(z)}{z-s} \cdot dz$$

regular y no nula en el semiplano $Re(s) < -1/2$, con $-3/2 < \varepsilon < Re(s) < \varepsilon' < -1/2$.

De esta forma la ecuación (9) se convierte en:

$$C_+(s) + \frac{\sigma_+(s)}{K_+(s)} = U_-(s) \cdot K_-(s) \cdot \frac{4 \cdot \mu}{1+\kappa} - C_-(s) \quad (10)$$

En la ecuación anterior el miembro de la izquierda representa una función analítica en el semiplano $Re(s) > -3/2$, mientras que el segundo lo es en $Re(s) < -1/2$, de lo que se deduce que uno y otro miembro son la prolongación analítica, y por tanto definen una función $J(s)$ que es analítica en todo el plano complejo:

$$C_+(s) + \frac{\sigma_+(s)}{K_+(s)} = U_-(s) \cdot K_-(s) \cdot \frac{4 \cdot \mu}{1+\kappa} - C_-(s) = J(s)$$

Como $l/a \gg 1$ se puede obtener una aproximación de $C_+(s)$ cerrando el contorno integral por la izquierda y usando el teorema de los residuos

$$C_+(s) = \left(\frac{l}{a} \right)^{-1/2} \left[\left(\frac{l}{a} \right)^{i\alpha} (P-iQ) \cdot \frac{\Gamma(2i\alpha)}{\Gamma(1/2+i\alpha) \cdot \Gamma(i\alpha)} \cdot \frac{1}{(s_1-s)} + \left(\frac{l}{a} \right)^{-i\alpha} \cdot (P+iQ) \cdot \frac{\Gamma(-2i\alpha)}{\Gamma(1/2-i\alpha) \cdot \Gamma(-i\alpha)} \cdot \frac{1}{(s_1-s)} \right] + O \left(\frac{l}{a} \right)^{-3/2} \quad (11)$$

Imponiendo las condiciones de que en el caso más desfavorable $\sigma_{\theta\theta}$ presente una singularidad integrable para $r_1 \rightarrow 1^-$ y que u_θ sea continuo en $\theta = \pi$, se deduce que $J(s)$ es idénticamente nulo, obteniendo:

$$\sigma_+(s) = -C_+(s) \cdot T_+(s) \quad (12)$$

y

$$U_-(s) = \frac{(1+\kappa) \cdot C_-(s)}{4 \cdot \mu \cdot K_-(s)} \quad (13)$$

Considerando la expresión obtenida para $\sigma_+(s)$ se deducen las tensiones en $\theta = 0$, a partir de su transformada, aplicando el teorema de inversión de la transformada de Mellin, obteniendo:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{(1+\kappa) \cdot (1+4 \cdot \alpha^2) \cdot C_+(-2)}{4 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa} \cdot a} + O[r] \quad (14)$$

y

$$\sigma_{r\theta} = - \frac{\alpha \cdot (1+\kappa) \cdot C_+(-3/2) \cdot a^{-1/2}}{2 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa}} \cdot r^{-1/2} + O[r^{1/2}] \quad (15)$$

Análogamente se obtienen los desplazamientos en $\theta = \pi$

$$u_r(r,\pi) = \frac{\alpha \cdot \sqrt{\kappa} \cdot C_+(-3/2) \cdot a^{-1/2}}{\mu \cdot \sqrt{\pi}} \cdot r^{1/2} + O[r^{3/2}] \quad (16)$$

$$u_\theta(r,\pi) = O[r^{3/2}] \quad (17)$$

y el campo de tensiones en $\theta = \pi$

$$\sigma_{\theta\theta}(r,\pi) = \frac{\alpha \cdot C_+(-3/2) \cdot a^{-1/2} \cdot r^{-1/2}}{4 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa}} \cdot \left(3 \cdot \sin \frac{\theta}{2} + (1+2 \cdot \kappa) \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (18)$$

$$\sigma_{r\theta}(r,\pi) = - \frac{\alpha \cdot C_+(-3/2) \cdot a^{-1/2} \cdot r^{-1/2}}{4 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa}} \cdot \left(3 \cdot \cos \frac{\theta}{2} + (1+2 \cdot \kappa) \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (19)$$

A partir de la definición de $\sigma_+(s)$ y aplicando el teorema de inversión se obtiene $\sigma_{\theta\theta}$ en $\theta = \pi$, $r < a$:

$$\sigma_{\theta\theta}(r,\pi) \approx - \frac{\alpha \cdot (\kappa - 1) \cdot C_+^{(-3/2)} \cdot a^{-1/2}}{2 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa}} \cdot a^{-1/2} \cdot r^{-1/2} + \frac{(1 + \kappa) \cdot (1 + 4 \cdot \alpha^2) \cdot C_+^{(-2)}}{4 \cdot \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\kappa} \cdot a} \quad (20)$$

Para evaluar $\sigma_{\theta\theta}(r,\pi)$ en el otro extremo de la zona de contacto se considera la definición de $\sigma_+(s)$ y el teorema Tauberiano que relaciona el comportamiento de $\sigma_+(s)$ cuando $|s| \rightarrow \infty$ y $\sigma_{\theta\theta}(r,\pi)$ cuando $r_1 \rightarrow 1^-$, obteniendo:

$$\sigma_{\theta\theta} \approx \frac{l^{-1/2} (a-r)^{-1/2}}{\sqrt{\pi}} \cdot \left[\left(\frac{l}{a} \right)^{i\alpha} (P-iQ) \cdot \frac{\Gamma(2i\alpha)}{\Gamma(1/2+i\alpha) \cdot \Gamma(i\alpha)} - \left(\frac{l}{a} \right)^{-i\alpha} (P+iQ) \cdot \frac{\Gamma(-2i\alpha)}{\Gamma(1/2-i\alpha) \cdot \Gamma(-i\alpha)} \right] \quad (21)$$

cuando $r \rightarrow a^-$.

Análogamente a partir de $U_-(s)$ se obtiene u_θ cuando $r \rightarrow a^+$ en $\theta = \pi$:

$$u_\theta \approx \frac{1+\kappa}{2\mu\sqrt{\pi}} \cdot l^{-1/2} (r-a)^{1/2} \left[\left(\frac{l}{a} \right)^{i\alpha} (P-iQ) \cdot \frac{\Gamma(2i\alpha)}{\Gamma(1/2+i\alpha) \cdot \Gamma(i\alpha)} + \left(\frac{l}{a} \right)^{-i\alpha} (P+iQ) \cdot \frac{\Gamma(-2i\alpha)}{\Gamma(1/2-i\alpha) \cdot \Gamma(-i\alpha)} \right] \quad (22)$$

La longitud de la zona de contacto, a , se determina de la condición de que $\sigma_{\theta\theta}(r,\pi)$ en $r = a^-$ sea finita, esto es

$$W \cdot \cos[\alpha \cdot \log(l/a)] - V \cdot \sin[\alpha \cdot \log(l/a)] = 0$$

donde

$$W = \operatorname{Re} \left[(P - i \cdot Q) \cdot \frac{\Gamma(2i\alpha)}{\Gamma(1/2+i\alpha) \cdot \Gamma(i\alpha)} \right]$$

y

$$V = \operatorname{Im} \left[(P - i \cdot Q) \cdot \frac{\Gamma(2i\alpha)}{\Gamma(1/2+i\alpha) \cdot \Gamma(i\alpha)} \right]$$

Con esta condición,

$$\sigma_{\theta\theta}(r,\pi) \approx \frac{-4 \cdot \alpha \cdot l^{-1/2} \cdot (a-r)^{1/2}}{a \cdot \sqrt{\pi}} \cdot [W \cdot \sin[\alpha \cdot \log(l/a)] + V \cdot \cos[\alpha \cdot \log(l/a)] + O(a/l)] \quad r < a \quad (23)$$

$$u_\theta \approx \frac{2 \cdot (1 + \kappa) \cdot \alpha \cdot l^{-1/2} \cdot (r-a)^{3/2}}{3 \cdot \mu \cdot \sqrt{\pi} \cdot a} \cdot [W \cdot \sin[\alpha \cdot \log(l/a)] + V \cdot \cos[\alpha \cdot \log(l/a)] + O(a/l)] \quad r > a \quad (24)$$

Para obtener la solución real hay que imponer la condición de que la grieta se abra, de forma que el coeficiente de $(r-a)^{3/2}$ en u_θ debe ser positivo, y la condición anterior se traduce en las ecuaciones

$$\sin[\alpha \cdot \log(l/a)] = \frac{W}{(W^2 + V^2)^{1/2}}$$

y

$$\cos[\alpha \cdot \log(l/a)] = \frac{V}{(W^2 + V^2)^{1/2}}$$

que permiten determinar la relación entre l y a

$$a = l \cdot e^{-\arctg(W/V)/\alpha} \quad (25)$$

Teniendo en cuenta esta relación, (11) se convierte en

$$C_+(s) = e^{-\arctg(W/V)/(2\alpha)} \cdot \frac{2\alpha \cdot (W^2 + V^2)^{1/2}}{9/4 + \alpha^2 + 3s + s^2}$$

y por tanto

$$\bar{C}_+(s) = C_+(s)$$

y

$$C_+^{(-3/2)} = \frac{2}{\alpha} \cdot e^{-\arctg(W/V)/(2\alpha)} \cdot (W^2 + V^2)^{1/2} \quad (26)$$

De esta forma, a partir de (14), (15) y (26) se obtiene

$$\sigma_{r\theta}(r,0) = -\frac{(1+\kappa)}{\sqrt{\pi}} \cdot (W^2+V^2)^{1/2} \cdot (r \cdot l)^{-1/2} + 0[r^{1/2}]$$

y

$$\sigma_{\theta\theta}(r,0) = 0[1]$$

Con esta condición, a partir de (16), (17), y (26)

$$u_r(r,\pi) = \frac{2 \cdot \sqrt{\kappa}}{\mu \cdot \sqrt{\pi}} \cdot (W^2+V^2)^{1/2} \cdot r^{1/2} \cdot l^{-1/2} + 0[r^{3/2}]$$

y

$$u_\theta(r,\pi) = 0[r^{3/2}]$$

De nuevo se calcula la velocidad de liberación de energía, a partir de estos valores, obteniendo de nuevo el mismo valor que en el modelo de grieta abierta, dado en (6)

$$G = \frac{\kappa + 1}{4 \cdot \mu \cdot \pi \cdot l} \cdot (P^2 + Q^2) \quad (6)$$

De acuerdo con (18) y (19), en la punta de la grieta el ángulo que hace máxima la tensión $\sigma_{\theta\theta}$ hace cero la tensión $\sigma_{r\theta}$, de forma que este ángulo proporcionará el valor donde tendrá lugar la posible ramificación de la grieta. En la figura 3 se ha representado este ángulo frente a κ , observado que se acerca suavemente a $\arccos(1/3)$.

En las figuras 4 y 5 se representan las tensiones $\sigma_{\theta\theta}$ y $\sigma_{r\theta}$ frente a θ , para $\kappa = 1$ y $\kappa = 3$, respectivamente.

4. REFERENCIAS

[1] Bastero, C. y Atkinson, C. "Incipient yielding at a debond crack tip under mixed mode loading", Int. Jour. Fract., 38, 192. 1988.

[2] Atkinson, C. y Bastero, C., "Plastic relaxation at a crack tip by aximetric slip", Proc. Roy. Soc. London, A418, 261.1988.

[3] Comninou, M., "The interface crack", Journal of Applied Mechanics, 44, 631-636. 1977.

[4] Atkinson, C., "The interface crack with a contact zone (an analitical treatment)", Int. Journ. Fracture, 19, 161-177. 1982.

[5] Tranter, C.J., "Integral Transforms in Mathematical Physics", John Wiley & Sons. (1956).

5. FIGURAS.

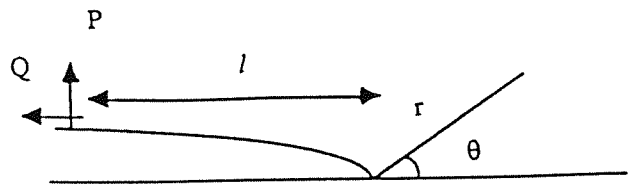


Fig. 1. Grieta abierta.

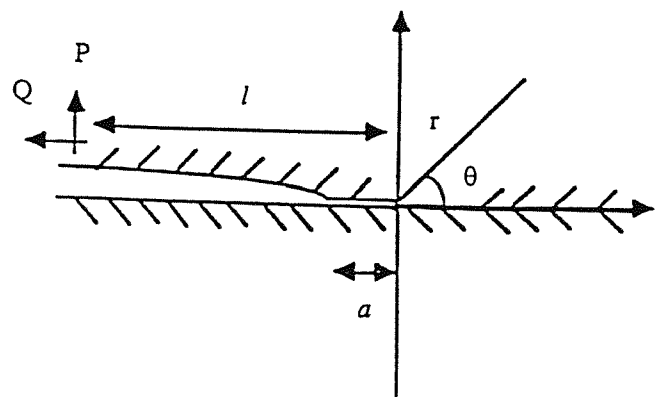


Fig. 2. Grieta con zona de contacto.

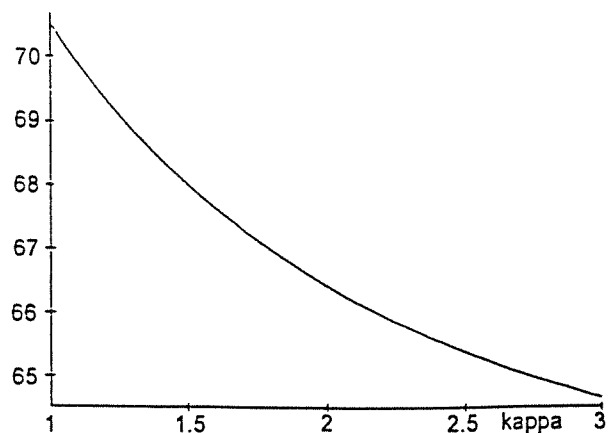


Fig. 3. Ángulo de ramificación.

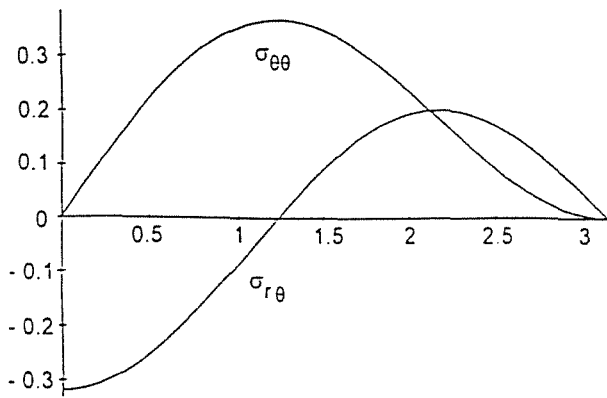


Fig. 4. Representación de las tensiones para $\kappa = 1$.

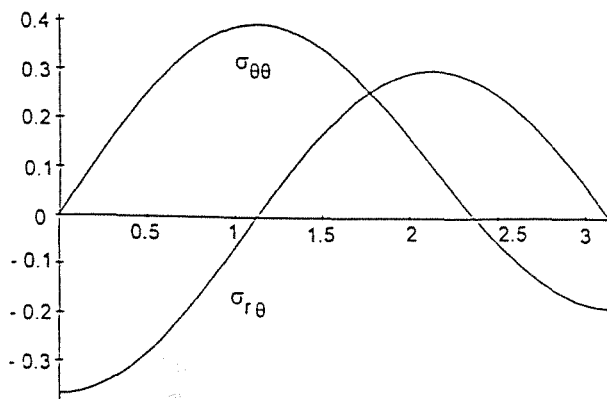


Fig. 5. Representación de las tensiones para $\kappa = 3$.

MODELO ESTADISTICO DE ROTURA DE PLACAS DE VIDRIO CON CONSIDERACIONES DE MECANICA DE LA FRACTURA

A. Bernardo, A. Fernández, C. Betegón, I. Viña

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Gijón
Campus de Viesques s/n. 33204 GIJON

Resumen. Se propone un modelo estadístico para el cálculo de placas de vidrio para acristalamiento de edificios que permite obtener la probabilidad de rotura de las mismas bajo una carga cualquiera. Este modelo se basa en el estudio de las microfisuras superficiales que existen en las placas de vidrio, cuyo crecimiento, en determinadas condiciones de carga, lleva a su rotura. Dicho modelo incorpora tanto la Mecánica de la Fractura como la teoría no lineal de placas, para definir un tamaño crítico de las fisuras, a partir del cual llegan a crecer, y que es función tanto de su forma y posición en la placa como de la distribución de tensiones. De esta manera, se pueden elaborar unos nuevos ábacos de dimensionamiento que, para una probabilidad de rotura determinada, nos indiquen el espesor necesario en condiciones de servicio.

Abstract. A statistical model for window glass plates failure probability is proposed. The model takes into account the random distribution of pre-existing microcracks, and the stress distribution on the plate, by means of Fracture Mechanics and the non-linear theory of plates, in order to define a critical flaw size. The model allows the development of new design charts, which give the minimum plate thickness under service conditions, for a given failure probability.

1. INTRODUCCION

En los últimos años el proceso de diseño de placas de vidrio para acristalamiento de edificios está sufriendo un gran cambio [1]. El factor esencial que lo está motivando es el auge que ha experimentado el empleo de placas de vidrio en las edificaciones, aumentando tanto el tamaño de los acristalamientos como diversificándose las relaciones de los lados de los mismos, dentro de una geometría rectangular. Esto hace que los métodos de dimensionamiento utilizados hasta ahora, basados en tablas obtenidas por experimentación directa, a través de fórmulas empíricas o bien por aplicación de la teoría lineal de placas [2], requieran una revisión, ya que la teoría lineal predice en algunos casos espesores excesivamente grandes y las tablas experimentales no contemplan todos los casos posibles. Se hace, por lo tanto, necesario un nuevo planteamiento de los métodos de dimensionamiento de las placas de vidrio.

En este trabajo se propone un cálculo a rotura que utilice como criterio de diseño el valor de la probabilidad de rotura de una placa de vidrio bajo una carga determinada.

Es decir, que para unos valores dados de los lados de la placa de vidrio y para un valor de sobrecarga de viento que debe resistir, el espesor necesario que se obtendría sería aquel para el que la placa de vidrio con esas dimensiones tuviera una determinada probabilidad de rotura. Para esto, se establece el modelo estadístico que se desarrolla a continuación.

2. MODELO MATEMATICO NO LINEAL

Previamente al propio planteamiento estadístico, se aplica la teoría no lineal de placas a las placas de vidrio para, junto con las condiciones de borde simplemente apoyado, poder obtener los valores de tensiones y flechas en todos los puntos. Esas tensiones se utilizarán, en el planteamiento estadístico, al definir un tamaño crítico de las fisuras a partir del cual estas pueden crecer y llevar a la rotura de la placa.

Consideraremos en lo que sigue la placa rectangular de dimensiones a y b , y de espesor t de la figura 1, sometida

a la carga lateral uniforme de valor q por unidad de área, que representa una placa de acristalamiento bajo la acción del viento.

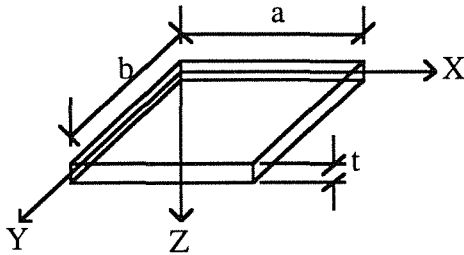


Fig. 1. Placa de referencia para las ecuaciones de von Kármán

Las deformaciones que tienen lugar en las placas de vidrio sometidas a cargas de uso, se pueden encuadrar en la categoría de " grandes flechas ", lo que implica la aparición de unas tensiones de membrana junto con las tensiones de placa, presentes en la teoría lineal.

El desarrollo de la teoría no lineal de placas conduce a un sistema de ecuaciones diferenciales que se conoce con el nombre de Ecuaciones de von Kármán:

$$\nabla^4 w = \frac{q}{D} + \frac{t}{D} \left(\frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} - 2 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) \quad (1)$$

$$\nabla^4 \Phi = E \left[\left(\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right)^2 - \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] \quad (2)$$

en las que w es la flecha, q es la carga lateral uniforme por unidad de área, t es el espesor de la placa, Φ es la función de Airy, E es el módulo de elasticidad longitudinal, ν es el coeficiente de Poisson y D

$$D = \frac{Et^3}{12(1-\nu^2)} \quad (3)$$

Con el fin de obtener una solución general normalizada, se consideran las ecuaciones de von Kármán adimensionales, introduciendo los siguientes parámetros:

$$\zeta = \frac{x}{\sqrt{ab}}, \quad \eta = \frac{y}{\sqrt{ab}}, \quad W = \frac{w}{t}, \quad \psi = \frac{\Phi}{Et^2} \quad (4)$$

Según trabajos previos [3], las condiciones de contorno que mejor reproducen el comportamiento real de las placas de acristalamiento en condiciones de uso, son las de borde simplemente apoyado.

Para resolver estas ecuaciones se utiliza un caso particular del Método de los Residuos Ponderados, en el que las funciones de ponderación se hacen coincidir con las funciones de prueba.

Las funciones de prueba que se proponen para cada incógnita son:

$$\text{Para } W, \quad \text{sen} \frac{m\pi}{\sqrt{a}} \zeta \quad \text{sen} \frac{n\pi}{\sqrt{b}} \eta \quad (5)$$

$$\text{Para } \psi, \quad \left(1 - \cos \frac{k\pi}{\sqrt{a}} \zeta \right) \left(1 - \cos \frac{l\pi}{\sqrt{b}} \eta \right) \quad (6)$$

lo que da lugar a las siguientes soluciones aproximadas:

$$W \equiv W^* = \sum_{m=1,3,\dots} \sum_{n=1,3,\dots} W_{mn} \text{sen} \alpha_m \zeta \text{sen} \beta_n \eta \quad (7)$$

$$\psi \equiv \psi^* = \sum_{k=2,4,\dots} \sum_{l=2,4,\dots} \psi_{kl} \left(1 - \cos \alpha_k \zeta \right) \left(1 - \cos \beta_l \eta \right) \quad (8)$$

donde a los parámetros ajustables desconocidos, se les llama W_{mn} y ψ_{kl} , y además:

$$\alpha_m = \frac{m\pi}{\sqrt{a}}; \quad \beta_n = \frac{n\pi}{\sqrt{b}}; \quad \alpha_k = \frac{k\pi}{\sqrt{a}}; \quad \beta_l = \frac{l\pi}{\sqrt{b}} \quad (9)$$

Al sustituir estas soluciones aproximadas en las ecuaciones queda un residuo que se anula en el sentido de media ponderada utilizando como funciones de ponderación las propias funciones de prueba. Se obtienen de esta manera dos sistemas de ecuaciones cuya resolución lleva a conocer el valor de los parámetros ajustables W_{mn} y ψ_{kl} .

3. VALIDACION EXPERIMENTAL DEL MODELO MATEMATICO

Se analizaron valores de tensiones y de flechas obtenidos por ensayos en placas de vidrio de dimensiones comerciales cuya relación de lados está comprendida entre 1:1 y 1:2.

Los vidrios a ensayar se montaron sobre un bastidor adecuado para tratar dos vidrios a la vez y la carga se produjo con aire a presión actuando entre ambos. Para medir las flechas se utilizaron relojes comparadores que eran calibrados antes de cada ensayo. A los resultados así obtenidos se les restó la deformación permanente que se producía en el bastidor. Las tensiones se midieron con bandas extensométricas que se colocaron de manera que midieran la tensión principal máxima. En aquellos puntos en los que no se tenía evidencia sobre cual era la dirección principal se colocaron rosetas extensométricas.

Los resultados teóricos se obtuvieron mediante un programa en PASCAL y utilizando 4x4 funciones de aproximación (a partir de este número de funciones de aproximación la mejora en los resultados es inapreciable en cifras significativas).

En total se compararon más de 500 valores de flechas y tensiones obteniéndose en general una mejor aproximación para las tensiones. Así, el valor medio de los errores obtenidos al comparar 316 valores teóricos de tensiones con sus correspondientes valores experimentales es de 19.50%, y el correspondiente a flechas es de 31.05%, habiéndose comparado en éste caso 219 valores. La distribución de estos errores se muestra en la tabla 1.

ERRORES	TENSIONES	FLECHAS
> de -30%	0.95%	15.98%
Entre -30 y -10%	3.16%	16.89%
Entre -10 y 0%	6.33%	7.76%
Entre 0% y 10%	14.24%	9.58%
Entre 10 y 20%	28.79%	16.89%
Entre 20 y 30%	35.76%	17.81%
Entre 30 y 40%	5.38%	4.57%
Entre 40 y 50%	3.48%	5.55%
>de 50%	1.89%	4.97%

Tabla 1. Errores de los valores obtenidos con el modelo matemático.

En conjunto los resultados pueden considerarse satisfactorios, ya que entre -10% y 30% están más del 85% de los valores de tensiones comparados. La distribución de los errores no es tan buena en el caso de flechas ya que entre -10% y 30% están el 50% de los valores. No obstante los valores de flechas obtenidos experimentalmente ofrecen menor fiabilidad que los de tensiones ya que los relojes comparadores utilizados miden también la deformación del bastidor y aunque esta es restada posteriormente, esta resta se hace considerando que esa deformación aumentó linealmente con la carga, lo que no es totalmente correcto. Además, como las flechas se obtienen por derivación de las tensiones con validar el modelo para estas es suficiente.

Se observa que el modelo predice valores menos sobrestimados para puntos próximos a los bordes llegando en algún caso a obtenerse valores de tensiones inferiores a los experimentales.

4. MODELO ESTADISTICO DE ROTURA

El cálculo elástico clásico presenta unas limitaciones ya conocidas para el diseño, tales como la dificultad del conocimiento de las tensiones reales debido a las tensiones residuales y la no consideración del carácter aleatorio de la carga de rotura.

En el caso de las placas de vidrio, estos aspectos adquieren gran importancia ante la dificultad de conocer las tensiones residuales y debido a la existencia de defectos superficiales (fisuras) microscópicos producidos en el proceso de elaboración de las mismas.

La existencia de estas fisuras y el comportamiento del vidrio perfectamente elástico lineal, indican la idoneidad de las placas de acristalamiento para ser estudiadas mediante la teoría de la Mecánica de la Fractura Lineal. A esta teoría se recurre para asimilar las fisuras superficiales a una forma geométrica determinada y de este modo poder definir correctamente, mediante alguna magnitud, el tamaño de las mismas.

Se asimiló la forma de las fisuras superficiales a una geometría semicircular.

A la hora de plantear el modelo estadístico hay que considerar dos hechos fundamentales. Por una parte, la distribución de tensiones en la placa no es uniforme, por tanto, la rotura no se producirá en el lugar en el que la grieta tenga un mayor tamaño, sino donde la combinación entre tamaño de grieta y tensión sea la crítica. Además, existen unas orientaciones preferenciales de las fisuras, observadas en ensayos realizados en probetas obtenidas de las placas de vidrio cortándolas, en forma de vigas, con distintas orientaciones. En estos ensayos se obtuvieron valores de carga de rotura distintos para vigas cortadas con diferentes orientaciones, lo que se interpreta con la existencia de una orientación preferencial de los defectos superficiales. De esos mismos ensayos, también se puede deducir que la ley de distribución de los tamaños máximos de grieta depende de la orientación de la propia fisura, es decir, para cada posible orientación de fisuras tendremos una ley estadística de distribución de los tamaños máximos. Por tanto, habrá que modificar la consideración realizada en el punto primero, en el sentido de que la rotura no se producirá en el punto en el que la combinación entre tamaño de grieta y tensión sea la crítica, sino en aquel punto en el que lo sea la combinación entre tamaño de grieta, orientación de la misma y tensión.

Podemos, teniendo en cuenta lo anterior, realizar el siguiente planteamiento estadístico. Para ello definiremos el tamaño crítico de grieta en un punto de la placa asociado a una carga uniforme q , y lo llamamos a^* , como un tamaño de grieta tal que las tensiones inducidas por q conducen a la rotura de la placa en ese punto. Ese tamaño crítico de grieta será distinto en cada punto según que se considere una orientación u otra posible para cada grieta, pues el ángulo que forme la fisura con las tensiones en el punto considerado puede ser más favorable o menos favorable a la rotura. Denotaremos, por tanto, el tamaño crítico de grieta por $a^*(x,y;q;\theta)$.

Una vez definido el tamaño crítico, se discretiza la placa de vidrio con el fin de considerar un número finito de puntos, representativos de otros tantos elementos de pequeño tamaño $\Delta x \Delta y$ en los que se supone dividida la

placa, en los que vamos a considerar la posibilidad de rotura. Cada elemento lo denotamos por las coordenadas de su punto central, en el que consideraremos la tensión y en el que supondremos la presencia de una única grieta.

Si denominamos $a(x,y;\theta)$ al tamaño de grieta en el punto (x,y) y en la dirección θ , decimos que la rotura se producirá en el elemento de coordenadas (x_0,y_0) y por crecimiento de una fisura orientada según el ángulo θ_0 , cuando actúa la carga q , si:

$$\text{Max}_{(x,y,\theta)} \frac{a(x,y;\theta)}{a^*(x,y;q;\theta)} = \frac{a(x_0,y_0;\theta_0)}{a^*(x_0,y_0;q;\theta_0)} = 1 \quad (10)$$

es decir, si:

$$\begin{aligned} a(x_0,y_0;\theta_0) &= a^*(x_0,y_0;q;\theta_0) \\ a(x_0,y_0;\theta) &< a^*(x_0,y_0;q;\theta) \quad \forall \theta \neq \theta_0 \\ a(x,y;\theta) &< a^*(x,y;q;\theta) \quad \forall \theta \text{ y } \forall (x,y) \neq (x_0,y_0) \end{aligned}$$

En términos probabilísticos esto se expresa de la siguiente manera. La probabilidad de que la rotura ocurra en (x_0,y_0) por crecimiento de una grieta que se orienta con un ángulo θ_0 , y bajo la acción de la carga q , es el producto de la probabilidad de que el tamaño máximo de grieta en ese punto y según esa dirección sea igual al tamaño crítico de grieta en ese punto y según esa dirección, por la probabilidad de que los tamaños máximos de grieta en ese punto y según las otras direcciones sean menores que los correspondientes tamaños críticos, y multiplicado a su vez por la probabilidad de que en los restantes puntos de la placa, los tamaños máximos de grieta en cada uno de ellos y para todas las direcciones sean menores que los respectivos tamaños críticos. Sumando para todos los elementos de la placa las probabilidades así obtenidas para cada uno de ellos, se obtiene la probabilidad de rotura de la placa para el valor de carga considerado.

Este modelo hay que modificarlo para recoger el hecho de que las grietas se orientan preferencialmente en unas direcciones determinadas, multiplicando cada orientación que se considere por la probabilidad de que la grieta se oriente en esa dirección.

Para expresar esta probabilidad de rotura de la placa de vidrio bajo una carga q en términos matemáticos, es mejor hacerlo como uno menos la probabilidad de que la placa no se rompa. De esta manera queda:

$$P(q) = 1 - \prod_{i,j} \prod_k F_{a\theta_k} \left(a^*(x_i,y_j;\theta_k,q) \right) P(\theta_k) \quad (11)$$

en la que $F_{a\theta_k}$ es la función de distribución de los tamaños máximos de grieta, y $P(\theta_k)$ es la probabilidad de que una grieta se oriente en la dirección k .

Hay que determinar pues las probabilidades de las orientaciones de las fisuras y la ley de distribución de los tamaños máximos de grieta para cada orientación. Además, hay que conocer una expresión que nos permita obtener el tamaño crítico de grieta, correspondiente a cada valor de la carga, en el punto y en la dirección considerada. Para esto recurriremos a la Mecánica de la Fractura.

5. CALCULO DE LOS PARAMETROS ESTADISTICOS

Basándose en consideraciones límites [4], se puede asumir que la distribución de los tamaños máximos de grieta en un elemento de la placa de área unidad sigue una ley de Gumbel:

$$G(a) = \exp \left\{ -\exp \left[\frac{\alpha - a}{\beta} \right] \right\} \quad -\infty < a < \infty \quad (12)$$

Para estimar los parámetros α y β de esta ley se realizan unos ensayos de flexión a tres puntos en vigas obtenidas cortándolas de placas de vidrio con diferentes orientaciones.

En estos ensayos se determina la carga de rotura y el punto en el que se produce la misma.

Con el fin de poder determinar, a partir de esos valores, los tamaños críticos de grieta que llevaron a la rotura en cada caso a la placa y así poder estimar los parámetros de la distribución de Gumbel, hay que asumir que la grieta que produce la rotura está orientada de una forma conocida. A esta grieta la llamamos grieta equivalente, y supondremos que se orienta perpendicular a la dirección longitudinal de la viga (que es la dirección para la que se tendría un menor tamaño crítico), es decir, que la rotura se producirá por crecimiento de la grieta en modo I. Si no se hiciera esa consideración, no se podrían estimar esos parámetros. En efecto, al producirse la rotura en un modo mixto, una viga podría romper por crecimiento de una grieta pequeña que tuviera una orientación favorable a la rotura, o bien por crecimiento de una grieta que teniendo una orientación menos favorable a la rotura tuviera un tamaño suficientemente mayor.

El tamaño crítico a^* , según se ha considerado que se produce la rotura (modo I de fractura), y para la geometría de grieta considerada, es:

$$K_{Ic} = 1.12 \left(\frac{2}{\pi} \right) \sigma (\pi a^*)^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

donde K_{Ic} es el factor de intensidad de tensiones, σ es la tensión perpendicular al plano de fisura, a^* es el tamaño crítico de la fisura, 1.12 es un factor que da cuenta del hecho de que el defecto es superficial, $2/\pi$ es un factor de forma aplicable a fisuras semicirculares

Siendo e la altura de la sección recta de la viga:

$$a^*(x, q) = 0.0695 e^4 K_{Ic}^2 / q^2 x^2 \quad (14)$$

Con esta expresión se obtuvieron los valores de los tamaños críticos para esa "grieta equivalente" y para distintas orientaciones ensayadas. Representando estos valores en papel probabilístico de Gumbel se comprobó que, en efecto, siguen esta ley.

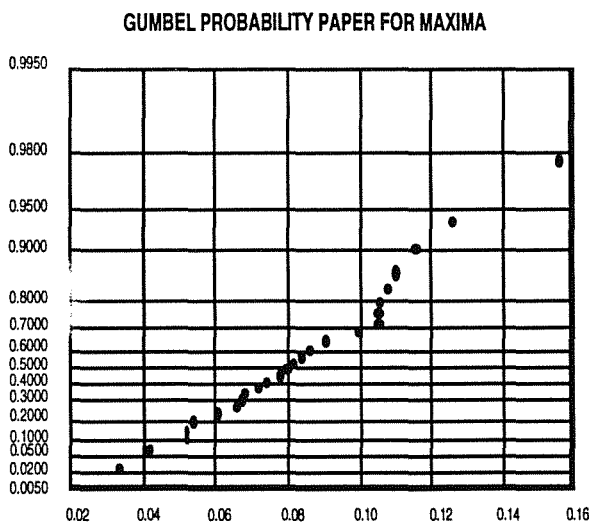


Fig.2. Tamaños críticos de grieta en papel probabilístico de Gumbel

Además, se estimaron los parámetros para las distintas orientaciones ensayadas considerando sólo las roturas que se produjeron a una distancia inferior o igual a 1cm del centro de la viga para disminuir el efecto de la variación de tensión en la viga que podría hacer necesario un tamaño de muestra mayor. Se obtuvieron los valores de la tabla 2.

θ	α	β
0°	0.048244	0.018431
30°	0.066106	0.014342
45°	0.065262	0.018179
60°	0.077581	0.027341
90°	0.070520	0.024071

Tabla 2. Parámetros de Gumbel para las orientaciones ensayadas.

6. CALCULO DE LOS PARAMETROS DE FRACTURA

Para poder desarrollar el planteamiento estadístico de rotura en la placa sólo nos queda ya obtener una expresión para el tamaño crítico de grieta.

En el caso de la placa, la rotura se va a poder producir, en general por un modo mixto de fractura por tanto, el tamaño crítico lo obtenemos de la manera siguiente.

$$a^* = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \left(f_1^2 \sigma_I^2 + \frac{1}{0.64} f_2^2 \sigma_{II}^2 \right)} \quad (15)$$

donde σ_I y σ_{II} son respectivamente las tensiones en la dirección perpendicular a la grieta y en la dirección de la grieta, y f_1 y f_2 los factores de forma correspondientes a los modos I y II de fractura para la grieta circular superficial.

El valor de f_1 se obtuvo de expresiones tabuladas, sin embargo, el valor de f_2 hubo que obtenerlo numéricamente al no encontrarse tabulado:

$$f_1 = 1.12 \frac{2}{\pi}$$

$$f_2 = 1.15 \frac{4}{\pi(2-\nu)}$$

donde los factores 1.12 y 1.15 aparecen por tratarse de grietas superficiales.

7. CALCULO PROBABILISTICO DE ROTURA

La fórmula (3) hay que modificarla, ya que al estimar los parámetros de Gumbel con los ensayos en vigas, se introdujo el concepto de grieta equivalente que engloba tanto las diferentes leyes de tamaños máximos como la diferente probabilidad de orientación de las fisuras superficiales.

Así, la expresión que da la probabilidad de rotura de una placa de vidrio bajo una carga q , es:

$$P(q) = 1 - \prod_{i,j,k} F_{a\theta_k} \left(a^* (x_i, y_j; \theta_k, q) \right) \quad (16)$$

en la que $F_{a\theta_k}$ es la función de distribución de los tamaños máximos de grieta equivalente.

Con esta fórmula y mediante un programa que se ha desarrollado a tal efecto se puede obtener la probabilidad de rotura para cualquier placa de vidrio.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado un modelo estadístico que permite dimensionar las placas de acristalamiento de edificaciones considerando su probabilidad de rotura, lo que presenta las ventajas, frente a las actuales tablas de dimensionamiento, de mantener los coeficientes de seguridad para todas las posibles dimensiones y no sobredimensionar para tamaños grandes.

Hasta el momento los resultados obtenidos se contrastan con las tablas existentes de dimensionamiento. Para contrastar correctamente los resultados, habría que realizar ensayos a rotura en placas.

Para obtener resultados más exactos habría que realizar ensayos para vigas cortadas según el mayor número posible de orientaciones.

6. REFERENCIAS

- [1] Minor J.E., "Window glass design practices: a review". *ASCE. Journal of Structural Division*. Vol 107 (1981)
- [2] *Manual del vidrio*. CITAV 1985
- [3] Anians D.C., "Experimental study of edge displacements of laterally loaded window glass plates". *Report PB82-183690. 1980. Texas Tech University. 1980.*
- [4] Castillo E, Rodriguez J, Fernández A, Viña I., "Modeling the random failure of glass plates and beams under non-constant stress distributions". *The First International Conference on Statistical Computing*. Vol. 1 (1991)

CALCULO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN MODO II PARA GRIETAS CIRCULARES MEDIANTE UN MODELO NUMERICO

C. Betegón, A. Bernardo, A. Fernández, I. Viña

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Gijón
Campus de Viesques s/n. 33204 GIJON

Resumen. Se presenta un modelo numérico de sólido infinito con una grieta circular. Se calcula el factor de intensidad de tensiones en modo II considerando los casos de grieta superficial y grieta embebida. Para el caso de grieta embebida se contrastan los resultados del modelo con los obtenidos de las expresiones tabuladas determinándose una discrepancia inferior al 5%. Esto nos permite validar el modelo tanto para la grieta embebida como para la superficial, en cuyo caso no se encontró en la bibliografía consultada ninguna expresión tabulada. El cálculo se realizó con el programa comercial ABAQUS.

Abstract. A numerical model of infinite solid with a circular crack is presented. The Mode II stress intensity factor for both surface and embedded circular crack is calculated. The results of the embedded crack from our model and the results from bibliography are compared, being the error less than 5%. Thus the model is validated for the embedded crack as well as for the surface one, to which we have not found any specific expression in the literature consulted. The ABAQUS program was used in the model development.

1. INTRODUCCION

En el desarrollo de un modelo de rotura para placas de vidrio [1], se planteó la necesidad de obtener una expresión del factor de intensidad de tensiones en modo II para una grieta circular superficial, ya que en la bibliografía consultada no se encontró más que la expresión correspondiente a una grieta circular embebida.

Se planteó el cálculo realizando un modelo con el programa comercial de elementos finitos ABAQUS.

El planteamiento y los resultados obtenidos se muestran brevemente a continuación.

2. PLANTEAMIENTO

En la bibliografía consultada [2] se encontraron las expresiones del factor de intensidad de tensiones correspondientes a una grieta circular embebida para el caso de carga representado en la figura 1:

$$K_I = 0 \quad (1)$$

$$K_{II} = \frac{4}{\pi(2-\nu)} \tau \sqrt{\pi a} \cos \psi \quad (2)$$

$$K_{III} = \frac{4(1-\nu)}{\pi(2-\nu)} \tau \sqrt{\pi a} \sin \psi \quad (3)$$

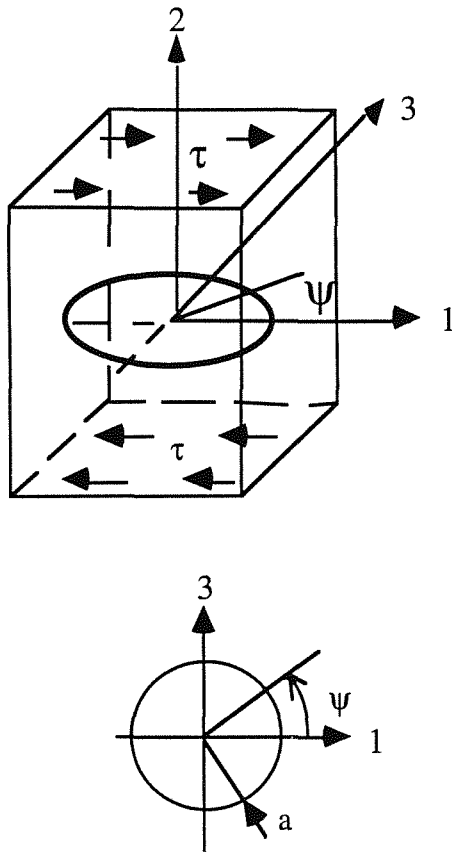


Fig. 1. Grieta circular embebida

Esto nos hace plantear el cálculo de K_{II} para la grieta superficial como la obtención de un factor $C(\psi)$ tal que:

$$K_{II}^{sup}(\psi) = C(\psi)K_{II}^{emb}(\psi) \quad (4)$$

es decir:

$$K_{II}^{sup}(\psi) = C(\psi) \frac{4}{\pi(2-\nu)} \tau \sqrt{\pi a} \cos \psi \quad (5)$$

Así una vez conocido $C(\psi)$ ya tendremos el valor del factor de forma .

Se trata de construir un modelo numérico que responda al sólido esquematizado en la figura 1, es decir, obtener un modo de carga tal, que en el infinito referido a la grieta, se tenga tensión tangencial pura.

Con este modelo se estudia el estado tensional en el frente de grieta, para cada valor de ψ , que responde a la expresión siguiente [3]:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\text{sen}(\theta/2) [2 + \text{cos}(\theta/2) \text{cos}(3\theta/2)] \\ \text{cos}(\theta/2) [1 - \text{sen}(\theta/2) \text{sen}(3\theta/2)] \\ \text{sen}(\theta/2) \text{cos}(\theta/2) \text{cos}(3\theta/2) \end{bmatrix} + \dots \quad (6)$$

en la que r es la distancia al frente de grieta y θ el ángulo que se representa en la figura 2. De donde:

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} \tau_{xy} \sqrt{2\pi r} f(\theta) \quad (7)$$

Así, obteniendo los valores de la tensión τ_{xy} para distintos valores de r , es decir, la tensión correspondiente a varios puntos en el frente de grieta, se puede obtener K_{II} extrapolando para $r=0$. Si elegimos la orientación de forma que quede $\theta=1$, tendremos:

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} \tau_{xy} \sqrt{2\pi r} \quad (8)$$

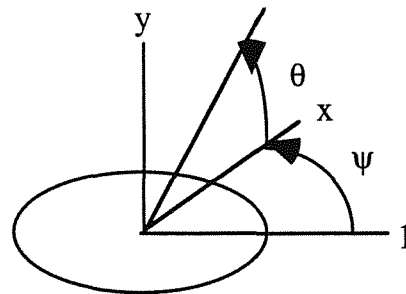


Fig. 2. Direcciones en las que se mide la concentración de tensiones

2. REALIZACION DEL MODELO

Se utilizó el programa comercial de elementos finitos ABAQUS [4].

En las figuras 3 y 4 se muestra la modelización geométrica del sólido infinito.

Este modelo geométrico se utiliza para el cálculo referido tanto a la grieta embebida como a la superficial sin más que variar las condiciones de contorno. Así, para la grieta superficial, el sólido representado en las figuras

3 y 4 será la mitad del total, y para la grieta embebida, será la cuarta parte.

El modelo consta de 960 elementos isoparamétricos de 8 nodos, lo que hace un total de 15042 grados de libertad. El nodo intermedio del primer elemento en todas las orientaciones se dispuso a una distancia del frente de la grieta de un cuarto de la longitud del elemento con el fin de reproducir la singularidad en $\frac{1}{\sqrt{r}}$ presente en el campo de desplazamientos.

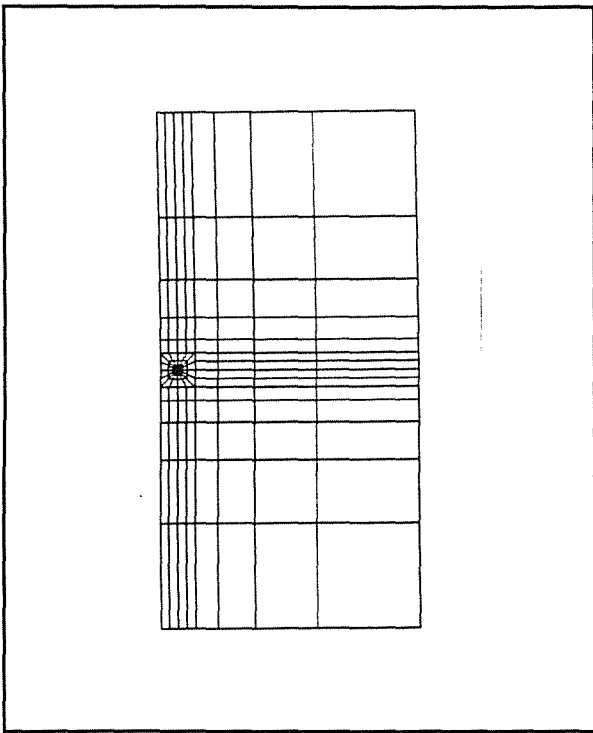


Fig. 3. Detalle de la malla de elementos finitos

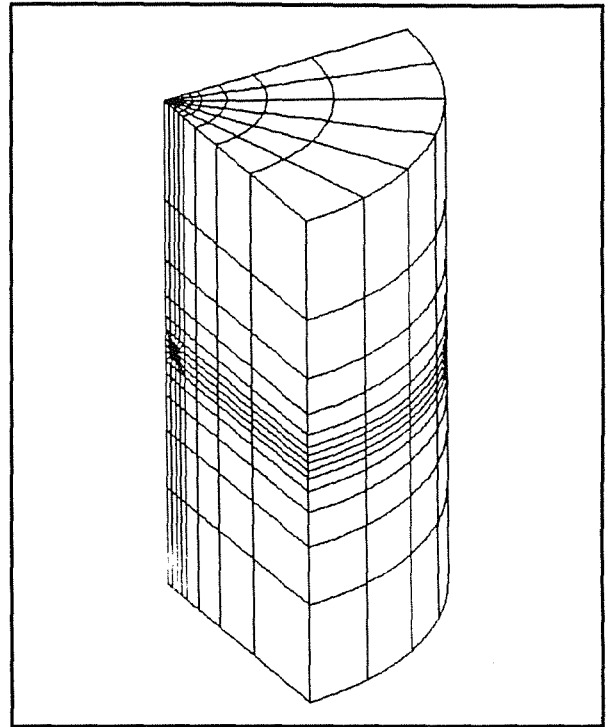


Fig. 4. Detalle de la malla de elementos finitos

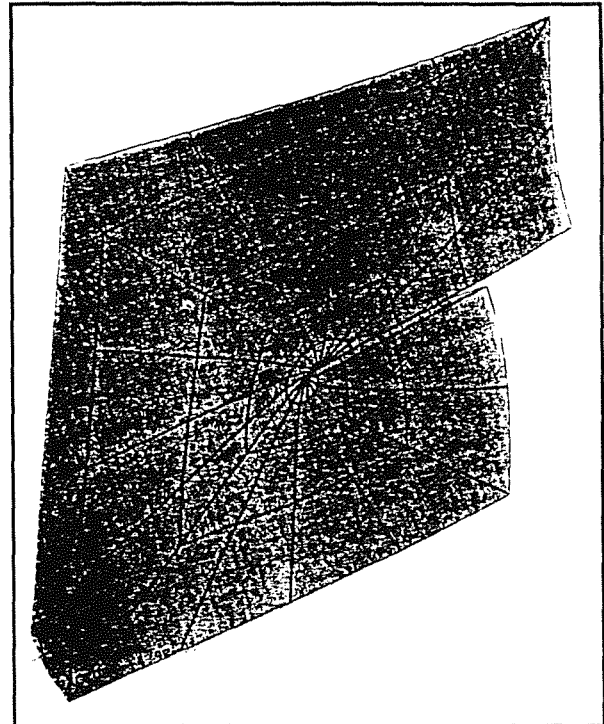


Fig. 5. Deformación en la cara $\psi=0$

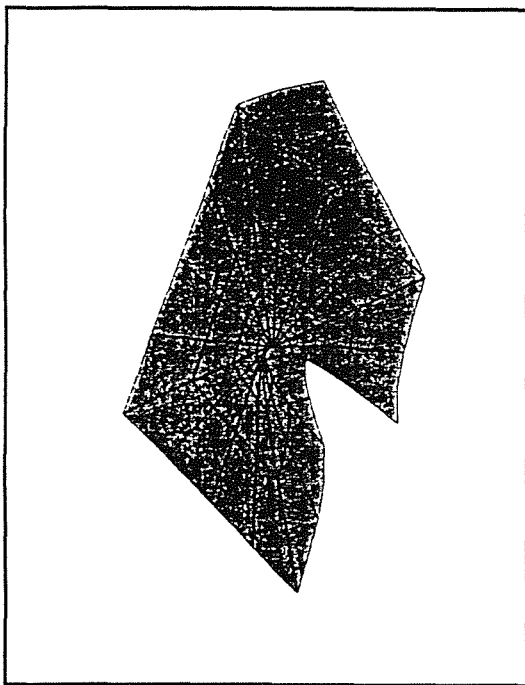


Fig. 6. Deformación en la cara $\psi=90^\circ$

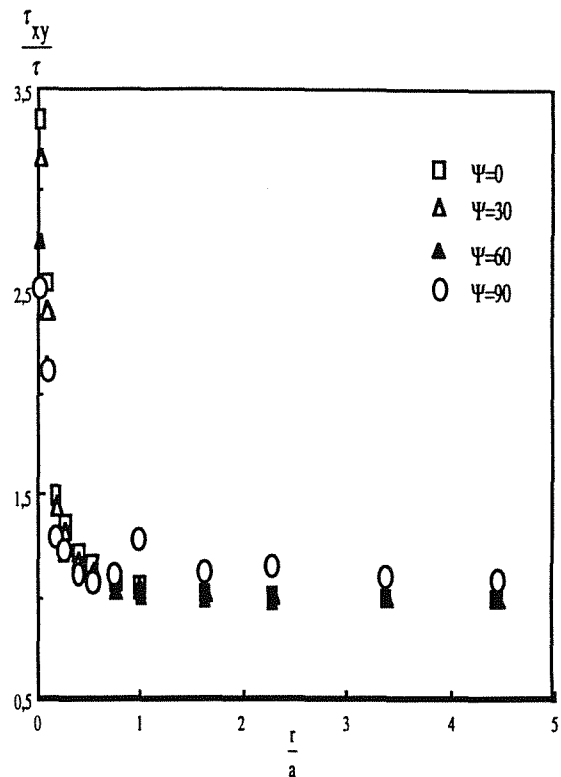


Fig. 7. Efecto de concentración de tensiones en el frente de grieta para distintas direcciones.

3.RESULTADOS

Se obtuvieron resultados para grieta circular embebida y para grieta circular superficial. Los primeros se compararon con los obtenidos a partir de la expresión analítica tabulada para comprobar la bondad de los cálculos del modelo numérico.

3.1 Grieta circular embebida

En la figuras 5 y 6, se muestran sendos detalles del frente de grieta para $\psi=0^\circ$ y para $\psi=90^\circ$. Se observa claramente como la abertura de los labios de grieta se produce según los modos de fractura II y III respectivamente.

En la figura 7 se representan los valores, que se obtuvieron con el modelo numérico, de la relación entre la tensión local τ_{xy} , para varios puntos en el frente de grieta y en las direcciones correspondientes a $\psi=0^\circ$, $\psi=30^\circ$, $\psi=60^\circ$ y $\psi=90^\circ$, y la tensión aplicada τ , frente a la relación entre la distancia al frente de grieta r y el radio de la fisura a . Esta representación permite ver gráficamente el efecto de concentración de tensiones producido por la grieta.

En la figura 8 se representan valores de $\tau_{xy}\sqrt{2\pi r}$, para la dirección correspondiente a $\psi=0^\circ$, para varios puntos situados a una distancia r del frente de grieta. Los valores representados se extrapolan para $r=0$ ajustando un polinomio de tercer grado y se obtiene el correspondiente valor del factor de intensidad de tensiones. Comparando este valor con el obtenido a partir de la expresión tabulada, se determina un error inferior al 5%.

En la figura 9 se representan valores de $\tau_{xy}\sqrt{2\pi r}$ en función de la distancia a la grieta r y para distintas direcciones. Se observa que el valor del factor de intensidad de tensiones disminuye al aumentar el ángulo que forma la dirección en la que se mide, con la cara libre. En esta representación se han considerado, para mayor claridad de la figura, sólo cinco valores de la tensión en el frente de grieta.

La relación entre los valores, obtenidos numéricamente, del factor de intensidad de tensiones correspondiente a 90° y a 0° es de 0.72, mientras que según las expresiones tabuladas (2) y (3), esa relación es, para el vidrio, de 0.78, lo que supone un error inferior al 9%.

Este análisis de los resultados obtenidos para el caso de la grieta circular embebida nos permite dar por válido el cálculo numérico utilizado.

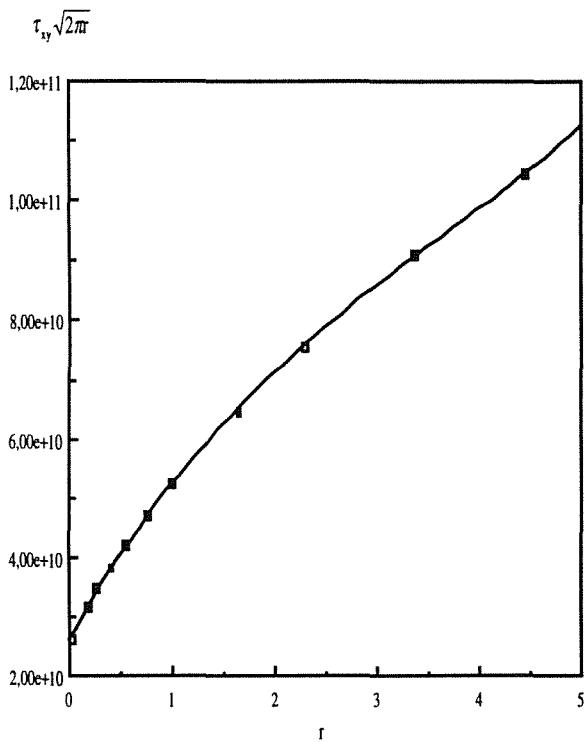


Fig. 8. Valores de $\tau_{xy}\sqrt{2\pi r}$ frente a r para una grieta circular embebida.

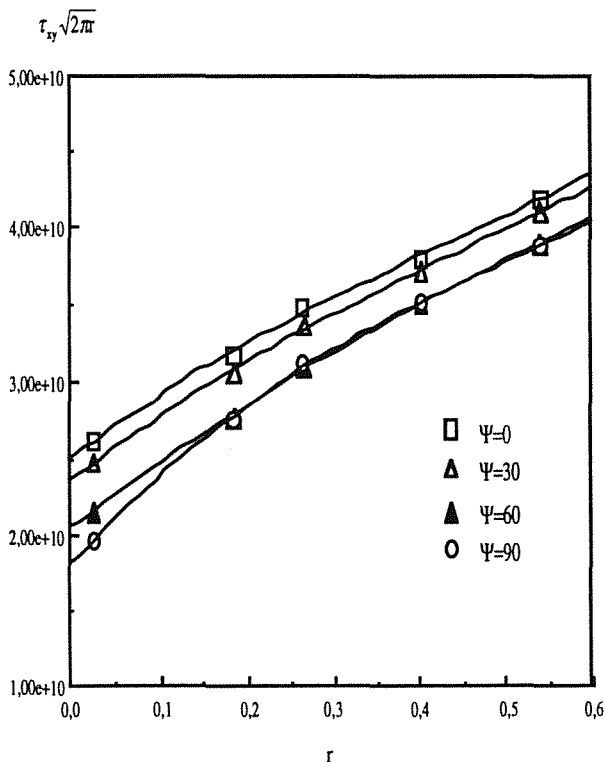


Fig. 9. Valores de $\tau_{xy}\sqrt{2\pi r}$ en función de la distancia a la grieta r y para distintas direcciones.

3.2 Grieta circular superficial

En la figura 10 se muestra gráficamente el efecto de concentración de tensiones producido por la grieta en las direcciones correspondientes a $\psi=0^\circ$, $\psi=30^\circ$, $\psi=60^\circ$ y $\psi=90^\circ$.

Se observa que para $\psi=0^\circ$ ese efecto de concentración es más acusado que en el caso de la grieta embebida. Sin embargo, a medida que aumenta ψ , el efecto de concentración producido por la grieta superficial se va asemejando al producido por la embebida. Evidentemente esto es así debido a que para $\psi=0$ se suma al efecto de la existencia de la grieta el de la superficie libre del sólido.

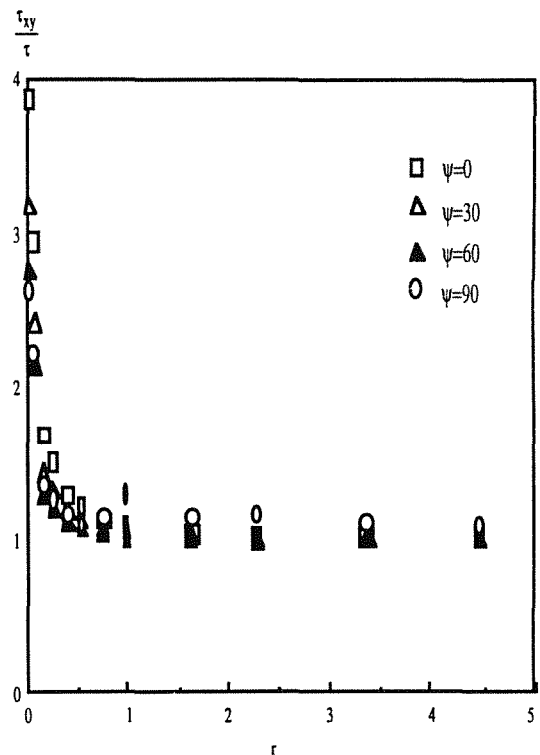


Fig. 10. Efecto de concentración de tensiones en la grieta superficial

En la figura 11 se representan en el eje de abscisas los valores de $\tau_{xy}\sqrt{2\pi r}$ como función de r para la dirección correspondiente a $\psi=0^\circ$. Los valores representados se extrapolan para $r=0$ ajustando un polinomio de tercer grado y se obtiene el correspondiente valor de K_{II} .

La relación entre el valor de K_{II} obtenido numéricamente para la grieta superficial y para la embebida, es decir, el valor de la constante C que se estaba calculando es 1.15.

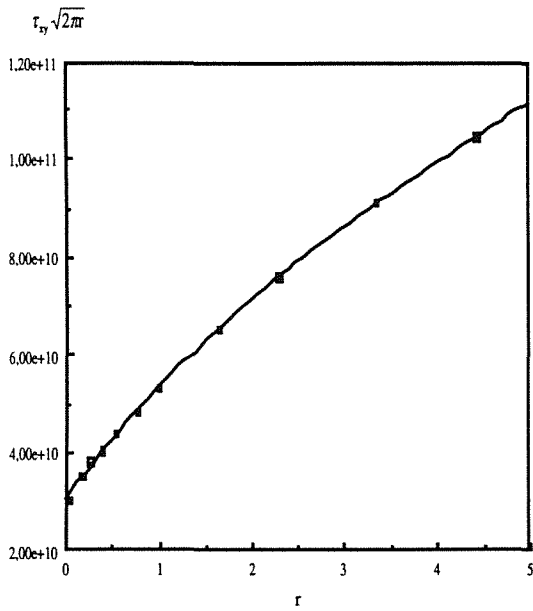


Fig. 11. Valores de $\tau_{xy} \sqrt{2\pi}$ como una función de la distancia a la grieta r y para distintas direcciones.

4. REFERENCIAS

- [1] Bernardo A., "Diseño a rotura de placas de vidrio mediante criterios probabilísticos en Mecánica de Fractura". Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación. Universidad de Oviedo. (1992)
- [2] Theilig H., Nickel J., "Spannungsintensitätsfaktoren" Fachbuchverlag Leipzig (1987)
- [3] Ewals H.L., Wanhill R.J.H., "Fracture Mechanics" Arnold-DUM (1989)
- [4] Hibbitt, Karlsson & Sorensen, "ABAQUS User's Manual", Providence (1989)

INTERACCION GRIETA-INTERCARA EN MATERIALES RECUBIERTOS CON ANISOTROPIA ELASTICA GENERAL

C. Blanco, J.M. Martínez Esnaola y J.M. Bastero

Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra,
P. Manuel de Lardizábal 13, 20009 San Sebastián

y

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
P. Manuel de Lardizábal 15, 20009 San Sebastián.

Resumen. Se estudia el problema de una grieta situada en el recubrimiento de un material semi-infinito. La orientación de la grieta con respecto a la intercara es arbitraria y se considera el caso más general de anisotropía elástica para ambos materiales. Partiendo de la solución de Atkinson y Eftaxiopoulos para una dislocación próxima a la intercara entre dos medios semi-infinitos, se obtienen los campos elásticos asociados a una dislocación en el caso de que uno de los dos medios (el recubrimiento) tiene espesor finito. Esta solución se utiliza para modelizar una grieta interna o superficial como una distribución continua de dislocaciones. La formulación conduce a una ecuación integral singular que se resuelve numéricamente. Los factores de intensidad de tensión en modos I, II y III se obtienen directamente a partir de la distribución de dislocaciones calculada. Se presentan varios ejemplos y se analiza la influencia del ángulo de la grieta y su distancia a la intercara.

Abstract. The problem of a straight crack in the coating of a semi-infinite body is considered. The crack is arbitrarily oriented with respect to the interface between media having the most general elastic anisotropy. The solution given by Atkinson and Eftaxiopoulos for a dislocation near the interface between two semi-infinite materials is corrected to obtain the elastic fields for a dislocation located in a material of finite thickness (the coating). This solution is used to model an internal or surface crack in the coating through a continuous distribution of dislocations. The approach leads to a system of singular integral equations which is solved numerically. The resulting dislocation densities allow the direct calculation of mode I, II and III stress intensity factors. Example problems are presented showing the influence of crack orientation and position and the effect of material constants.

1. INTRODUCCIÓN

Tomando como punto de partida la solución obtenida por Stroh [1] para una dislocación en un medio anisótropo infinito, Atkinson y Eftaxiopoulos [2] generalizaron la solución para el caso de dos medios anisótropos. Anteriormente, obtuvimos [3] los campos de tensiones y desplazamientos asociados a una dislocación cuando uno de los medios -el recubrimiento- tiene espesor finito. Para ello, se modificó la solución de Atkinson y Eftaxiopoulos mediante una función correctora de manera que se satisfagan las nuevas condiciones de contorno: tracciones nulas en la superficie libre y continuidad de tracciones y desplazamientos en la intercara. Esta solución se resume en la sección 2.

En las secciones 3 y 4 de este artículo, se utilizan estos campos para modelizar una grieta interna o superficial en el recubrimiento como una distribución continua de

dislocaciones, mediante la cual se calculan los factores de intensidad de tensiones, que son función de los valores de la distribución en los extremos de la grieta.

Finalmente, se presentan distintos ejemplos obtenidos mediante esta formulación para el caso de la grieta interna.

2. SOLUCIÓN PARA UNA DISLOCACIÓN EN EL RECUBRIMIENTO

En [3] se determinaron los campos de desplazamientos y tensiones originados por una dislocación, con vector de Burgers \mathbf{b} , situada en un recubrimiento de un medio semi-infinito. Mediante un sistema de referencia adecuado, según se muestra en la Fig. 1, la superficie libre del recubrimiento corresponde al plano $x_2 = 1$, y la intercara al plano $x_2 = 0$.

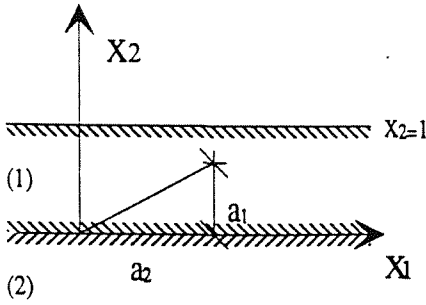


Fig. 1. Dislocación en el recubrimiento

Si la dislocación está situada en el punto A(a₁,a₂) del medio (1), los campos de tensiones para el recubrimiento vienen dados por las ecuaciones

$$\begin{aligned} \sigma_{k1}^1 = & -\frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{k1}^1 p_{\alpha} \left\{ M_{\alpha j}^1 d_j \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} + \right. \\ & + \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j}^1 d_j \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1} - \\ & - i d_j \int_0^{\infty} R_{\alpha i}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, \bar{a}) \exp(-i\varepsilon z_{\alpha}^1) d\varepsilon + \\ & \left. + i \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j \int_0^{\infty} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, \bar{a}) \exp(i\varepsilon z_{\alpha}^1) d\varepsilon \right\} + CC \\ \sigma_{k2}^1 = & \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{k1}^1 \left\{ M_{\alpha j}^1 d_j \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} + \right. \\ & + \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j}^1 d_j \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1} - \\ & - i d_j \int_0^{\infty} R_{\alpha i}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, \bar{a}) \exp(-i\varepsilon z_{\alpha}^1) d\varepsilon + \\ & \left. + i \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j \int_0^{\infty} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, \bar{a}) \exp(i\varepsilon z_{\alpha}^1) d\varepsilon \right\} + CC \end{aligned} \quad (1)$$

donde CC significa el conjugado de la expresión que le precede, el superíndice 1 hace referencia al medio (1) y se aplica el convenio de la suma para los índices latinos. Además,

$$z_{\alpha}^1 = x_1 + p_{\alpha}^1 x_2 \quad (2)$$

$$\zeta_{\alpha}^1 = a_1 + p_{\alpha}^1 a_2 \quad (3)$$

$$\bar{W}_{\alpha\beta} = F_{k\beta}^{-1} (A_{k\alpha}^1 - D_{ki} L_{i\alpha}^1) \quad (4)$$

$$D_{ki} = \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^2 M_{\alpha i}^2 \quad (5)$$

$$F_{\alpha k} = D_{ki} \bar{L}_{i\alpha}^1 - \bar{A}_{k\alpha}^1 \quad (6)$$

$$\begin{aligned} R_{i\alpha}(\varepsilon) = & L_{i\alpha}^1 \exp(-i\varepsilon p_{\alpha}^1) + \\ & + \sum_{\beta} \bar{L}_{i\beta}^1 \bar{W}_{\alpha\beta} \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\beta}^1) \end{aligned} \quad (7)$$

$$\begin{aligned} \Phi_{ij}(\varepsilon, \bar{a}) = & \sum_{\alpha} \bar{L}_{i\alpha}^1 \bar{M}_{\alpha j}^1 \exp[-i\varepsilon(\bar{p}_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\alpha}^1)] + \\ & + \sum_{\alpha} \sum_{\beta} \bar{L}_{i\alpha}^1 \bar{W}_{\beta\alpha} M_{\beta j}^1 \exp[-i\varepsilon(\bar{p}_{\alpha}^1 - \zeta_{\beta}^1)] \end{aligned} \quad (8)$$

y las magnitudes A_{kα}, p_α, L_{iα}, M_{αj}, d_j, son las designadas con los mismos nombres en el trabajo de Stroh [1].

3. MODELIZACION DE LA GRIETA INTERNA EN EL RECUBRIMIENTO

3.1. Modelización de la grieta interna

Se considera una grieta interna en el recubrimiento y se define un nuevo sistema de referencia, xy, de modo que el eje x coincida con la grieta, Fig. 2.

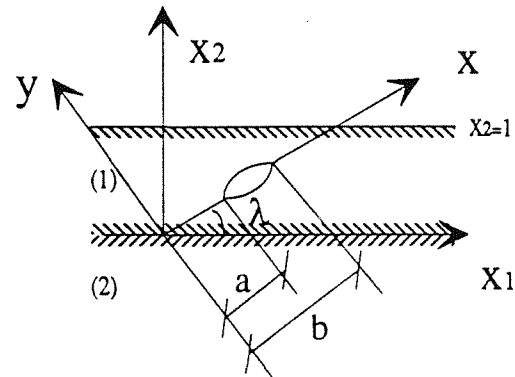


Fig. 2. Grieta interna en el recubrimiento

Ahora, para una dislocación situada en el punto x=t,

$$z_{\alpha}^1 = x \cos \lambda + p_{\alpha}^1 x \operatorname{sen} \lambda$$

$$\zeta_{\alpha}^1 = t \cos \lambda + p_{\alpha}^1 t \operatorname{sen} \lambda$$

La grieta se modeliza como una distribución continua de dislocaciones, definiendo como densidad de dislocaciones a la magnitud

$$d_j'(t) = \frac{dd_j}{dt}$$

Llamando σ'_{rs}(x) al tensor de tensiones referido a los ejes (x,y)

$$\sigma'_{q2} = l_{qk} [-\operatorname{sen} \lambda \sigma_{k1} + \operatorname{cos} \lambda \sigma_{k2}] \quad (9)$$

donde l_{qk} es la matriz del cambio de coordenadas. Sustituyendo (1) en (9), y haciendo el cambio de variables

$$\begin{cases} x = \frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \\ t = \frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} t' \end{cases} \quad (10)$$

se obtiene la siguiente ecuación integral

$$\begin{aligned}
2\pi l_{qr} \sigma_{q2}(x') &= \int_{-1}^1 \frac{d_r(t')}{x'-t'} dt' + \\
&+ \operatorname{Re} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \frac{d_j(t')}{x'+Q_{\alpha\beta}(t')} dt' \right\} + \\
&+ \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} \int_{-1}^1 d_j(t') \int_0^{\infty} R_{\alpha i}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, t') \cdot \right. \\
&\cdot \exp \left[-i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon dt' \left. \right\} - \\
&- \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 d_j(t') \int_0^{\infty} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, t') \cdot \right. \\
&\cdot \exp \left[i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon dt' \left. \right\} \quad (11)
\end{aligned}$$

Despejando la integral de Cauchy,

$$\begin{aligned}
\int_{-1}^1 \frac{d_r(t')}{x'-t'} dt' &= \sigma_{r2}(x') - \\
&- \operatorname{Re} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \frac{d_j(t')}{x'+Q_{\alpha\beta}(t')} dt' \right\} - \\
&- \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} \int_{-1}^1 d_j(t') \int_0^{\infty} R_{\alpha i}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, t') \right. \\
&\exp \left[-i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon dt' \left. \right\} + \\
&+ \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 d_j(t') \int_0^{\infty} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, t') \right. \\
&\exp \left[i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon dt' \left. \right\} = \\
&= G_{r2}(x') \quad (12)
\end{aligned}$$

en la que se ha prescindido del superíndice 1 puesto que nos referimos exclusivamente a grietas situadas en el recubrimiento.

En estas ecuaciones,

$$\tau_{\alpha} = \cos \lambda + p_{\alpha} \operatorname{sen} \lambda \quad (13)$$

$$\sigma_{r2}(x') = 2\pi l_{qr} \sigma_{q2}(x') \quad (14)$$

$$\Phi_{ij}(\varepsilon, t') = \Phi_{ij}(\varepsilon, \bar{a})$$

$$\text{con } \bar{a} = (t \cos \lambda, t \operatorname{sen} \lambda) \quad (15)$$

$$Q_{\alpha\beta}(t') = t' (A_{\alpha\beta} - 1) + \frac{a+b}{b-a} A_{\alpha\beta} \quad (16)$$

$$A_{\alpha\beta} = 1 - \frac{\bar{\tau}_{\beta}}{\tau_{\alpha}} \quad (17)$$

La ecuación integral (12) puede invertirse utilizando la fórmula estándar de inversión para la ecuación integral de Cauchy, teniendo en cuenta la singularidad en $t'=\pm 1$. Por lo tanto,

$$\begin{aligned}
d_r'(t') &= \frac{(1-t'^2)^{-1/2}}{\pi^2} \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} G_{r2}(x') dx' + \\
&+ \frac{A_r}{\pi^2} (1-t'^2)^{-1/2} \quad (18)
\end{aligned}$$

donde A_r es una constante de integración. Sustituyendo G_{r2} de (12) y llamando

$$D_r'(t') = (1-t'^2)^{1/2} d_r'(t') \quad (19)$$

se obtiene

$$\begin{aligned}
\pi D_r'(t') &= \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \sigma_{r2}(x') dx' - \\
&- \operatorname{Re} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \cdot \right. \\
&\left. \frac{D_j(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2} (x'+Q_{\alpha\beta}(\zeta))} d\zeta dx' \right\} - \\
&- \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_0^{\infty} \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \cdot \right. \\
&\left. \frac{D_j(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2}} R_{\alpha i}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, \zeta) \cdot \right. \\
&\left. \exp \left[-i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon d\zeta dx' \right\} + \\
&+ \operatorname{Im} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_0^{\infty} \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \cdot \right. \\
&\left. \frac{D_j(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2}} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, \zeta) \cdot \right. \\
&\left. \exp \left[i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon d\zeta dx' \right\} + \\
&+ A_r \quad (20)
\end{aligned}$$

Puesto que aparecen incógnitas en los integrandos del 2º miembro de (20), la ecuación deberá resolverse numéricamente.

3.2. Cálculo de los factores de intensidad de tensiones en los extremos de la grieta.

Los factores de intensidad de tensión en los extremos de la grieta, Fig. 2, son

$$K_{ia} = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \sqrt{2\pi\varepsilon} \sigma'_{k(i)2}(a - \varepsilon)$$

$$K_{ib} = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \sqrt{2\pi\varepsilon} \sigma'_{k(i)2}(b + \varepsilon), \quad (21)$$

en los extremos a y b respectivamente con $k(1)=2$, $k(2)=1$, $k(3)=3$.

En el cálculo de los FIT, sólo tiene interés la parte singular de las tensiones. Por lo tanto, con $x'=1+\delta$ (extremo b) y $\delta \rightarrow 0$, en la ecuación (11) se pueden despreciar los tres términos no singulares obteniendo como solución asintótica

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{2\pi} l_{qj} \int_{-1}^1 \frac{d'_j(t')}{x'-t'} dt' \quad (22)$$

Haciendo el cambio $t'=\cos\phi$

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{2\pi} l_{qj} \int_0^\pi \frac{D'_j(\cos\phi)}{(1+\delta) - \cos\phi} d\phi \quad (23)$$

Desarrollando en serie alrededor de $\cos\phi = 1$ y despreciando los términos no singulares se obtiene

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{l_{qj}}{\sqrt{2\delta}} D'_j(1) \quad (24)$$

En las coordenadas reales, con $\varepsilon = \frac{b-a}{2} \delta$ resulta

$$\sigma'_{q2}(b+\varepsilon) = \sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{4} l_{qj} D'_j(1) \frac{\sqrt{b-a}}{\sqrt{\varepsilon}} \quad (25)$$

y sustituyendo (25) en (21)

$$K_{ib} = \frac{\sqrt{2\pi(b-a)}}{4} l_{k(i)j} D'_j(1) \quad (26)$$

De modo análogo se obtiene

$$K_{ia} = -\frac{\sqrt{2\pi(b-a)}}{4} l_{k(i)j} D'_j(-1) \quad (27)$$

4. MODELIZACION DE UNA GRIETA SUPERFICIAL EN EL RECUBRIMIENTO

4.1. Modelización de la grieta superficial

Se considera ahora una grieta superficial según se muestra en la Fig. 3

Si la grieta se modeliza como una distribución continua de dislocaciones, se tendrá que verificar la ecuación (12) donde ahora $b=\text{cosec}\lambda$. En este caso sólo existe singularidad en $t'=-1$, por lo que se usará, para la inversión de la ecuación, la siguiente fórmula

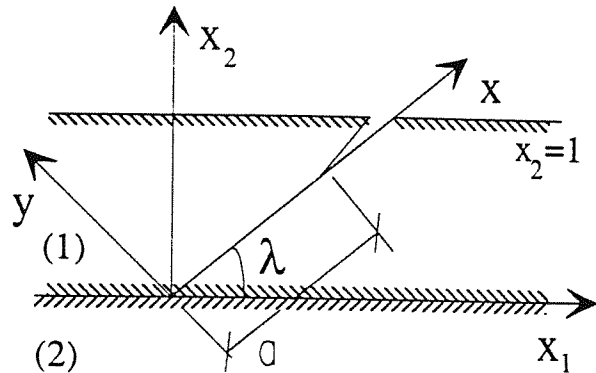


Fig. 3. Grieta superficial en el recubrimiento

$$d'_r(t') = \frac{1}{\pi^2} \left(\frac{1-t'}{1+t'} \right)^{1/2} \quad (28)$$

$$\int_{-1}^1 \left(\frac{1+x'}{1-x'} \right)^{1/2} \frac{1}{x'-t'} G'_{r2}(x') dx'$$

Llamando ahora

$$B'_r(t') = (1+t')^{1/2} d'_r(t') \quad (29)$$

al sustituir G'_{r2} en (28) se obtiene

$$B'_r(t') = \frac{(1-t')^{1/2}}{\pi^2} \left\{ \int_{-1}^1 \left(\frac{1+x'}{1-x'} \right)^{1/2} \frac{\sigma'_{r2}(x')}{x'-t'} dx' - \text{Re} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \left(\frac{1+x'}{1-x'} \right)^{1/2} \frac{B'_j(\zeta)}{(1+\zeta^2)^{1/2}} \frac{1}{(x'-t')(x'+Q_{\alpha\beta}(\zeta))} d\zeta dx' \right\} - \text{Im} \left\{ \sum_{\alpha} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_0^{\infty} \left(\frac{1+x'}{1-x'} \right)^{1/2} \frac{1}{x'-t'} \frac{B'_j(\zeta)}{(1+\zeta)^{1/2}} R_{\alpha}^{-1}(\varepsilon) \Phi_{ij}(\varepsilon, \zeta) \cdot \exp \left[-i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon d\zeta dx' \right\} + \text{Im} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{r\alpha} \tau_{\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_0^{\infty} \left(\frac{1+x'}{1-x'} \right)^{1/2} \frac{1}{x'-t'} \frac{B'_j(\zeta)}{(1+\zeta)^{1/2}} \bar{R}_{\beta i}^{-1}(\varepsilon) \bar{\Phi}_{ij}(\varepsilon, \zeta) \cdot \exp \left[i\varepsilon \tau_{\alpha} \left(\frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \right) \right] \frac{b-a}{2} d\varepsilon d\zeta dx' \right\} \right\} \quad (30)$$

Esta ecuación, como en el caso de la grieta interna, se resuelve numéricamente.

4.2. Cálculo de los factores de intensidad de tensiones

Procediendo de modo análogo a como se ha descrito en la sección 3.2., en las proximidades del extremo de la grieta se obtiene, en coordenadas normalizadas,

$$\sigma'_{j2}(-1-\delta) = -\frac{l_{jr}}{\pi\sqrt{\delta}} B_r(-1) \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{2}{\delta}} \quad (31)$$

En coordenadas reales con $\varepsilon = \frac{b-a}{2} \delta$ resulta

$$\sigma'_{j2}(a-\varepsilon) = -\frac{l_{jr}}{\pi\sqrt{2\varepsilon/(b-a)}} B_r(-1) \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{(b-a)}{\varepsilon}} \quad (32)$$

con lo que

$$K_{ia} = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \sqrt{2\pi\varepsilon} \sigma'_{k(i)2}(a-\varepsilon) = -\frac{1}{2} \sqrt{\pi(b-a)} l_{k(i)r} B_r(-1) \quad (33)$$

5. RESULTADOS

Se exponen a continuación resultados numéricos de la resolución del factor de intensidad de tensiones de una grieta interna para diferentes geometrías.

Los parámetros a los que se hace referencia en las gráficas son los definidos en la Fig. 2. En todos los casos, se consideran los labios de la grieta sometidos a tensión uniforme y los factores de intensidad de tensión están normalizados respecto a

$$K_0 = \sigma_y \sqrt{\pi(b-a)/2}.$$

En los dos primeros ejemplos se utilizan los mismos materiales. Se ha tomado para el recubrimiento sal de potasio, cuya matriz de rigidez es la siguiente

$$C_{ijkl}^{(1)} = \begin{bmatrix} 4.75 & -1.74 & -0.8 & 0. & -0.75 & 0. \\ -1.74 & 3.53 & -0.62 & 0. & 0.8 & 0. \\ -0.8 & -0.62 & 2.4 & 0. & -1.4 & 0. \\ 0. & 0. & 0. & 11.4 & 0. & -0.68 \\ -0.75 & 0.8 & -1.4 & 0. & 10.2 & 0. \\ 0. & 0. & 0. & -0.68 & 0. & 12.3 \end{bmatrix}$$

para el del material base sal de sodio con matriz de rigidez

$$C_{ijkl}^{(2)} = \begin{bmatrix} 5.02 & -3.23 & -0.621 & 0. & 1.52 & 0. \\ -3.25 & 15.6 & -7.91 & 0. & -18.2 & 0. \\ -0.621 & -7.19 & 6.74 & 0. & 11. & 0. \\ 0. & 0. & 0. & 22.3 & 0. & 10. \\ 1.52 & -18.2 & 11. & 0. & 32.7 & 0. \\ 0. & 0. & 0. & 10. & 0. & 21.2 \end{bmatrix}$$

El primer ejemplo consiste en una grieta de longitud 0.6 (unidades normalizadas), equidistante de la intercara y la superficie libre. En la Fig. 4. se muestra la variación de K_I , en ambos extremos de la grieta, en función del ángulo que ésta forma con la intercara.

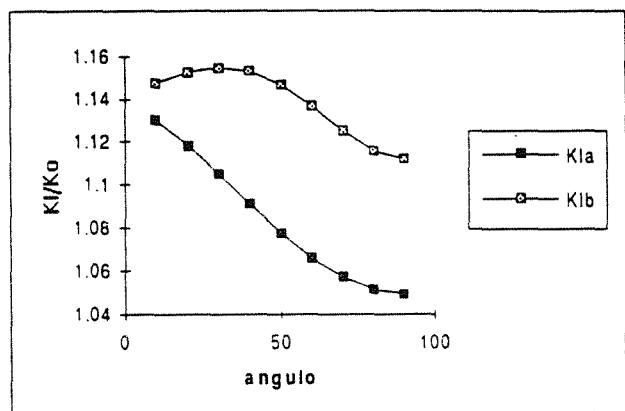
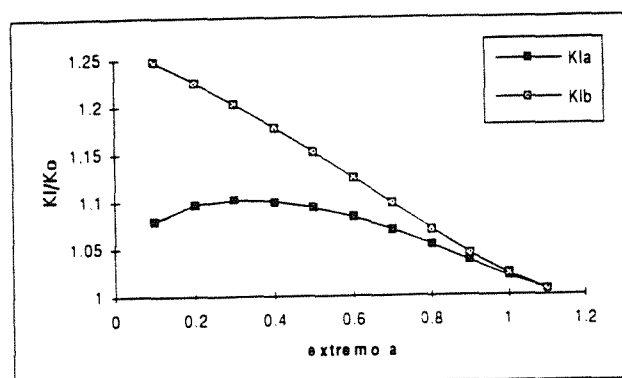


Fig. 4. K_I para una grieta de longitud 0.6, variando la inclinación

El siguiente ejemplo corresponde a una grieta cuya longitud va variando al acercarse el extremo *a* a la intercara, mientras el extremo *b* permanece a una distancia de la superficie libre de 0.4. En las Fig. 5, 6, 7 y 8 se muestran los resultados obtenidos cuando el ángulo que forma la grieta con la intercara es de 30°, 45°, 60° y 90°, respectivamente.



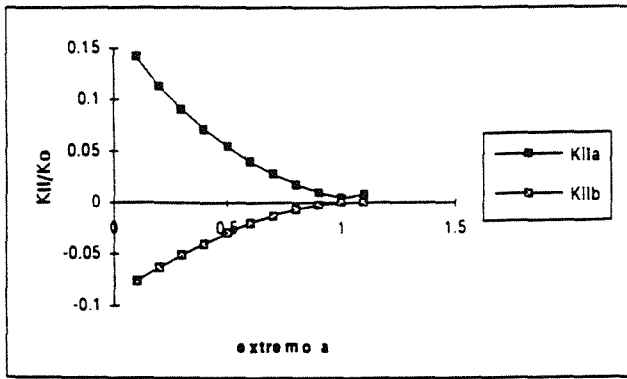


Fig. 5. K_I y K_{II} para grietas con una inclinación de 30° .

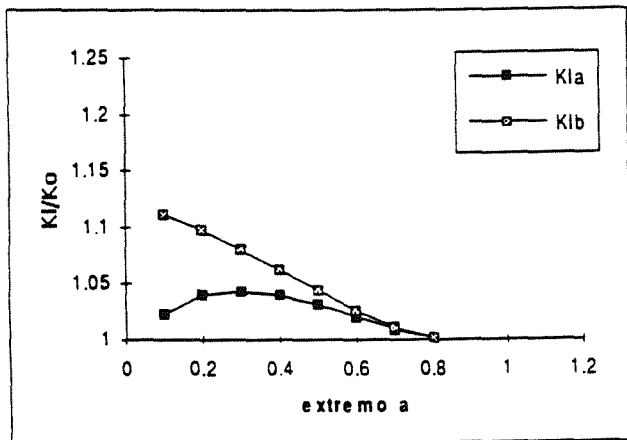


Fig. 6. K_I para grietas con una inclinación de 45° .

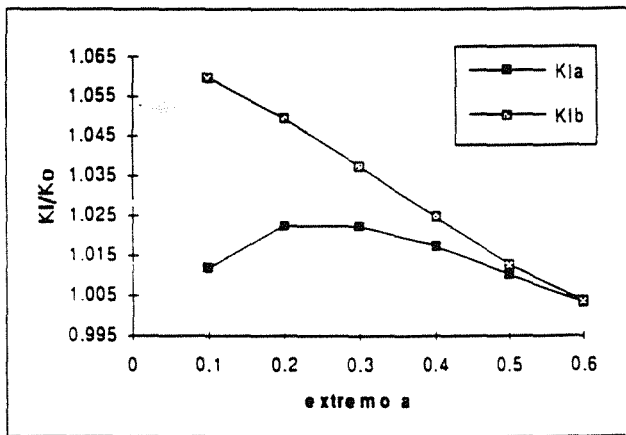


Fig. 7. K_I para grietas con una inclinación de 60° .

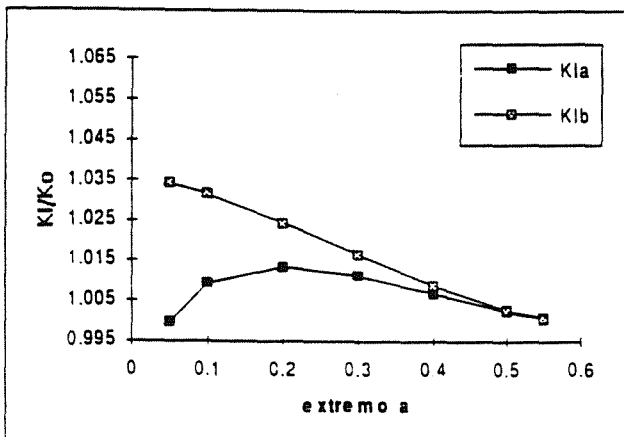


Fig. 8. K_I para grietas con una inclinación de 90° .

Por último, se dan los resultados obtenidos para una grieta con los mismos parámetros que la correspondiente a la Fig. 5 ($b=1.2$, $\lambda=30^\circ$ y extremo a variable), pero en este ejemplo se ha variado el medio (2) multiplicando por 10 las constantes elásticas del material base anterior.

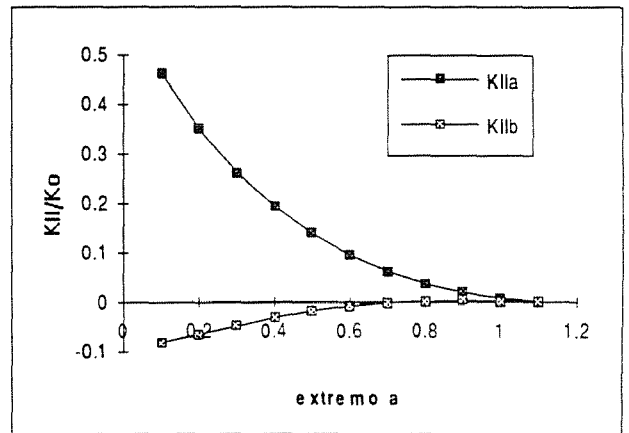
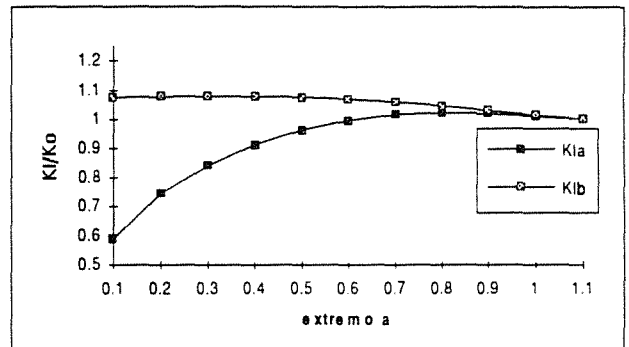


Fig. 9. K_I y K_{II} para agrietas con una inclinación de 30° .

6. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un método para obtener analítico-numéricamente los factores de intensidad de tensión en los extremos de una grieta interna o superficial situada en un recubrimiento anisótropo.

Este procedimiento incluye en el modelo el efecto de la superficie libre, así como el de la intercara de separación con el material base.

Agradecimientos. Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT (proyecto MAT90-0105) por la financiación parcial de este trabajo. C.B. agradece a la Asociación de Amigos de la Universidad de Navarra la beca concedida para la realización de la Tesis Doctoral.

REFERENCIAS

[1] Stroh, A.N. "Dislocations and cracks in anisotropic elasticity", Philosophical Magazine, 3, 625-646 (1958).

- [2] Atkinson, C. and Eftaxiopoulos, D.A., "Interaction between a crack and a free or welded boundary in media with arbitrary anisotropy", *International Journal of Fracture Mechanics*, 50, 159-182 (1991).
- [3] Blanco, C., Bastero, J.M., y Martínez Esnaola, J.M., "Grietas en el recubrimiento de un bimaternal anisótropo", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 10, 286-292 (1993).

NUMERICAL SIMULATION OF FRACTURE IN CONCRETE USING JOINT ELEMENTS

V. O. García-Álvarez, I. Carol and R. Gettu.

E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universitat Politècnica de Catalunya
Campus Nord, Gran Capità s/n, 08034 Barcelona
España

Resumen. En este artículo se recogen los resultados preliminares obtenidos en el desarrollo de un modelo numérico para analizar el comportamiento de los materiales cuasifrágiles y simular la formación de fisuras. Para ello se utiliza el Método de los Elementos Finitos con elementos junta en el plano esperado de fisura. La ley de comportamiento de estos elementos corresponde a una ley de fisura cohesiva con G_f predeterminada. La resolución del problema de contorno exige la utilización de estrategias numéricas avanzadas tipo "arc-length" o IDC.

Abstract. In this paper, the preliminary results obtained in the development of a numerical model for fracture of quasi-brittle materials are presented and discussed. The model is based on the FEM with joint elements along the expected crack path. Material laws of the joints correspond to a cohesive crack model with given G_f . Advanced solution techniques such as the arc-length or IDC are needed due to the possibility of snap-back in the resulting force-displacement diagram.

1. INTRODUCTION.

The main objective of ongoing studies, from which some preliminary results are presented here, is the modeling of cracking and fracture problems in Mode I (tensile), and under mixed mode conditions (shear tension and shear compression).

For this purpose a nonlinear finite element code has been developed where cracks can be modeled with joint elements. A nonlinear cohesive-crack constitutive law has been implemented and is being used to solve typical examples of fracture in quasi-brittle materials such as concrete.

It is well known that in Mode I and Mixed Mode fracture experiments the load-displacement relation may exhibit snap-back. Classical finite element analysis techniques only control the load or displacement at selected nodes. This type of control is inadequate for the solution of problems with snap-back. To overcome this, advanced solution strategies such as the arc-length and IDC techniques have been in-

corporated in the code.

In this paper, some results obtained for Mode I tensile and bending experiments, are presented.

2. DISCRETE CRACK MODELS.

The basic theory for structural analysis is Continuum Mechanics (CM). The equations given by this theory are valid for continuum media. However, a crack is a discontinuity in the solid, and, therefore, the use of CM requires some extra assumptions with limited validity. The adaptation of CM to a cracked media has traditionally originated two large families of models known as the smeared crack (SC) models and the discrete crack (DC) models. However, after a clearly differentiated beginning, their precise definition and the differences between them are matter of increasing debate in the literature [1-13].

The approach followed in this work proceeds in the line suggested in recently years by other authors

[4–5,9,12]. It can be mainly considered as a DC model, although it incorporates joint elements that were not used in the classical implementation of that approach. Three of the main difficulties of classical DC models are: (i) in a classical finite element analysis these models imply a continuous change in the mesh; (ii) the crack must pass through a prescribed path between the finite elements, which causes a directional bias in the final solution; and, (iii) it is difficult to study at the same time the evolution of several (i.e., more than two or three) cracks in a body. The first two of the aforementioned drawbacks have been more or less overcome with the use of the joint elements and mesh generators. The third one has limited in practice the use of the discrete crack models to cases of localized fracture, such as the case of Mode I fracture beams.

3. JOINT ELEMENT.

The main characteristic of the joint elements employed is that geometrically they are of the “zero thickness” type (thickness can be set to a certain small value or simply to zero with no additional difficulties).

Due to the necessary compatibility with the continuum elements on both sides, the geometry, the number of nodes and other aspects of the joint element are given. In this case, eight-node quadrilateral and six-node triangular quadratic elements are considered, and therefore, the corresponding joint element is the one represented in Fig. 1.

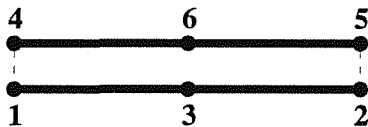


Fig. 1. Quadratic joint element.

The choice of the integration rule for the joint element is a crucial point since standard Gauss can lead to “bumpy” results with spurious jumps in the stress and strain fields [14–15]. Here, the solution first proposed in [14] is followed. The integration rule used is the Simpson-Lobatto scheme with three points (equivalent to the closing Newton-Cotes rule of integration with three points; see [14–15]).

4. COHESIVE CRACK LAW.

The constitutive law used for the joints elements is linear elasticity in shear and that of a Dugdale-type cohesive crack in tension. Since the use of cohesive

crack models [16], this family of constitutive laws are the most popular in the discrete crack modeling with nonlinear material behavior. A more sophisticated coupled shear-normal cohesive crack law is now under development for future applications when shear in the crack plane can be of importance [7]. The normal law is represented in Fig. 2.

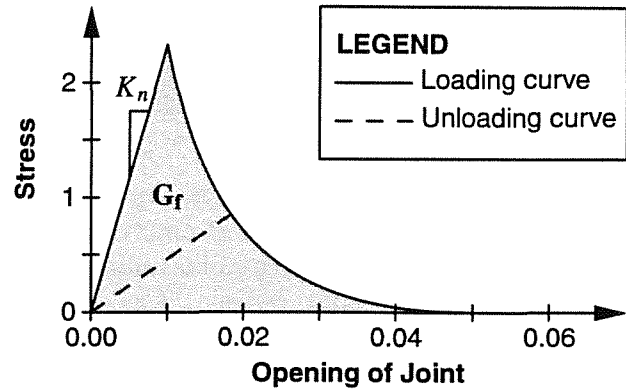


Fig. 2. Exponential cohesive crack law.

The descending branch of the diagram is given by the following equation:

$$\sigma = f_t \exp\left(\frac{u - u_p}{c}\right) \quad (1)$$

where

$$u_p = \frac{f_t}{K_n} \quad \text{and} \quad c = \frac{G_c}{f_t} - \frac{f_t}{2 K_n} \quad (2, 3)$$

with

f_t : Tensile strength.

K_n : Normal stiffness.

G_c : Fracture energy.

u_p : The opening at which $\sigma = f_t$.

In compression, the law follows the elastic behavior

$$\sigma = u_p K_n \quad (4)$$

A secant stiffness is assumed for unloading-reloading under tension.

The assumption of a constant elastic stiffness in compression is not in full agreement with the results of normal tests on joints, which suggest a “locking” behavior with a limit value of the relative displacement in closing. High values of K_n can, however, limit in practice the closure values, and avoid the unpleasant and complex mixed initial-stress/initial-strain implementations of the constitutive law which are necessary to cope with such a closure limit [14,17].

5. FINITE ELEMENT ANALYSIS WITH ADVANCED ITERATIVE STRATEGIES.

Standard FE formulations are based on the three following equations for equilibrium, material behavior and strain-displacement laws:

$$\int_{\bar{\Omega}} \mathbf{B}^T \boldsymbol{\sigma} d\Omega = \mathbf{F} \quad (5a)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}(\text{history of } \boldsymbol{\epsilon}) \quad (5b)$$

$$\boldsymbol{\epsilon} = \mathbf{B}\mathbf{a} \quad (5c)$$

where:

- a**: vector of nodal displacements
- B**: gradient matrix
- σ**: stress vector
- $\bar{\Omega}$: domain of the body
- F**: vector of nodal forces

These equations can be solved for prescribed values of the components of **F** or **a** for every degree of freedom, if no snap-back occurs in the **F**-**a** curve. In cases with snap-back, the values of **F** or **a** cannot be prescribed in advance, and the arc-length or some Indirect Displacement Control (IDC) method must be incorporated [18–21]. For that, one must rewrite Eqn. (5a) for a given (real or fictitious) time increment (*K*), as

$$\int_{\bar{\Omega}} \mathbf{B}^T \Delta \boldsymbol{\sigma}^{(K)} d\Omega = \Delta \lambda^{(K)} \mathbf{f} \quad (6)$$

where $\Delta \boldsymbol{\sigma}^{(K)}$ represents the increment of stresses, **f** is a known vector of nominal loads and $\Delta \lambda^{(K)}$ is the loading factor, an additional unknown to solve with **a** throughout calculation. This necessitates an additional constraint equation of the type

$$\Delta \ell^{(K)} = \Delta \ell(\Delta \mathbf{a}^{(K)}, \Delta \lambda^{(K)}) \quad (7)$$

where $\Delta \ell^{(K)}$ is prescribed. Eqn. (7) states the actual condition for determining the “size” of the increment as a function of the increment of nodal displacements and (sometimes) $\Delta \lambda^{(K)}$. Various definitions of Eqn. (7) lead to different arc-length or IDC procedures [18–21]. In this case, the following expression has been used:

$$\Delta \ell^{(K)2} = \Delta \bar{\mathbf{a}}^T \Delta \bar{\mathbf{a}} \quad (8)$$

where $\bar{\mathbf{a}}$ is a vector with reduced number of components that are linear combinations with fixed coefficients of the nodal displacements

$$\bar{\mathbf{a}} = \mathbf{C}\mathbf{a} \quad (9)$$

Note that this definition includes as particular cases the classical arc-length procedure when **C** = **I** and $\bar{\mathbf{a}} = \mathbf{a}$, and also a variety of IDC procedures (such as CMOD control, etc.) when $\bar{\mathbf{a}}$ includes a reduced number of relative displacements between selected points on the specimen.

The numerical implementation of this method requires to solve Eqn. (6) by Newton-Raphson-type procedures leading to

$$\mathbf{K}_j \Delta \Delta \mathbf{a}_j^{(K)} = \mathbf{R}_{j-1} + \Delta \Delta \lambda_j^{(K)} \mathbf{f} \quad (10)$$

where $\Delta \Delta \mathbf{a}_j^{(K)}$ and $\Delta \Delta \lambda_j^{(K)}$ denote the increments of $\Delta \mathbf{a}^{(K)}$ and $\Delta \lambda^{(K)}$ in the *j*th iteration, and \mathbf{R}_{j-1} is the residual from the previous iteration *j* – 1

$$\mathbf{R}_{j-1} = \Delta \lambda_{j-1}^{(K)} \mathbf{f} - \int_{\bar{\Omega}} \mathbf{B}^T \Delta \boldsymbol{\sigma}_{j-1}^{(K-1)} d\Omega \quad (11)$$

The second term on the right-hand side of Eqn. (10) is the increment of forces due to change of the loading factor λ . From Eqn. (10) one obtains

$$\Delta \Delta \mathbf{a}_j^{(K)} = \mathbf{b}^I + \Delta \Delta \lambda_j^{(K)} \mathbf{b}^{II} \quad (12)$$

where \mathbf{b}^I and \mathbf{b}^{II} are vectors known at the beginning of the calculation of the *j*th iteration as

$$\mathbf{b}^I = \mathbf{K}_j^{-1} \mathbf{R}_{j-1} ; \quad \mathbf{b}^{II} = \mathbf{K}_j^{-1} \mathbf{f} \quad (13)$$

Introducing Eqns. (12) and (9) into the constraint (8), one obtains the following equation quadratic in $\Delta \Delta \lambda_j^{(K)}$:

$$C_1 (\Delta \Delta \lambda_j^{(K)})^2 + C_2 \Delta \Delta \lambda_j^{(K)} + C_3 = 0 \quad (14a)$$

with:

$$C_1 = \mathbf{b}^{II T} \mathbf{C}^T \mathbf{C} \mathbf{b}^{II} \quad (14b)$$

$$C_2 = 2(\mathbf{b}^{II T} \mathbf{C}^T \mathbf{C} \mathbf{b}^I) \quad (14c)$$

$$C_3 = \mathbf{b}^I T \mathbf{C}^T \mathbf{C} \mathbf{b}^I - \Delta \ell_j^{(K)2} \quad (14d)$$

By choosing the appropriate root of Eqn. (14), the increment of the load factor in the *j*th iteration can be finally obtained.

In IDC procedures, Eqn. (14) needs to be solved in fact only for the first iteration. For further iterations, one can use the linearized form obtained through differentiation of Eqn. (8)

$$\Delta \bar{\mathbf{a}}_{j-1}^T \Delta \Delta \bar{\mathbf{a}}_j = 0 \quad (15)$$

By replacing Eqns. (9) and (12) in this equation, one obtains after some rearrangement the expression of the loading factor:

$$\Delta\Delta\lambda_j^{(K)} = -\frac{\Delta a_{j-1}^{(K)T} C^T C b^I}{\Delta a_{j-1}^{(K)T} C^T C b^{II}} \quad (16)$$

6. EXAMPLES.

The first example represents a joint element embedded between two continuum elements of dimensions 1×1 , which are loaded in pure tension (Fig. 3).

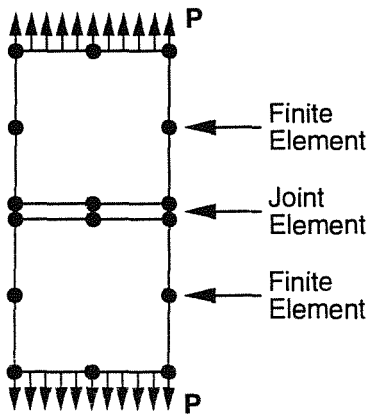


Fig. 3. First example.

The main objective of this example is the verification of the numerical techniques employed. The parameters used are $E = 10^5$ (continuum elements), $K_n = K_t = 10^5$ (normal and shear stiffness of the joint), $f_t = 100$ (maximum tensile stress of the joint).

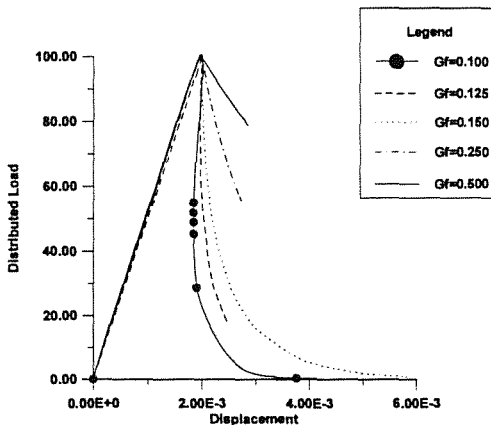


Fig. 4. Results of the first example run with the arc-length method.

Various calculations were performed with different (decreasing) values of G_f , starting with $G_f = 0.500$. For this value, the results obtained did not

show snap-back, but for lower values, the snap-back becomes apparent. G_f has also a minimum value of 0.05 since for that value the initial slope after the peak at the constitutive law for the joint (Fig. 2) becomes vertical, which makes calculations impossible. This example was run using both arc-length (Fig. 4) and IDC (opening of the joint) methods (Fig. 5).

Convergence problems were encountered with the arc-length method for G_f lower than 0.100, and due to this no results are plotted in Fig. 4. In contrast, the IDC method performs well up to $G_f = 0.051$, which seem to confirm that this technique is more suitable for material nonlinearities with high degrees of localization, as already suggested in [21].

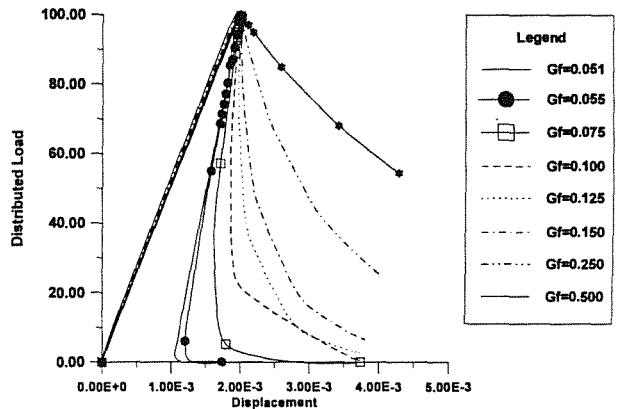


Fig. 5. Results of the first example run with IDC.

The second example is a three-point bent beam of dimensions $a = 0.25d$ and $d = 100$ mm [22] (Fig. 6).

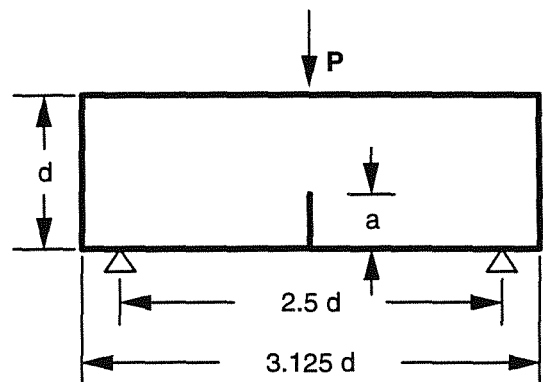


Fig. 6. Second example.

The mesh used in the finite element analysis can be seen in Fig. 7. The stresses obtained along the joints using two different integration rules are plotted and compared with stresses obtained without using joint elements.

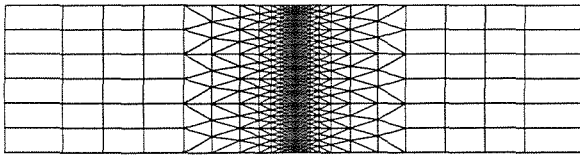


Fig. 7. Mesh of the second example.

Fig. 8 shows that the joint element gives the same stresses in the elastic stage as calculated without joint elements, except at the two ends of the ligament. This difference is caused by the effects of the concentrated load and of the crack tip. The results also exhibit the jumps in stresses that can be obtained with joint elements if an inappropriate integration scheme is used (in this case, Gauss, see [14,15]).

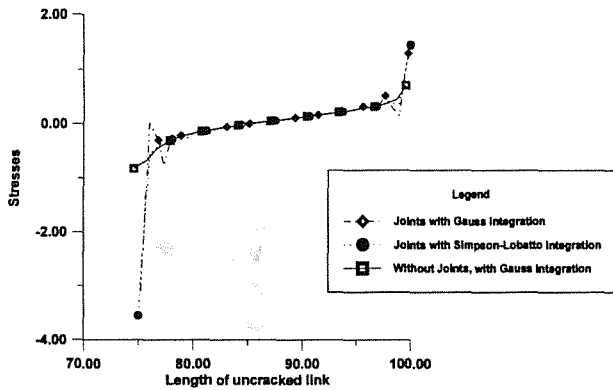


Fig. 8. Stress along the uncracked link of a beam using LEFM.

Fig. 9 depicts the results of the second example using the cohesive crack law of Fig. 2. The parameters of this example are $E = 20000$ MPa, $K_n = K_t = 10^6$ N/mm (normal and shear stiffness of the joint), $f_t = 2.4$ MPa (maximum tensile stress of the joint). The figure shows a standard force-displacement diagram for high values of G_f , which shrinks and evolves into a sharper peak and snap-back for lower values of G_f . Work is still under way to investigate effects of the other parameters such as E , the dimensions of the beam, etc.

7. CONCLUSIONS.

A numerical model for the fracture of quasi-brittle materials has been presented. The use of joint el-

ements to simulate discrete cracking has several advantages and is easy to implement in existing numerical codes. Arc-length or IDC techniques are necessary in the presence of snap-back in the force displacement diagram. The latter method with CMOD control seems to perform better in problems with highly localized phenomena such as cracking. Lower G_f values lead to sharper peaks and eventually to snap-back in the load-displacement curves, as demonstrated for three-point bent tests.

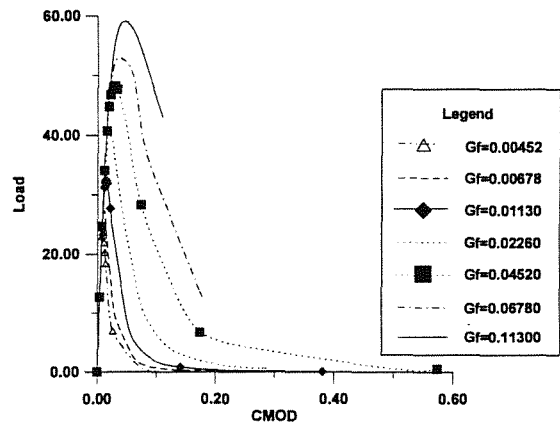


Fig. 9. Results of the second example using a Cohesive Crack Law and IDC.

8. ACKNOWLEDGEMENTS

Partial support from the DGICYT (Madrid, Spain) under research projects PB90-0598 and PB92-0702 is greatly appreciated. The first author is grateful for a fellowship from the Comissionat per a Universitats i Recerca of the Generalitat de Catalunya (Barcelona, Spain). The authors thank Prof. P.C. Prat from our Department, for his valuable assistance with the computer-related work and for the stimulating technical discussions.

9. REFERENCES

- [1] Ngo, D. and Scordelis, A., "Finite element analysis of reinforced concrete beams," *ACI Journal* **64-14**, 152-163 (1967).
- [2] Rashid, Y. R., "Ultimate strength analysis of prestressed concrete pressure vessels," *Nuclear Engineering and Design*, **7**, 334-344 (1968).
- [3] Ingraffea, A. R., "Non-linear fracture models for discrete crack propagation," *Application of Fracture Mechanics to Cementitious Composites*, ed. S. P. Shah, 171-209 (1984).
- [4] Rots, J. G., "Computational Modeling of Concrete Fracture," Ph.D. Thesis (1988).

- [5] Rots, J. G. and Blaauwendrad, J., "Crack models for concrete: Discrete or Smeared? Fixed, multi-directional or rotating?," *Heron*, **34** (1989).
- [6] Carol, I. and Prat, P. C., "Smeared analysis of concrete fracture using a microplane based multi-crack model with static constraint," *Fracture Processes in Concrete, Rock and Ceramics*, ed. J. G. M. van Mier (1991).
- [7] Carol, I., Prat P. C., and Gettu, R., "Numerical analysis of mixed-mode fracture of quasi-brittle materials using a multicroack constitutive model," *Mixed-Mode Fatigue and Fracture*, Rossmanith and Miller (eds.), 319-331 (1991).
- [8] Lofti, H. R. and Shing, P. B., "An appraisal of smeared crack models for masonry shear wall analysis," *Computers and Structures*, **41**, 413-425 (1991).
- [9] Gerstle, W. H. and Xie, M., "FEM modeling of fictitious crack propagation in concrete," *Journal of Engineering Mechanics*, **118**, 416-434 (1992).
- [10] Lofti, H. R., "Finite element analysis of fracture of concrete and masonry structures," Ph. D. Thesis (1992).
- [11] Oliver, J., "Smeared crack models: fundamentals and applications," Notes for the Comett Course on Fracture Mechanics of Concrete (1992).
- [12] Schellekens, J. C. J., "Computational strategies for composite structures," Ph. D. Thesis (1992).
- [13] Lofti, H. R., "Finite element analysis of fracture of concrete and masonry structures," *Journal of Structural Engineering*, **120**, 63-80 (1994).
- [14] Gens, A., Carol, I. and Alonso, E. E., "An interface element formulation for the analysis of soil-reinforcement interaction," *Computers and Geotechnics*, **7**, 133-151 (1988).
- [15] Schellekens, J. C. J., "Interface elements in finite element analysis," TU-Delft, Report 25-2-90-5-17 (1990).
- [16] Hillerborg, A., Mordeer, 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**, 773-782 (1976).
- [17] Gens, A., Carol, I. and Alonso, E. E., "Elasto-plastic model for joints and interfaces," *Computational Plasticity*, ed. E. Oñate et al., 1251-1264 (1989).
- [18] Riks, E., "The application of Newton's method to the problem of elastic stability," *Journal of Applied Mechanics*, **39**, 1060-1066 (1972).
- [19] Crisfield, M. A., "Accelerated solutions techniques and concrete cracking," *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **33**, 585-607 (1981).
- [20] de Borst, R. (1987), "Computation of post-bifurcation and post-failure behavior of strain softening solids," *Computers & Structures*, **25**, 211-224.
- [21] Foster, S., "An application of the arc-length method involving concrete cracking," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, **33**, 269-285 (1992).
- [22] Karihaloo, B. L. and Nallathambi, P., "Notched beam test: Mode I fracture toughness," *Fracture Mechanics Test Methods for Concrete*, ed. S. P. Shah and A. Carpinteri, 1-86 (1991).

APANTALLAMIENTO DE GRIETAS EN FATIGA

A. Martín Meizoso, J. M. Martínez Esnaola, M. Fuentes Pérez

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009-San Sebastián y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra,
Apartado 1674, 20080-San Sebastián.

Resumen. En muchas ocasiones reales, se presentan multitud de grietas que interactúan entre sí apantallándose ("shielding"); casos tales como el barro cuando se seca y se cuarteo, las películas delgadas (barnices) o en los recubrimientos de los álabes de las turbinas de aviación. Se presentan los resultados obtenidos por un programa de ordenador que simula el crecimiento de poblaciones de grietas superficiales, paralelas, en 2 dimensiones, en condiciones de fatiga, calculando una primera aproximación de su interacción. Se concluye que hay casos en los que es posible alargar la vida de un componente introduciendo una elevada densidad de grietas muy semejantes que se "estorban" mutuamente en su crecimiento.

Abstract. In many practical situations, multiple cracks are found shielding each other; cases such as mud when drying and crazing, thin films (varnishes) or in coatings of aeroengine turbine blades. The results obtained by a computer model that simulates the fatigue crack growth of a population of two-dimensional parallel edge cracks are shown. It is concluded that, under some circumstances, the introduction of a large density of similar cracks may increase the fatigue life of a component because the cracks hinder each other in their growth.

1. INTRODUCCIÓN

El agrietamiento múltiple de la superficie de un material es un fenómeno bien conocido en muchas aplicaciones. El ejemplo más sencillo lo constituye el agrietamiento del barro cuando se seca [1]. Este fenómeno se presenta también en aplicaciones de recubrimientos (coatings) y pinturas utilizadas para proteger, modificar las propiedades superficiales de los materiales o, simplemente, para decorarles. Una característica común de muchos "coatings" es que son más frágiles que el material sobre el que se aplican. La primera forma de fallo en tales casos es el agrietamiento del "coating". La propagación de una grieta origina una relajación de tensiones y, dependiendo de las condiciones de carga y de la distribución de defectos iniciales, puede producirse la propagación de una grieta en la superficie.

En esta comunicación, se presenta una aproximación de los fenómenos de interacción y apantallamiento de

grietas y se describe un modelo bidimensional de propagación de grietas superficiales paralelas por fatiga.

2. MODELO BIDIMENSIONAL DEL APANTALLAMIENTO ENTRE GRIETAS.

2.1. Distribución inicial de las grietas.

Inicialmente, el programa coloca un número predeterminado de microgrietas, periódicamente o al azar, sobre una longitud dada. La distribución de tamaños de las microgrietas puede ser uniforme, normal o logarítmico normal (con medias y desviaciones típicas especificadas).

2.2. Condiciones de contorno.

Se han programado dos tipos de condiciones de contorno: i) condiciones periódicas en el contorno, que

permiten simular una pequeña zona de la superficie (en la que hubiera una alta densidad de microgrietas), y 2) condiciones de contorno libre (donde no hay microgrietas fuera de la longitud seleccionada), que es útil cuando se modeliza, por ejemplo, toda la longitud de una probeta de tracción, suponiendo que no hay grietas en los hombros. Esta última condición es preferible y se utiliza siempre que es posible. Cuando las densidades de microgrietas son grandes, los cálculos requerirían un tiempo excesivo y se modeliza sólo una porción con la primera condición, de periodicidad en el contorno.

2.3. Apantallamiento de grietas de acuerdo con un esquema de sombras a 45°.

Inicialmente el apantallamiento se calculó utilizando un esquema de sombras a 45° como muestra la Fig. 1. De acuerdo con este modelo, se dibujan desde la punta de cada una de las grietas sombras a 45°. Como primera aproximación, se supondrá que dentro de estas zonas en sombra toda la energía elástica disponible para crecer las grietas ha desaparecido. Esta simplificación inicial se refinará más adelante utilizando la formulación de Isida, pero tiene interés porque parte de las hipótesis realizadas seguirán siendo útiles.

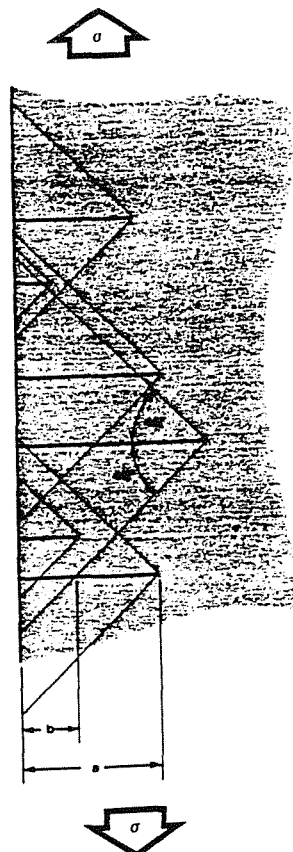


Fig. 1. Apantallamiento entre grietas de acuerdo con un esquema de sombras a 45°.

Para el cálculo de los factores de intensidad de tensiones, K_I , se emplean las funciones de Green [2] para una grieta superficial (bidimensional) en un sólido isótropo semi-infinito, en donde sólo se integra la zona de la grieta que no queda en sombra, vease la Fig. 2:

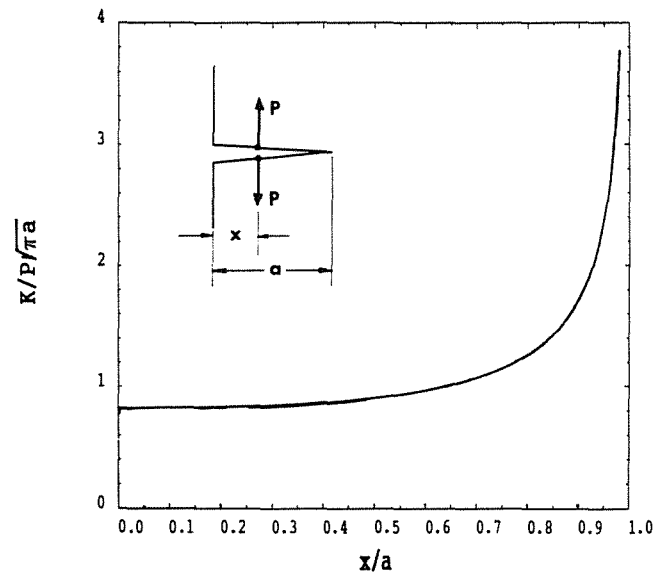


Fig. 2. Función de peso para una grieta superficial en un sólido semi-infinito.

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \int_b^a \frac{g\left(\frac{x}{a}\right)}{\sqrt{a^2 - x^2}} dx \quad (1)$$

donde

$$g\left(\frac{x}{a}\right) = \frac{2}{\pi} \left[1 + f\left(\frac{x}{a}\right) \right] \quad (2)$$

y [3]:

$$f\left(\frac{x}{a}\right) = \left[1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2 \right] \left[0.2945 - 0.3912 \left(\frac{x}{a}\right)^2 + 0.7685 \left(\frac{x}{a}\right)^4 - 0.9942 \left(\frac{x}{a}\right)^6 + 0.5094 \left(\frac{x}{a}\right)^8 \right] \quad (3)$$

Obsérvese que la función de peso (de Green) se vuelve singular en la punta de la grieta ($x = a$, en la ecuación (1)). Para eliminar la singularidad, se realiza el siguiente cambio de variable:

$$x = a \cdot \text{sen}(t) \tag{4}$$

con lo que la ecuación (1) queda:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \int_{t=\text{arcsen}(b/a)}^{t=\pi/2} g(\text{sen}(t)) dt \tag{5}$$

Por último, la integración de la ecuación (5) se realiza numéricamente utilizando el método de Romberg [4].

Aunque este esquema constituye una primera aproximación, algunas suposiciones implícitas en este método se mantienen en la versión más reciente del programa. Concretamente, la sombra total sobre una determinada grieta la decide una única grieta entre todas las restantes. De acuerdo con este modelo, para una grieta dada, sólo importa la grieta que le haga más sombra; todos los demás apantallamientos producidos por las restantes grietas se desprecian. Evidentemente esto no es totalmente cierto, puesto que las demás grietas también reducen el factor de intensidad de tensiones aplicado, pero esta suposición (que podríamos llamar de interacción por parejas de grietas) es una simplificación muy conveniente del problema como veremos más tarde.

2.4. Crecimiento de las grietas.

Una vez que se ha calculado el factor de intensidad de tensiones aplicado a cada grieta, el crecimiento por fatiga de las grietas se estima integrando la ecuación de Paris mediante el método de Euler. Los factores de intensidad de tensiones en los modos II y III se desprecian, pues se tiene evidencia experimental de que las grietas crecen normalmente perpendiculares a la superficie, indicando con ello que los modos II y III no contribuyen significativamente a la propagación.

Se ha utilizado un método de Euler modificado con un paso de cálculo variable (adaptativo). El paso de integración (número de ciclos en un paso de cálculo) puede modificarse eligiendo el valor que se desea para el crecimiento de la grieta en proporción con el tamaño total de la grieta. La Tabla 1 muestra los resultados obtenidos para diferentes crecimientos por paso (100%, 10%, 1% y la solución exacta). En el ejemplo, una única grieta de borde de 1µm de profundidad (con condición de contorno libre) se somete a cargas cíclicas hasta alcanzar una profundidad de 1 mm. La solución exacta se obtuvo integrando analíticamente la ecuación de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^m \tag{6}$$

donde *C* y *m* son constantes del material. En el ejemplo se utilizaron valores típicos para ambos parámetros: *C* = 1x10⁻¹⁰ y *m* = 2, expresando Δ*K_I* en MPa√m y *da/dN* en m/ciclo. Las ventajas de utilizar un exponente *m* = 2 son (1) que, cuando se representa el logaritmo del número de ciclos frente al tamaño de una grieta que crece sin apantallar o de una única grieta, se obtienen líneas rectas, (2) se corresponde con el exponente teórico cuando la grieta crece por enromamiento plástico de la punta y estriaciones, y (3) es el límite inferior del exponente con algún sentido físico.

El factor de intensidad de tensiones, Δ*K_I*, para una grieta de borde en un sólido semi-infinito viene dada por:

$$\Delta K = 1.12 \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \tag{7}$$

donde Δσ representa el rango de variación de la tensión, y *a* la profundidad de la grieta. Substituyendo la ecuación (7) en la ecuación (6) e integrando de 1 µm a 1 mm, se obtiene la solución exacta:

$$N = \frac{1}{1 \times 10^{-10} \times 1.12^2 \Delta \sigma^2 \pi} \left| \ln a \right|_{1\mu m}^{1mm} \tag{8}$$

La solución exacta, para un Δσ = 850 MPa, y los resultados obtenidos en los cálculos numéricos para diferentes crecimientos de grieta por paso se resumen para su comparación en la Tabla 1.

Tabla 1. Vidas calculadas para diferentes valores de los crecimientos de las grietas por paso en relación con el tamaño de la grieta.

Crecimiento %	No. Pasos	Ciclos 1µm->1 mm	Error %
100	11	34316	+41.40
10	75	25356	+4.51
1	702	24317	+0.23
Exacto = 0	-	24261	0.00

En los cálculos que se muestran, se utiliza, por defecto, un 10% de crecimiento de la grieta por paso (el número de pasos de cálculo es razonable y, en consecuencia, el tiempo de cálculo y el error en la predicción de vida es menor del 5%).

Existen técnicas más eficientes para integrar una ecuación diferencial de primer orden: Runge-Kutta, Richardson, Predictor-corrector, etc. [4], pero los tiempos que se ahorrarían no son relevantes comparados con los tiempos empleados en el cálculo de los apantallamientos.

2.5. Aproximación estadística

Obsérvese que tras "actualizar" el tamaño de las microgrietas con sus crecimientos, la distribución de microgrietas ya no es aleatoria: Las grietas cortas se sitúan normalmente a la sombra de las largas y la aleatoriedad en la distribución de la grietas ha desaparecido.

Se podría plantear una aproximación estadística al problema: Considérese una distribución inicial de grietas al azar. Para una grieta de un tamaño dado, puede calcularse la probabilidad de un determinado apantallamiento. De ahí se puede calcular el factor de intensidad de tensiones y la probabilidad de un determinado crecimiento de esta grieta. Se podría obtener, por tanto, la distribución de tamaños de microgrietas de la siguiente "generación" (paso de cálculo). Pero esta segunda "generación" de microgrietas ya no es aleatoria; por lo tanto, ya no puede realizarse un nuevo paso de cálculo. De todo ello concluimos que es preferible una aproximación al problema por simulación de paso por paso.

2.6. Factores de intensidad de tensiones para dos grietas de borde paralelas (formulación de Isida)

El cálculo de los factores de intensidad de tensiones se ha modificado introduciendo la formulación de Isida [5] que considera dos grietas superficiales bidimensionales paralelas en un sólido isótropo semi-infinito bajo condiciones de tracción uniforme, Fig. 3:

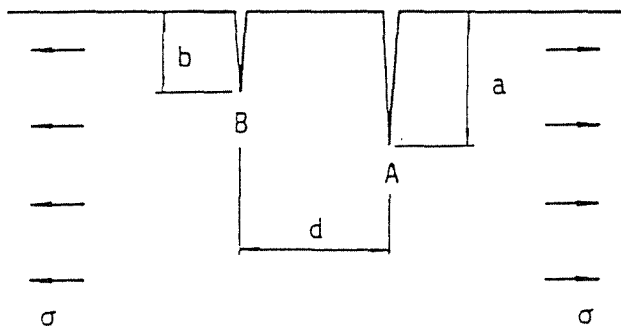


Fig. 3. Geometría considerada por Isida [5]: dos grietas superficiales en un sólido semi-infinito.

$$\begin{aligned} K_{IA} &= F_{IA} \sigma \sqrt{\pi a} \\ K_{IB} &= F_{IB} \sigma \sqrt{\pi b} \end{aligned} \quad (9)$$

F_{IA} y F_{IB} se dan en forma gráfica o tabular en función de b/a y d/a , siendo a y b los tamaños de las grietas y d la distancia entre las mismas. En el programa, la tabla se lee de un fichero y una pequeña subrutina realiza las

interpolaciones en forma bilineal. Estas ecuaciones permiten refinar el cálculo de los factores de intensidad de tensiones, manteniendo la aproximación de que, cada grieta sólo se ve afectada por la grieta que más apantallamiento le produce. El programa, para cada grieta, calcula todas sus posibles parejas y los respectivos factores de intensidad de tensiones. A la grieta se le asigna el menor de todos estos factores de intensidad de tensiones.

2.7. Auto-apantallamiento periódico.

Como ya se mencionó, desde el punto de vista teórico, es preferible no utilizar las condiciones de contorno periódicas, pero esto no es siempre posible en tiempos de cálculo.

Cuando se seleccionan las condiciones de contorno periódicas, es posible un refinamiento adicional introduciendo en el cálculo los factores de intensidad de tensiones de infinitas grietas superficiales periódicas en un sólido semi-infinito y tener así en cuenta el auto-apantallamiento periódico. Las soluciones, para un sólido isótropo, se deben a Benthem y Koiter [6] y Bowie [7]. Para la programación se prefirieron las fórmulas de Benthem y Koiter (proporcionan ecuaciones algebraicas en lugar de tablas):

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a x} F \quad (10)$$

donde

$$x = \frac{\frac{d}{2a}}{1 + \frac{d}{2a}} \quad (11)$$

en donde d es la distancia entre las grietas y F , se expresa (con propósitos de cálculo numérico) como:

$$\begin{aligned} F &= ((((-17.577x + 58.045)x - 63.502)x + \\ &+ 22.501)x^7 + ((((((\frac{231}{1024}x + \frac{63}{256})x + \frac{35}{128})x + \\ &+ \frac{5}{16})x + \frac{3}{8})x + \frac{1}{2})x + 1) \frac{1}{\sqrt{\pi}} \end{aligned} \quad (12)$$

A primera vista la introducción del auto-apantallamiento en los cálculos parece aproximar el modelo a la realidad, pero también introduce una distorsión del problema: El auto-apantallamiento afecta habitualmente a las grietas grandes y rara vez a las

pequeñas, de esta manera el cálculo es más exacto, pero tiene un rasero diferente para las grietas grandes y las pequeñas.

Cuando se exagera el efecto de interacción entre las grietas, la grieta grande hace demasiada sombra a las grietas pequeñas, las detiene y, a la postre, sólo crece la grande, desapareciendo el problema de la interacción. Lo contrario también es cierto: si se penaliza a las grietas grandes y no a las pequeñas (como es el caso del auto-apantallamiento), se está exagerando el efecto de interacción. Es difícil decidir cuál sea la mejor solución si introducir el auto-apantallamiento o no; en cualquier caso, el programa lo deja como una opción.

Isida [5] también proporciona soluciones para algunas grietas superficiales paralelas en un sólido semi-infinito en tracción uniforme. Estas soluciones pueden emplearse para estimar los errores que se cometen al considerar únicamente dos grietas en lugar de -en el peor de los casos- infinitas, vease la Fig. 4.

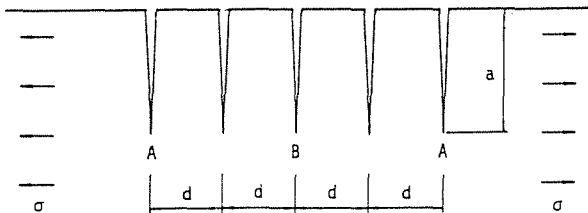


Fig. 4. Geometría considerada por Isida [5]: algunas grietas superficiales paralelas en un sólido semi-infinito.

Obsérvese que la hipótesis de la interacción por parejas representa una cota inferior del apantallamiento, por tanto, se es conservativo calculando los factores de intensidad de tensiones (pueden ser menores, pero nunca mayores). En consecuencia, para una configuración de grietas dada, cada una de las grietas puede crecer más despacio, ¡pero nunca más deprisa!¹

Existen métodos para calcular los factores de intensidad de tensiones que son más exactos que la aproximación que aquí se propone: métodos de colocación de contorno, elementos finitos,... pero los tiempos de cálculo resultan prohibitivos cuando se estudia un gran número de grietas en condiciones de fatiga. No obstante, es razonable pensar que este modelo (simplificado) refleje los fenómenos más importantes que se presentan en los casos de interacción entre múltiples grietas.

¹ Sin embargo, no se obtiene una cota inferior para la vida del componente, pues se acota en un paso pero no se puede garantizar que lo sea en el paso siguiente de cálculo.

2.8. Eliminación de las grietas detenidas.

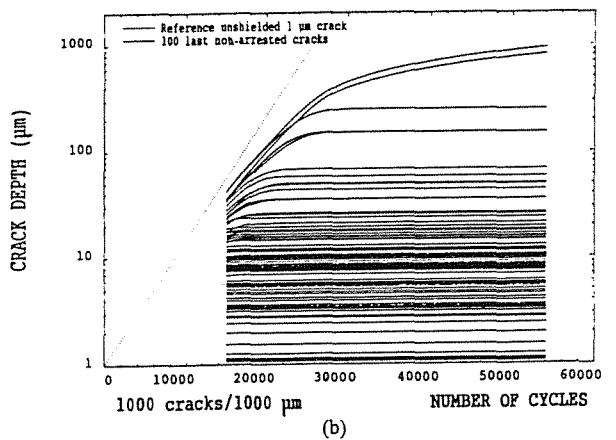
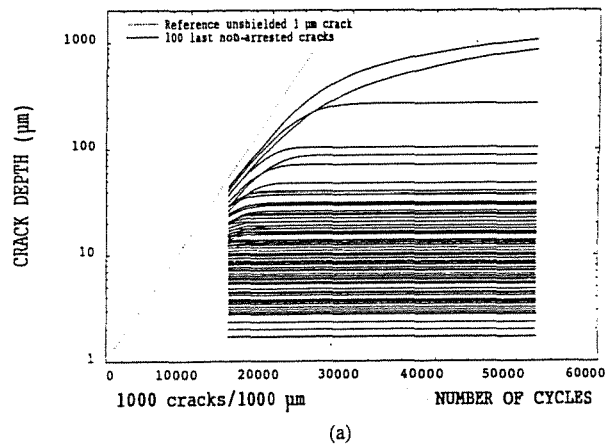
Cuando se simula el comportamiento de muchas grietas tiene interés eliminar aquellas que están detenidas. El programa permite eliminar del cálculo todas la grietas que están paradas ($K_I = 0$) y siempre que no apantallen.

3. RESULTADOS

La influencia de los diferentes parámetros del programa descrito se resume a continuación:

3.1. Semilla de los números aleatorios.

Las Figs. 5.a y b muestran la evolución de las últimas 100 grietas no paradas, para las mismas condiciones de ejecución, utilizando 2 semillas diferentes en la generación de los números pseudo-aleatorios.

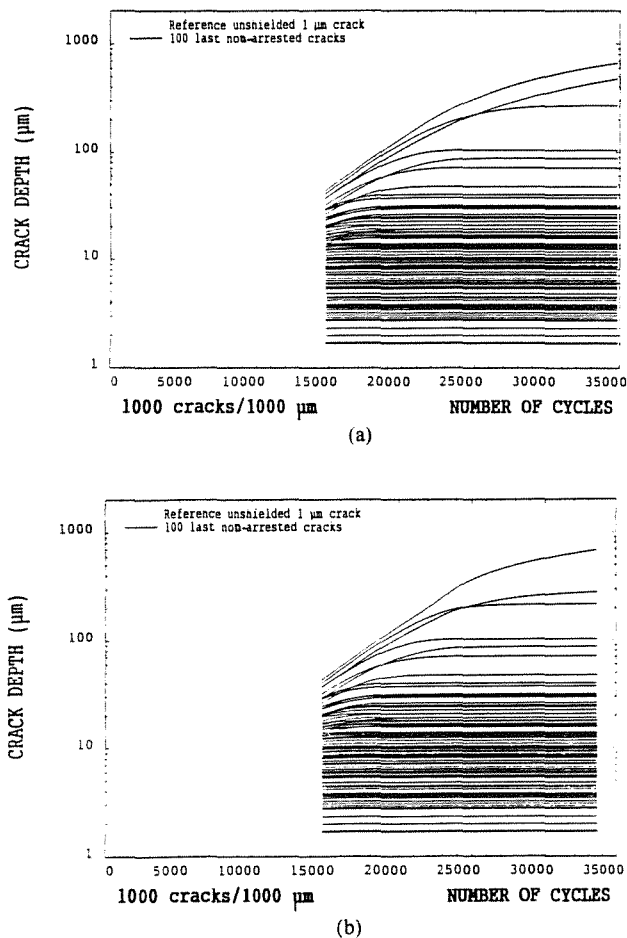


Figs. 5.a y b. Profundidad de las grietas frente al número de ciclos, empleando dos semillas diferentes para la generación de los números pseudo-aleatorios. La población inicial consta de 1000 microgrietas con tamaños normalmente distribuidos de media 1μm y desviación típica 0.1 μm, distribuidas al azar en 1000 μm. Se representa únicamente la evolución de las últimas 100 grietas no detenidas.

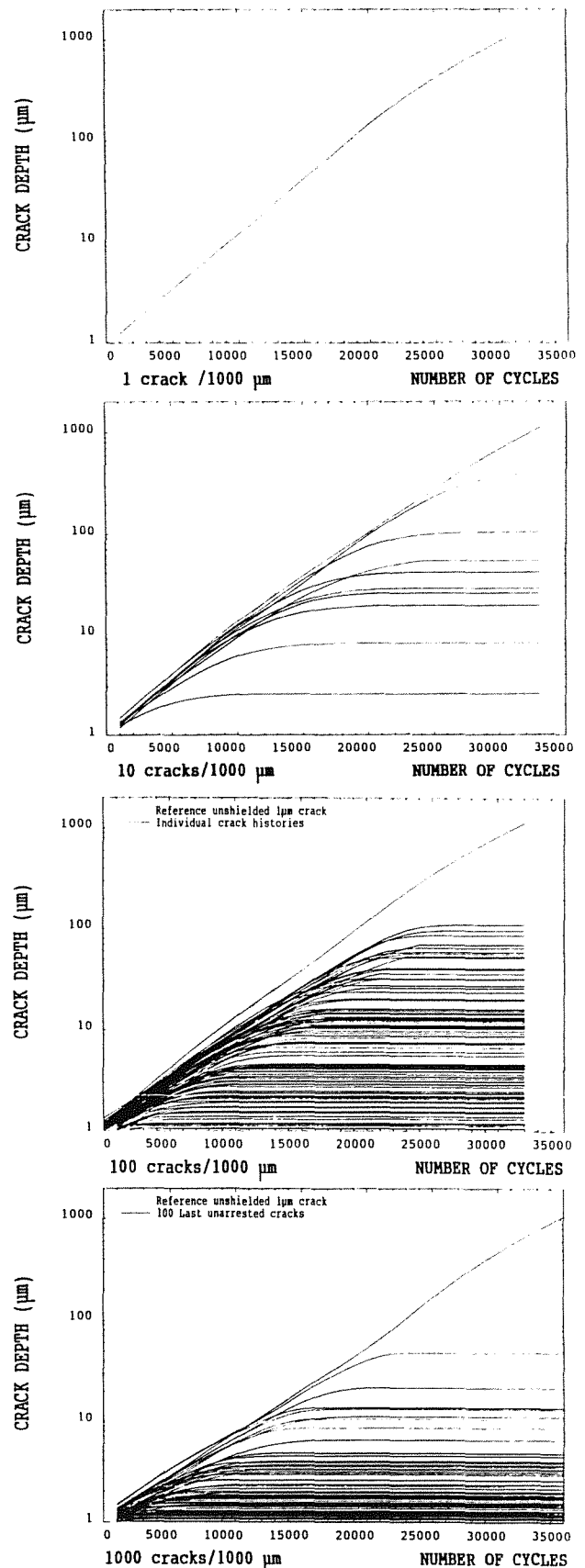
Corresponderían al comportamiento de dos tramos diferentes de probeta de 1 mm con la misma densidad inicial de microgrietas, pero diferentes distribuciones iniciales. Obsérvese que el problema no es ya: ¿cuál va a ser la vida del elemento?, sino: ¿y con qué probabilidad?

3.2. Auto-apantallamiento periódico.

Las Figs. 6.a y b muestran la evolución de las últimas 100 grietas no detenidas bajo las mismas condiciones (y semilla de los números pseudo-aleatorios), considerando o no el auto-apantallamiento periódico. En las Figs. 6.a y b, se distribuyeron mil grietas al azar en 1 mm con una distribución inicial de tamaños logarítmico-normal de media 1 μm .



Figs. 6.a y b. Profundidad de las grietas frente al número de ciclos: (a) sin considerar el auto-apantallamiento, (b) considerando el auto-apantallamiento periódico. La población inicial consta de 1000 microgrietas con tamaños distribuidos logarítmico-normalmente de media 1 μm , distribuidas al azar en 1000 μm . Se representa únicamente la evolución de las últimas 100 grietas no detenidas. Con línea de puntos se representa el crecimiento que tendría una grieta de 1 μm no apantallada.



Figs. 7.a - d. Evolución de la profundidad de las grietas frente al número de ciclos para diferentes densidades iniciales de microgrietas: 1, 10, 100 y 1000 grietas/mm, respectivamente.

3.3. Densidad inicial de microgrietas.

Las Figs. 7.a - d representan las profundidades de las grietas frente al número de ciclos para diferentes densidades iniciales de microgrietas: 1, 10, 100 y 1000 grietas/mm, respectivamente². Las microgrietas se distribuyen inicialmente al azar en 1 mm. En este caso, las microgrietas iniciales tienen tamaños normalmente distribuidos con media 1 μm y desviación típica de 0.1 μm. En la Fig. 7. a, la condición de contorno con auto-apantallamiento es responsable de que la grieta se aparte del crecimiento sin apantallamiento (línea de puntos). Por claridad, cuando el número de grietas es de 1000, sólo se representa la evolución de las últimas 100 grietas no detenidas.

Las Figs. 8.a y b muestran el crecimiento de 100 microgrietas dispersadas al azar en 10 y 1 mm, respectivamente, el tamaño inicial de las microgrietas es de 1 μm para todas. Las microgrietas comienzan a separarse del comportamiento de una grieta no apantallada de referencia (línea de puntos) cuando alcanzan un tamaño comparable con la distancia media entre las grietas. Esto resulta mucho más claro en las Figs. 9.a y b donde se ha representado la probabilidad acumulada frente al logaritmo decimal del tamaño de las grietas. Obsérvese como, en ambos casos, las grietas avanzan en pasos de igual tamaño hasta alcanzar un tamaño comparable con el espaciado inicial de las microgrietas.

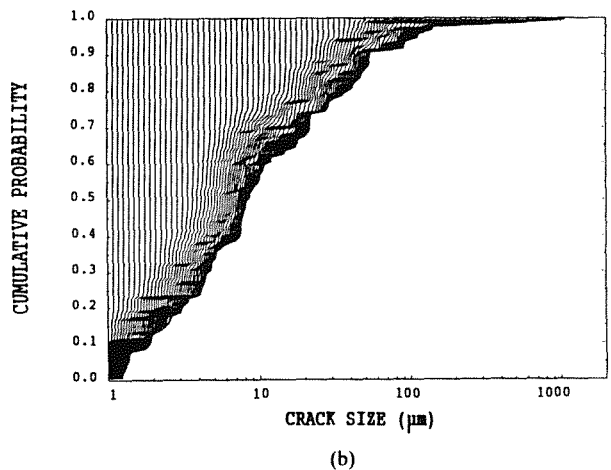
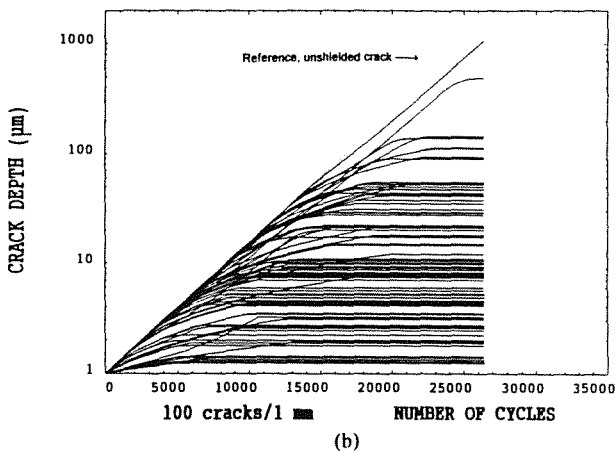
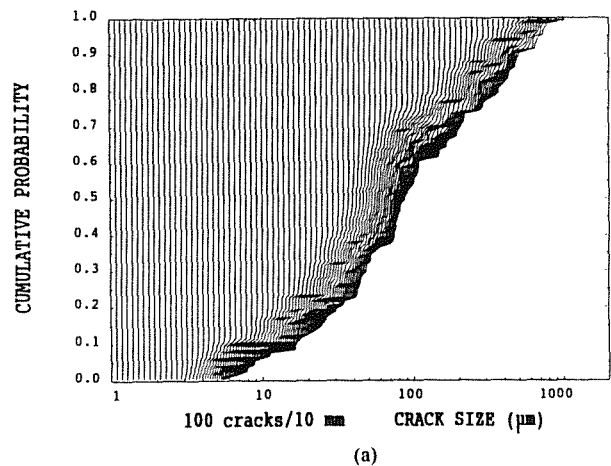
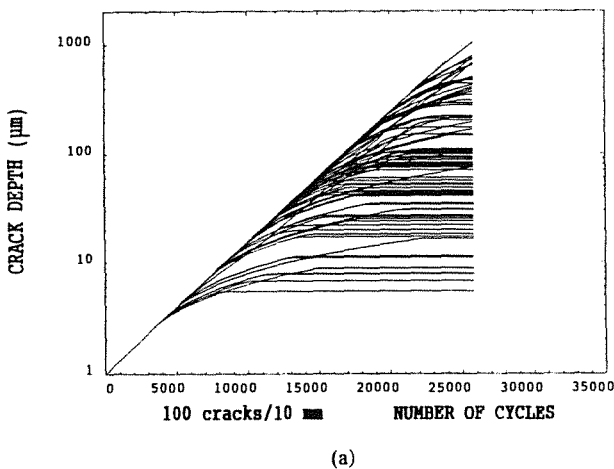


Fig. 8.a y b. Profundidad de las grietas frente al número de ciclos para una distribución aleatoria de 100 microgrietas de 1 μm, sobre (a) 10mm y (b) 1mm.

Fig. 9.a y b. Distribución acumulada de tamaño de las microgrietas. Inicialmente, 100 microgrietas de 1 μm fueron distribuidas al azar en (a) 10 mm (b) 1 mm.

² Para la realización de estas figuras, el paso variable que se utiliza habitualmente en los cálculos ha sido suprimido, y se utiliza un paso constante de 1000 ciclos.

4. CONCLUSIONES

- Los campos de tensiones decrecientes en profundidad resultan muy favorables para la

aparición de agrietamientos múltiples: flexión [8], fatiga-térmica, gradientes de humedad,...

- Los problemas de agrietamiento múltiple son más probables en materiales con un exponente de Paris pequeño ($m \approx 2$) donde las grietas largas no tienen una enorme ventaja en velocidad sobre las pequeñas.
- El comportamiento aleatorio que se observa en las grietas reales en condiciones de fatiga termo-mecánica puede explicarse razonablemente si se consideran los efectos de apantallamiento entre las grietas.
- Un aumento en la densidad de microgrietas iniciales, de tamaños semejantes y regularmente espaciadas, permitiría alcanzar una mayor vida de los componentes en condiciones de fatiga, gracias a que las grietas se estorban mutuamente durante su crecimiento. Se han observado altas densidades de grietas semejantes, por ejemplo, en películas delgadas de vidrio sobre vigas de aluminio [8] o en recubrimientos de Cr/Al [9].
- El modelo es particularmente sensible a las condiciones iniciales del problema: densidad inicial de microgrietas, tamaños, etc., que deberían definirse con la mayor precisión posible en cada aplicación concreta.

Scientific Computing", Cambridge University Press, Cambridge (1986).

- [5] Isida, M., "Tension of half plane containing array cracks, branched cracks and cracks emanating from sharp notches", Transactions of the JSME, **45**, 303-317 (1979).
- [6] Benthem, J. B. y Koiter, W. T., "Asymptotic approximation to crack problems, Mechanics of Fracture", en Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems, Vol. 1, Ed. G. C. Sih, Noordhoff International Publishers, Holanda, 131-178 (1972).
- [7] Bowie, O. L., "Solution of plane crack problems by mapping techniques", en Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems, Vol. 1, Ed. G. C. Sih, Noordhoff International Publishers, Holanda, 1-55 (1972).
- [8] Delannay, F. y Warren, P., "On crack interaction and crack density in strain-induced cracking of brittle films on ductile substrates", Acta metall. mater., **39**, 1061-1072 (1991).
- [9] Hu, M. S. y Evans, A. G., "The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates", Acta metall. mater., **37**, 917-925 (1989).

5. AGRADECIMIENTOS

Los resultados de este trabajo forman parte de un proyecto europeo Brite-EuRam (BE3338-89) financiado por la Comunidad Económica Europea, liderado por Rolls-Royce Aerospace (Reino Unido) y en colaboración con MTU (Alemania) y JRC Petten (Holanda).

6. REFERENCIAS

- [1] Walker, J., "The Amateur Scientist", Scientific American, Oct., 178-183 (1986).
- [2] Murakami y col. (eds.), "Stress Intensity Factors Handbook", Vol. 1, Pergamon Press, 108-117 (1987).
- [3] Hartranft, R. J. y Sih G. C., "Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems", Ed. G. C. Sih, Noordhoff International Publishers, Holanda (1973).
- [4] Press, W. H., Flannery, B. P., Teukolsky, S. A. y Vetterling, W. T., "Numerical Recipes. The Art of

**FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN VIGAS FISURADAS
CON SECCION EN T****F. Ustáriz, 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 desarrolla un método de cálculo para determinar los factores de intensidad de tensiones en vigas fisuradas con sección en T bajo cualquier sistema de cargas y condiciones de sustentación. La solución de tensiones en una sección que proporciona la Resistencia de Materiales se utiliza para determinar numéricamente la flexibilidad a flexión y a cortante de la sección en T fisurada. A partir de dichas flexibilidades se obtienen las expresiones de los factores de intensidad de tensiones y se hallan las leyes de esfuerzos en la viga. Finalmente, con las expresiones obtenidas y con los valores del momento flector y el esfuerzo cortante en la sección fisurada se calculan los factores. La validez del método se comprueba resolviendo el caso de una viga hiperestática fisurada y comparando los resultados con los que se obtienen modelizando la viga mediante una malla tridimensional de elementos finitos y calculando los factores de intensidad de tensiones a partir de los desplazamientos de las caras de la fisura.

Abstract. This paper presents a method for calculating the stress intensity factors in cracked beams with T-shaped cross-sections. The cracked section is treated as a singular section with finite bending and shear compliances from which the expressions of the stress intensity factors are derived. These compliances are expressed through two dimensionless functions of the crack size called the compliance functions, which are characteristics of the cross section and have to be numerically determined. The principles of Strength of Materials are used for the structural analysis of statically determinate and indeterminate cracked beams by incorporating the effects of the cracks through such compliances. The method is applied for a particular case and the results are compared with that obtained with a finite element modelling of the same beam.

1. INTRODUCCION

Los procesos de fisuración debidos a fenómenos de fatiga, soldaduras o corrosión bajo tensión, no solo afectan a componentes de tecnologías avanzadas como tuberías y recipientes de presión, fuselajes de aeronaves o rotores de turbinas. Las vigas, junto con otros elementos empleados en la construcción de estructuras, pueden llegar a fisurarse y sufrir roturas frágiles con consecuencias catastróficas. Los casos de colapso estructural provocados por roturas frágiles son numerosos y en muchos textos generales de Mecánica de Fractura se mencionan ejemplos muy ilustrativos, como en el libro de Rolfe y Barsom [1].

La Mecánica de Fractura proporciona los instrumentos necesarios para el análisis mecánico de sólidos fisurados, pero exceptuando los pocos casos en los cuales el factor de intensidad de tensiones puede ser encontrado en un manual, el análisis de una viga fisurada ha de rea-

lizarse mediante programas numéricos de ordenador, generalmente de elementos finitos. Las consecuencias son un alto coste económico y resultados sólo válidos para el caso particular analizado. La influencia de elementos fisurados en el comportamiento global de una estructura ha sido tenida en cuenta por M.H. El-Haddad y otros [2], cuyo método para el análisis de estructuras planas con secciones fisuradas se basa en modificar la matriz de rigidez de la estructura incorporando las pérdidas de rigidez de los elementos debidas a las fisuras. Sin embargo, la aplicación de este método requiere disponer de la expresión de los factores de intensidad de tensiones de los elementos afectados.

En un trabajo anterior publicado en estos Anales [3] los autores desarrollaron un procedimiento para el análisis estructural de vigas fisuradas aplicable a cualquier sistema de carga y condiciones de sustentación. La base de dicho procedimiento era la introducción de dos funciones de flexibilidad, a flexión y a cortante, dependientes del

tamaño de fisura y propias de la sección transversal considerada. Estas funciones se determinaban numéricamente a partir de las soluciones de tensiones normales y cortantes que la teoría de Resistencia de Materiales establece para la sección, y se incorporaban en los teoremas de Mohr para la determinación de las reacciones hiperestáticas, las leyes de esfuerzos y los movimientos de la viga.

Como se demuestra en este trabajo, las funciones de flexibilidad de la sección permiten también determinar los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} en una viga fisurada. A partir de dichas funciones se obtienen expresiones de los factores en función del momento flector y del esfuerzo cortante a que se encuentra sometida la sección fisurada, con lo cual, calculando esos esfuerzos mediante los teoremas de Mohr y las propias funciones de flexibilidad, resulta posible determinar los valores de los factores de intensidad de tensiones de la viga.

Siguiendo este método, en el presente trabajo se obtienen las funciones de flexibilidad de una sección en T y se resuelve el caso de una viga con esa sección y sustentación hiperestática. Para contrastar los resultados se resuelve el mismo caso mediante la modelización tridimensional de la viga por elementos finitos, determinándose los factores de intensidad de tensiones a partir de los desplazamientos de las caras de la fisura.

2. FORMULACION DEL METODO

En Resistencia de Materiales, las causas que originan efectos locales en una viga (cargas concentradas, rótulas, apoyos) son tratadas como singularidades que dan lugar a discontinuidades en las leyes de momentos flectores, esfuerzos cortantes, giros o flechas. Este planteamiento puede hacerse extensivo al caso de vigas fisuradas admitiendo que el efecto de la fisura se concentra en la sección afectada y que produce una discontinuidad en la elástica y en su pendiente. Para aislar los efectos de la fisura y evaluarlos como discontinuidades de giros y flechas, el principio de superposición, aplicado como indi-

ca la figura 1, resulta particularmente útil.

Las tensiones y deformaciones debidas al esfuerzo cortante y al momento flector en la zona de influencia de la sección fisurada son el resultado de la combinación de tres estados de carga: el estado (0), correspondiente a los mismos esfuerzos actuando en ausencia de fisura, y los estados (1) y (2), en los cuales actúan sobre las caras de la fisura, como acciones externas, tensiones iguales y opuestas a las que se transmiten en el estado 0 a través del área ocupada por la fisura. Las tensiones del estado 1 son las normales al área y las del estado 2 las tangenciales. Las distribuciones de ambas pueden expresarse mediante conocidas fórmulas de Resistencia de Materiales.

Las deformaciones que producen los estados de carga 1 y 2 se concentran en la zona de influencia de la fisura. Fuera de ella, cada uno de los dos lados en que queda dividida la viga por la sección fisurada, se comporta como un sólido rígido. Por consiguiente, la deformación de la viga debida a los estados 1 y 2 sería el movimiento de sólido rígido de un lado respecto al otro si se prescinde de la longitud de esa zona. En el estado 1 las cargas son simétricas respecto a la sección fisurada por lo que dicho movimiento sólo puede ser un giro. Por el contrario, en el estado 2 son antisimétricas y el movimiento es una traslación perpendicular a la dirección longitudinal de la viga.

Estos dos movimientos relativos de sólido rígido entre los dos lados de la viga se añaden a los que se generarían a lo largo de la viga en ausencia de fisura por efecto de los esfuerzos a que está sometida, y en consecuencia representan una discontinuidad de giros y de flechas que se produce en la sección fisurada. Los valores respectivos, Θ y V , de ambos movimientos son proporcionales al momento flector M y al esfuerzo cortante Q , por tratarse de un problema de elasticidad lineal y ser las cargas que dan lugar a los movimientos, tensiones causadas por dichos esfuerzos. Por lo tanto, si θ y v representan el giro y la flecha a lo largo de la viga, en la sección fisurada se tiene:

$$\Delta\theta \equiv \Theta = C_m M \quad (1)$$

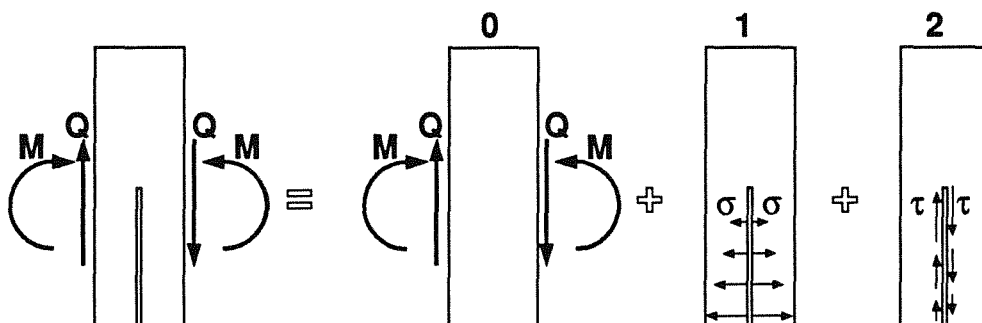


Fig.1. Separación de los efectos de la fisura mediante la aplicación del principio de superposición.

$$\Delta v \equiv V = C_q Q \tag{2}$$

Los factores de proporcionalidad C_m y C_q son funciones dependientes de la profundidad de fisura, específicas para cada sección. Puesto que establecen la proporcionalidad entre cargas y movimientos, tienen el carácter de funciones de flexibilidad de la sección, a flexión y a cortante, respectivamente. No obstante, es preferible definir como tales las funciones adimensionales $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ que permiten expresar C_m y C_q de la forma:

$$C_m = \frac{W}{EI} m\left(\frac{a}{W}\right) \tag{3}$$

$$C_q = \frac{W}{EA} q\left(\frac{a}{W}\right) \tag{4}$$

donde W es la altura de la sección, I el momento de inercia respecto al eje neutro, A el área, E el módulo de elasticidad y a la profundidad de la fisura (figura 2).

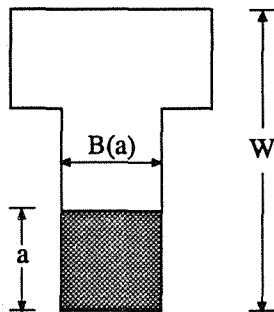


Fig. 2. Variables geométricas de una sección.

La deformación que adquiere la fisura bajo los estados de carga 1 y 2 corresponde respectivamente a los modos de sollicitación I y II, debido a la simetría y antisimetría de carga. Las ecuaciones (1) y (2) permiten obtener las expresiones de los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} en función del momento flector y del esfuerzo cortante en la sección fisurada. A partir de dichas ecuaciones se puede calcular la tasa de liberación de energía G y con ella el factor de intensidad de tensiones (véase por ejemplo la referencia [4]):

$$K_I = \sqrt{EG} = \sqrt{\frac{EM}{2B(a)} \left(\frac{\partial \Theta}{\partial a}\right)_M} = M \sqrt{\frac{m'(a/W)}{2IB(a)}} \tag{5}$$

$$K_{II} = \sqrt{EG} = \sqrt{\frac{EQ}{2B(a)} \left(\frac{\partial V}{\partial a}\right)_Q} = Q \sqrt{\frac{q'(a/W)}{2AB(a)}} \tag{6}$$

siendo $B(a)$ la anchura de la sección a la altura a (figura 2), y $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ las derivadas de las funciones $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$.

Los factores de intensidad de tensiones pueden calcularse mediante las ecuaciones (5) y (6) cuando se conocen los

valores del momento flector M y del esfuerzo cortante Q . Si la viga es isostática el cálculo de esos esfuerzos es inmediato, pero en una viga hiperestática han de ser calculados mediante ecuaciones de compatibilidad de flechas y giros que deben incluir las contribuciones de la sección fisurada. Para ello basta relacionar movimientos aplicando los teoremas de Mohr y añadiendo las cantidades Θ y V dadas por las ecuaciones por (1) y (2) como incrementos locales de giros y flechas. Por consiguiente, con la introducción de las funciones de flexibilidad, el problema puede ser completamente resuelto en el contexto de Resistencia de Materiales.

3. FUNCIONES DE FLEXIBILIDAD PARA UNA SECCION EN T.

Como aplicación del método se han determinado las funciones $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ de la sección en T representada en la figura 3. Para ello se ha resuelto numéricamente el caso de una viga con la sección de la figura 3, sometida a los estados de carga 1 y 2 para los valores unidad del momento M y la fuerza Q (figura 1), y con diferentes profundidades de fisura. Las flexibilidades C_m y C_q correspondientes a cada profundidad de fisura se han obtenido a través de los campos de desplazamientos de la viga debidos a los estados de carga 1 y 2. Los campos del estado 1 permiten conocer los valores del giro Θ cuando el momento M es la unidad, es decir, las flexibilidades C_m según la ecuación (1). Análogamente, los campos del estado 2 proporcionan los valores de la traslación V y con ellos las flexibilidades C_q .

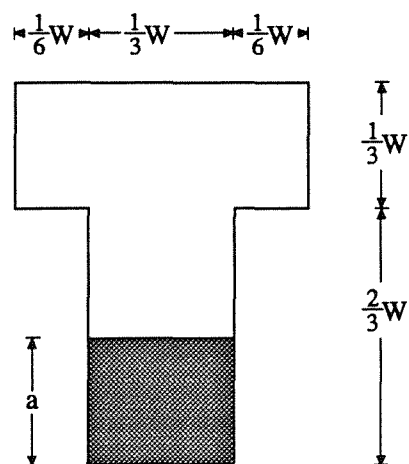


Fig. 3. Sección en T elegida para aplicar el método.

Para cada estado de carga se han resuelto los casos correspondientes a las catorce profundidades de fisura múltiples de $W/15$. Por lo tanto, en diez de ellos la fisura afectaba al alma de la viga y en los cuatro restantes a todo el alma y a parte del ala. La solución numérica se ha obtenido mediante el programa de elementos finitos ABAQUS [5], utilizando una malla tridimensional de

996 elementos y 4810 nodos para representar la cuarta parte de la viga, dado que es simétrica respecto a dos planos perpendiculares. La longitud de viga considerada en los cálculos ha sido la altura de la sección multiplicada por diez, muy superior a las dimensiones de la zona de influencia de la fisura.

Toda la viga se ha modelizado con elementos cuadráticos convencionales de 20 nodos, a excepción de las zonas de transición y del anillo contiguo al frente de la fisura que se han resuelto con elementos de 15 nodos, convencionales en el primer caso y con los nodos intermedios situados a 1/4 de la longitud del lado en el segundo, con objeto de reproducir el campo local de desplazamientos que origina la fisura.

Para generar las mallas y las cargas correspondientes a los diferentes tamaños de fisura se ha elaborado un programa de ordenador que construye automáticamente dichas mallas y calcula e impone las cargas a aplicar en función de la posición del frente de la fisura. Para ello emplea dos mallas fijas, la primera de la zona contigua al frente y la segunda de la viga no fisurada, ambas perfectamente compatibles para todas los tamaños de fisura previstos. El programa elimina los nodos y elementos de la segunda malla situados en la zona que debe ocupar la primera y los sustituye por los de ésta. Las fuerzas nodales a aplicar las calcula integrando las funciones de forma de los elementos [6] a partir de las tensiones de Resistencia de Materiales. La verificación del programa se ha efectuado de forma global, empleándolo para obtener las funciones de flexibilidad de la sección rectangular que habían sido obtenidas anteriormente [3] mediante mallas bidimensionales y sin procedimiento automatizado. Las diferencias no superaron en ningún caso el 1%.

La figura 4 ilustra el tipo de resultados obtenidos en los diferentes casos resueltos, así como la forma de utilizarlos para determinar las funciones de flexibilidad. La profundidad de fisura de la viga representada en la figura es 0,4 veces la altura W de la sección. La representación se ha realizado a partir de los valores numéricos de los cam-

pos de desplazamientos correspondientes a cada uno de los estados de carga considerados.

Como se aprecia en la figura, la deformación afecta únicamente a una región de la viga situada a ambos lados de la sección fisurada, pero de mínima extensión. El resto de la viga no experimenta deformación, lo que ha permitido obtener el valor de las funciones de flexibilidad a través del movimiento relativo entre las dos partes rígidas que separa la sección fisurada. Como ya se ha indicado, el giro Θ que se produce para el estado de carga correspondiente al modo I de sollicitación es la flexibilidad C_m , y la traslación V del modo II de sollicitación es C_q .

Los casos restantes muestran resultados similares y confirman la validez de la hipótesis admitida respecto al tamaño de la zona de influencia de la fisura. En conjunto demuestran que los estados de carga 1 y 2 no producen deformaciones en las secciones separadas de la fisura por una distancia superior a la mitad de la altura de la sección. Este dato no sólo indica que dicha zona de influencia no sólo es pequeña en relación con la longitud de una viga, sino comparable a la de un apoyo o una carga puntual. Por consiguiente, la hipótesis de suponerla despreciable está en consonancia con las de la teoría de Resistencia de Materiales.

Los valores de las funciones de flexibilidad $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ obtenidos del modo descrito han sido tabulados, construyéndose con ellos la tabla 1. Sin embargo, en lugar de tablas, sería deseable disponer de expresiones analíticas que definieran esas funciones, ya que tales expresiones facilitarían la utilización de las funciones para aplicar las ecuaciones (1) y (2) en los teoremas de Mohr, y sobre todo para obtener los factores de intensidad de tensiones mediante las ecuaciones (5) y (6), donde las funciones $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ intervienen a través de sus derivadas. Mediante un ajuste por mínimos cuadrados es posible encontrar funciones polinómicas que se adapten a los valores de la tabla 1, pero se consiguen mejores resultados adoptando funciones tipo que reproduzcan de antemano el comportamiento de las funciones $m(\cdot)$ y $q(\cdot)$ en los límites del intervalo donde están definidas, es decir, cuando tienden a

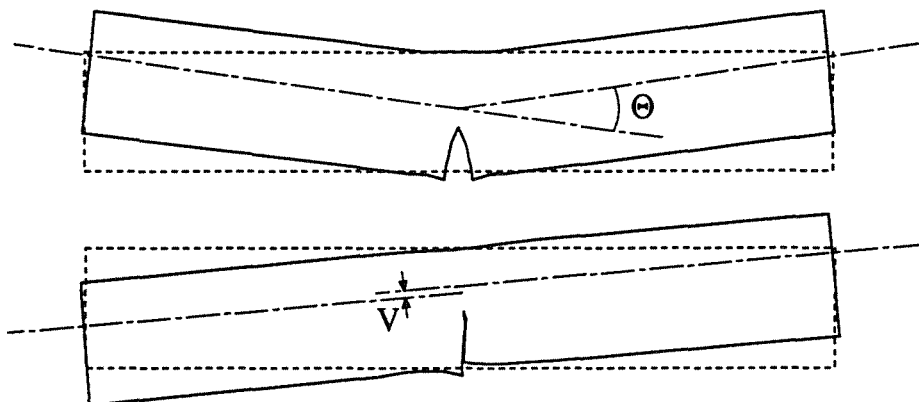


Fig.4. Deformaciones de una viga fisurada bajo los modos de sollicitación I y II.

cero bien la profundidad de la fisura, bien la longitud del ligamento resistente.

Tabla 1. Valores de las funciones $m(a/W)$ y $q(a/W)$ determinados numéricamente.

a/W	m(a/w)	q(a/W)
0,666	0,043987	0,00035681
0,133	0,18024	0,0061293
0,200	0,41038	0,030103
0,266	0,74983	0,090189
0,333	1,2282	0,20679
0,400	1,8931	0,45986
0,466	2,8178	0,89735
0,533	4,1105	1,5401
0,600	5,9161	2,4076
0,666	8,7512	3,5742
0,733	12,448	4,1930
0,800	21,698	5,2703
0,866	48,024	6,7378
0,933	184,66	9,1535

Los casos analizados en la referencia [7] demuestran que si la longitud de la fisura o la del ligamento son mucho menores que las demás dimensiones, el factor de intensidad de tensiones, tanto en modo I como en modo II, es una función potencial de esa longitudes, con exponente 1/2 en el caso de la longitud de la fisura y con exponente -3/2 en el del ligamento. Uniendo este dato a las relaciones existentes entre dichos factores y las funciones de flexibilidad, dadas por las ecuaciones (5) y (6), se concluye que las flexibilidades C_m y C_q son proporcionales a a^2 y a $(W-a)^2$ cuando las dimensiones a y $W-a$ tienden a cero, respectivamente. En consecuencia, las funciones $m(x)$ y $q(x)$ han de ser proporcionales a x^2 para x tendiendo a cero y a $(1-x)^2$ para x tendiendo a uno. Estas conclusiones sugieren aproximaciones del tipo:

$$m(x) = \left(\frac{x}{1-x}\right)^2 P_m(x) \tag{7}$$

$$q(x) = \left(\frac{x}{1-x}\right)^2 P_q(x) \tag{8}$$

en las cuales $P_m(x)$ y $P_q(x)$ representan polinomios. Si se realiza un ajuste por mínimos cuadrados con los valores de la tabla 1 empleando polinomios de cuarto grado, se obtienen los resultados de la figura 5, donde se han representado las parejas de valores de la tabla 1 junto con los polinomios $P_m(x)$ y $P_q(x)$ de mejor ajuste. La frontera de separación entre el alma y el ala, que corresponde al valor $x = 2/3$, está indicada en la figura.

Con los polinomios de la figura 5, las expresiones analíticas de las funciones de flexibilidad para la sección en T de la figura 3 son:

$$m(x) = \left(\frac{x}{1-x}\right)^2 [11,691x^4 - 26,289x^3 + 27,251x^2 - 27,747x + 10,004] \tag{9}$$

$$q(x) = \left(\frac{x}{1-x}\right)^2 [24,03x^4 - 46,976x^3 + 23,989x^2 - 1,004x + 0,00278] \tag{10}$$

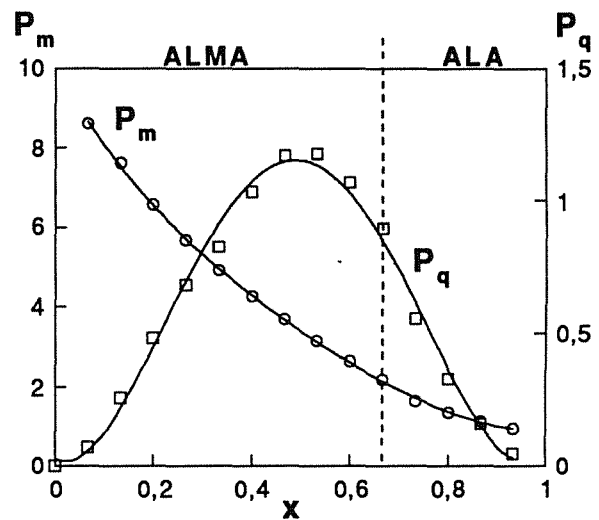


Fig. 5. Polinomios para las funciones de flexibilidad de la sección en T.

Los valores representados en la figura 5 no muestran el cambio de tendencia que en principio cabría esperar al pasar la fisura del alma al ala. Por ello no ha sido necesario emplear distintos polinomios de ajuste para cada una de esas regiones. Con una mayor diferencia de anchura entre el alma y el ala posiblemente se hubieran requerido dos polinomios para cada función de flexibilidad.

4. ANALISIS DE UNA VIGA FISURADA CON SECCION EN T

Para evaluar el grado de aproximación que permite obtener el método propuesto, se ha resuelto un mismo caso mediante las funciones de flexibilidad y mediante elementos finitos. El caso elegido es el de una viga con la sección de la figura 3, longitud diez veces la altura de la sección y los dos extremos empotrados. La fisura tiene una profundidad igual al 60% del alma y se encuentra en la sección central. El sistema de cargas está constituido por una carga puntual aplicada en el punto medio entre

el empotramiento y la sección fisurada (figura 6).

Para la resolución numérica del problema se ha utilizado una malla de elementos finitos compuesta por 1024 elementos y 10375 nodos, muy similar a la empleada para determinar las funciones de flexibilidad de la sección. En particular el entorno de la fisura se ha representado en ambos casos con la misma malla.

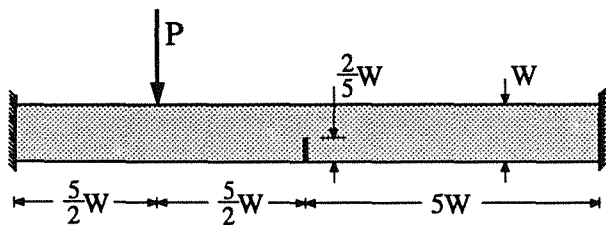


Fig. 6. Viga con sección en T elegida para calcular los factores de intensidad de tensiones.

Con los valores de los desplazamientos y de las fuerzas nodales que proporciona el método de los elementos finitos se han determinado los esfuerzos en la sección fisurada y los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} . La determinación de estos últimos se ha realizado a partir de los desplazamientos de los nodos de las caras de la fisura más cercanos al frente y situados en el plano longitudinal de simetría de la viga. De acuerdo con la singularidad de tensiones que produce la fisura, la variación de dichos desplazamientos con la distancia r al frente viene dada por:

$$u_x = \sqrt{\frac{8}{\pi r}} \frac{K_{II}}{E} \tag{11}$$

$$u_y = \sqrt{\frac{8}{\pi r}} \frac{K_I}{E} \tag{12}$$

donde u_x es el desplazamiento paralelo al plano de la fisura y u_y el perpendicular.(figura 7).

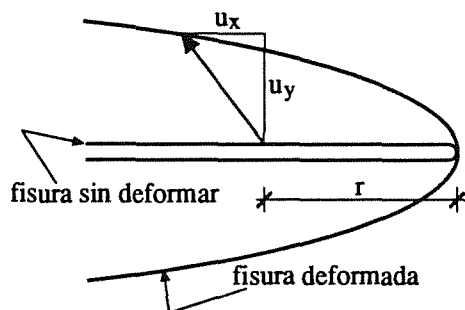


Fig. 7. Desplazamientos de las caras de la fisura.

En la figura 8 se han representado los desplazamientos u_x y u_y frente a la raíz cuadrada de la distancia r , resultando sendas líneas rectas, en concordancia con las ecuaciones (11) y (12). Las pendientes de estas rectas propor-

cionan los valores de los factores de intensidad de tensiones.

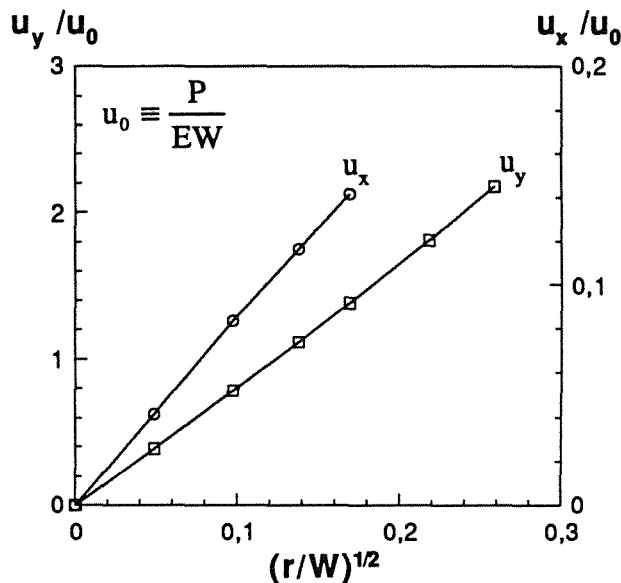


Fig. 8. Determinación de los factores de intensidad de tensiones a partir de los desplazamientos.

La resolución del caso elegido mediante el método de las funciones de flexibilidad es un simple ejercicio de Resistencia de Materiales. Para determinar la reacción y el momento en uno de los empotramientos basta expresar que no hay movimientos relativos entre los extremos de la viga, aplicando para ello los teoremas de Mohr con la inclusión de los incrementos locales del giro y la flecha debidos a la sección fisurada. Una vez halladas las reacciones se calculan el momento flector M y el esfuerzo cortante Q en dicha sección, y finalmente se obtiene el valor de los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} aplicando las ecuaciones (5) y (6) con las funciones de flexibilidad (9) y (10). En la tabla 2 aparecen los valores M , Q K_I y K_{II} obtenidos por ambos métodos.

Tabla 2. Resultados obtenidos en la resolución del caso de la figura 8.

	Funciones de flexibilidad	Elementos finitos
M	0,2628 PW	0,2669 PW
Q	0,1562 P	0,1592 P
K_I	5,6191 PW ^{-3/2}	5,5466 PW ^{-3/2}
K_{II}	0,6266 PW ^{-3/2}	0,5269 PW ^{-3/2}

Los valores de la tabla difieren en menos de un 2% en cuanto a los esfuerzos y al factor de intensidad de tensiones K_I , y en un 16 % en el caso del factor K_{II} . Estas diferencias indican que los valores de los esfuerzos y de los factores en modo I obtenidos con el método de las funciones de flexibilidad son una aproximación excelente y

los de los factores en modo II una buena estimación. Este resultado es lógico teniendo en cuenta que las soluciones de Resistencia de Materiales para las tensiones cortantes son menos exactas que las de tensiones normales.

5. CONCLUSIONES

Como ya ocurriera con el caso de la sección rectangular, resuelto en [3], los datos de la tabla 2 confirman las expectativas del método de las funciones de flexibilidad para el análisis de vigas fisuradas y ponen de relieve las posibilidades que ofrece. Las diferencias en cuanto a resultados respecto a un cálculo refinado por elementos finitos son mínimas si se tienen en cuenta la simplicidad, rapidez y coste de aplicación. Por otra parte, las diferencias son similares a los que se obtendrían calculando una viga no fisurada por Resistencia de Materiales y por elementos finitos. Como ventaja adicional cabe señalar que el método de las funciones de flexibilidad es compatible con los métodos matriciales de análisis de estructuras lineales, ya que la sección fisurada puede contemplarse como un elemento de la estructura de longitud nula y rigidez dada por las ecuaciones (1) y (2).

La aplicación del método requiere determinar numéricamente las funciones de flexibilidad adimensionales $m(x)$ y $q(x)$, pero estas funciones son características de cada tipo de sección, y sólo han de ser calculadas una vez.

Con el método propuesto resulta más fácil abordar problemas típicos de la Mecánica de Fractura en el caso de vigas o estructuras lineales, ya que permite determinar los factores de intensidad de tensiones, imprescindibles para prevenir roturas frágiles o para predecir el crecimiento de fisuras de fatiga. Mediante las funciones de flexibilidad los factores de intensidad de tensiones pueden ser determinados tanto en estructuras isostáticas como hiperestáticas.

6. REFERENCIAS

- [1] Rolfe, S.T. y Barsom, J.M. "Fracture and Fatigue Control in Structures", Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, U.S.A. (1977).
- [2] El-Haddad, M.H., Ramadam, O.M. y Bazaraa, A.R., "Analysis of frames containing cracks and resting on elastic foundations", *Int. J. Frac.*, 45, pp 81-102 (1990).
- [3] Valiente, A., Elices, M. y Ustáriz, F., "Determinación de esfuerzos y movimientos en estructuras lineales con secciones fisuradas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 7, pp 272-277 (1990).
- [4] Elices, M. "Mecánica de la Fractura", Publicaciones E.T.S. Ing. Caminos, Madrid (1993).
- [5] Hibbitt, H.D., Karlsson B.I. y Sorensen, E.P. "ABAQUS User's Manual" Versión 5.2 (1992).
- [6] Zienkiewicz, O.C. y Taylor R.L., "The Finite Element Method", McGraw-Hill, (1989).
- [7] Benthem, J.P. y Koiter, W.T. "Asymptotic Approximations to Cracks Problems" en *Mechanics of Fracture I*, G.C. Sih, ed., pp 131-170, Noordhoff International Publishing, Leyden, Holanda (1973).

DETECCION DE PROCESOS DE FRACTURA EN LAMINADOS PLASTICOS REFORZADOS CON FIBRA POR METODOS DE EMISION ACUSTICA

C. Fernández, P. Bilbao

GAIKER

Area de Materiales

Parque Tecnológico, Ed. 202 48016 Zamudio

Resumen. Se describen a continuación dos casos en los cuales la emisión acústica se ha empleado con notable éxito para la determinación de los procesos de fractura que tienen lugar en materiales compuestos de matriz plástica. El primero de tales casos incluye una definición de la secuencia de fractura que se produce en laminados de poliéster tipo CSM, con caracterización del efecto de diversas variables de proceso, como contenido en fibra, tipo de refuerzo o aglutinantes de la fibra, en el patrón acústico obtenido. El segundo de los casos presentados muestra como por emisión acústica se pueden detectar presiones máximas de operación de tubos, efectos de envejecimiento en los mismos e incluso zona donde comienzan los procesos de fractura.

Abstract. This paper describes two cases where the acoustic emission has been used with remarkable success for determination of the fracture processes taking place in plastic matrix composite materials. The first of these cases includes a definition of the fracture sequence observed in CSM-type polyester laminates, plus a characterization of the effects of different process parameters, such as fibre content, type of reinforcement or fibre sizing, in the acoustic pattern obtained. The second case shows the usefulness of acoustic emission to detect maximum operating pressures in pipes of tubes, aging effects and even regions where fracture processes start.

1. INTRODUCCION

Uno de los campos de más futuro dentro de los sistemas de plásticos reforzados es el de la optimización de las propiedades mecánicas de este tipo de materiales. Obviamente, un requerimiento indispensable para todo desarrollo en este sentido será un conocimiento profundo de los procesos de fractura que tienen lugar en este tipo de sistemas, así como de la influencia de los diversos factores de procesado en la secuencia y magnitud de los mismos. Debido a la misma naturaleza de la emisión acústica donde señales, no introducidas desde el exterior, sino producidas por la misma muestra al evolucionar en los distintos estadios de la fractura, son recogidas y analizadas, resulta lógico pensar que este método puede ser ideal para el estudio de los procesos de microfractura en materiales compuestos de matriz polimérica.

Del mismo modo, y dado que la emisión acústica permite una detección muy temprana de las primeras fracturas significativas que se producen en un laminado plástico reforzado con fibra, esta técnica proporcionará una indicación fiable de los límites de utilidad reales de

las estructuras composite, evitando innecesarios sobredimensionamientos.

Por otra parte, la capacidad de detección de estas primeras fracturas proporcionada por la emisión acústica permite la optimización de propiedades mecánicas para estructuras plásticas reforzadas, en base a definir de modo preciso el efecto de las diversas variables de procesado en el comportamiento mecánico de tales estructuras.

2. CORRELACION ENTRE LOS PROCESOS DE FRACTURA EN LAMINADOS CSM Y SUS PATRONES ACUSTICOS

Se describen seguidamente las conclusiones obtenidas en cuanto a la correlación entre las señales recogidas en el analizador acústico y los procesos de fractura que tienen lugar en ensayos de tracción de composites de poliéster reforzado con fibras de hilos cortados, así como los

resultados del análisis de muestras con distinto contenido en fibra y de laminados con distinto tipo de fieltros de refuerzo. También fué brevemente estudiada la influencia del postcurado en el patrón acústico detectado.

Procedimiento

Los laminados necesarios fueron construídos a mano sobre placas de vidrio, usando una resina ortoftálica Syntes AB G-191, utilizando como refuerzo fieltro de hilos cortados Scandinavian Glassfiber Mk 10 B, un fieltro de vidrio E con silano y PVAc como encolado de los haces, y poliéster de alto peso molecular como aglutinante de fieltro. Los contenidos de fibra utilizados fueron 9%, 18%, 27% y 36% en volumen, postcurándose a 75 grados durante 4 tiempos diferentes, como son 0, 3, 6 y 12 horas. También se construyeron y analizaron muestras de la misma resina con refuerzos Scandinavian Glassfiber Mk 22 (encolado de silano y epoxi, aglutinante de poliéster), M 4018 (semejante a Mk 10 B, pero con mayor número de tex), Mk 10 AA (semejante a Mk 10 B, pero con un porcentaje doble de aglutinante), y Mk 12 (encolado de silano y PVAc, emulsión de PVAc como aglutinante).

Para la evaluación de los laminados se usaron ensayos de tracción combinados con monitorización de la emisión acústica y de la transmisión de luz a través de la muestra. Los especímenes fueron cortados en forma rectangular y reforzados en sus extremos con piezas de aluminio encoladas. Las dimensiones de la muestra entre los refuerzos fueron 170 mm x 12 mm x 2 mm. Todas ellas fueron ensayadas en una máquina Instron a una velocidad de 0.2 mm/min. Los parámetros acústicos fueron medidos usando un transductor Dunegan-Endevco S 9204, con una ampliación total de 80 dB, de los cuales 40 pertenecen al preamplificador. El umbral seleccionado fue de 29 dB.

Resultados

Todas las curvas acústicas obtenidas presentan tres zonas bien definidas para la iniciación y crecimiento de la fractura durante ensayos de tracción.

a) Región de desenlace:

Comienza en este caso desde aproximadamente 0.25% de deformación, y se caracteriza por un cierto número de sucesos de baja energía. En esta zona se producen pequeñas pérdidas de contacto entre la matriz y la fibra, en el interior de los haces de fibra.

b) Fractura en el interior de los haces:

Comienza en este caso sobre el 0.5% de deformación. En esta zona, los desenlaces pequeños coalescen

formando fracturas que avanzan en la matriz interior del haz de fibras. Esta región se define por una energía por unidad de tiempo constante o incluso decreciente, y por un decrecimiento máximo de la intensidad de luz transmitida. Será también en esta zona donde aparece la desviación del comportamiento lineal en las propiedades mecánicas del sistema.

c) Fractura dentro de la matriz:

Comienza en este caso desde aproximadamente el 1.3% de deformación, y acaba en el punto de fractura total. En esta zona, la fractura penetra desde los haces de fibras al interior de la matriz no reforzada, hasta que es detenida en una zona rica en fibras o hasta que tiene lugar la fractura catastrófica. Esta región se caracteriza por un incremento de la energía por unidad de tiempo. Los cambios en la transmisión de luz no son tan importantes como en el caso precedente, lo cual indica que las superficies involucradas en la fractura son mucho más pequeñas que en la segunda zona de fractura, si bien en esta última zona, la longitud de una rotura individual es mucho mayor que en la anterior.

Las curvas de emisión acústica obtenidas se pueden descomponer en tres cuasi-gaussianas independientes, lo cual indica la probable existencia de una componente aleatoria en el proceso, cuyas magnitudes y posiciones relativas dependerán del laminado concreto de que se trate.

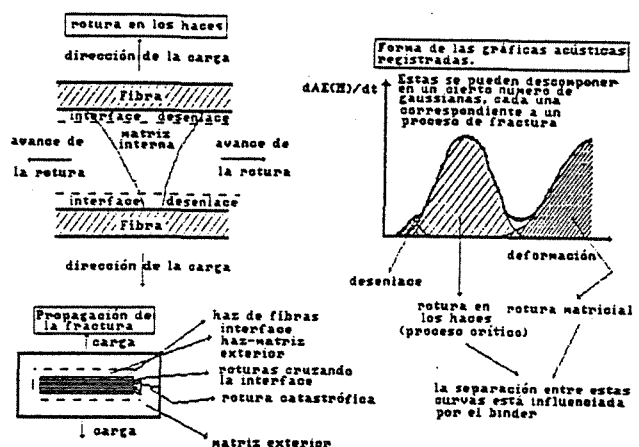


Fig. 1. Correlación entre la emisión acústica y los procesos de fractura en laminados CSM

En una segunda fase, los métodos de análisis acústico descritos se aplicaron al análisis de los cambios en los procesos de fractura obtenidos con las diferentes variables introducidas durante la producción de laminados.

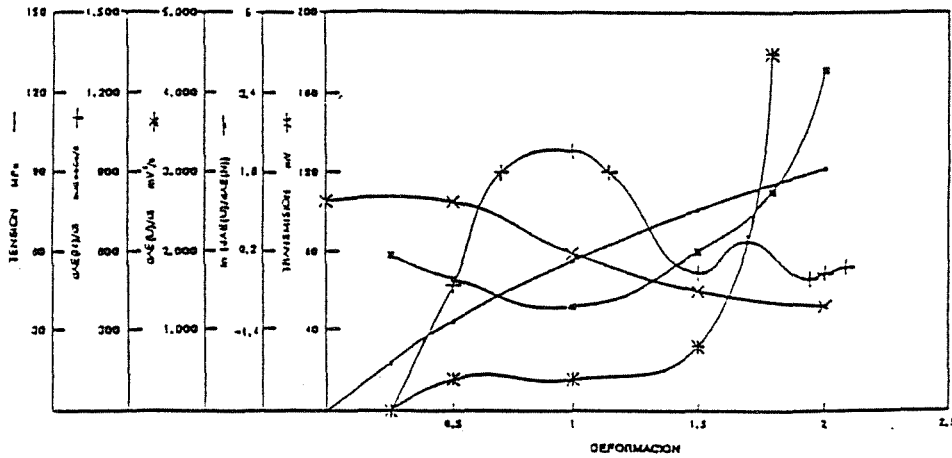


Fig. 2. Modelo de gráfica de emisión acústica obtenida para composite CSM (Syntes G-191, Mk 10 B, 25% v/v)

Los estudios realizados sobre la influencia de distintos parámetros del refuerzo, como encolado, aglutinante, cantidad del mismo y otros, han mostrado resultados muy prometedores, con baja dispersión de datos y generando patrones fácilmente reconocibles.

Se vió así, por ejemplo, que un fieltro aglutinado por PVAc (tipo Mk 12) sufría una fractura más rápida en los haces que la aglutinada por poliéster (tipo Mk 10 B), perdiendo por tanto su linealidad más rápidamente y teniendo un menor rango válido de uso. En este tipo de muestras aglutinadas por PVAc, la transmisión de la fractura entre los haces de fibra y la matriz es muy lenta, lo cual quiere decir que tiene un intervalo muy amplio desde la zona donde está ya dañada críticamente hasta la fractura final. Esto se debe a una ductilización de la matriz por la inhibición del curado del poliéster en

presencia de este tipo de emulsiones, inhibición también comprobada en la práctica con otros medios. Se observó así mismo que refuerzos con mayor número de tex (tipo M 4018, en comparación con Mk 10 B) retrasaban el comienzo de los daños críticos, pero, en contrapartida, eran más sensibles a defectos de laminación ya que permitían un espacio más amplio de matriz no reforzada entre dos zonas de alto contenido en fibra. Una de las conclusiones relevantes obtenidas fue la observación de las amplias posibilidades de las composites reforzadas con fieltros encolados con silano y epoxi (tipo Mk 22), que podían resistir sin daños críticos de 2 a 2.5 veces más deformación que las compuestas de fieltros más comunes con encolados de silano y PVAc. El uso de este tipo de refuerzos con encolado silano-epoxi sería una manera muy barata de mejorar en gran medida las propiedades mecánicas de la composite.

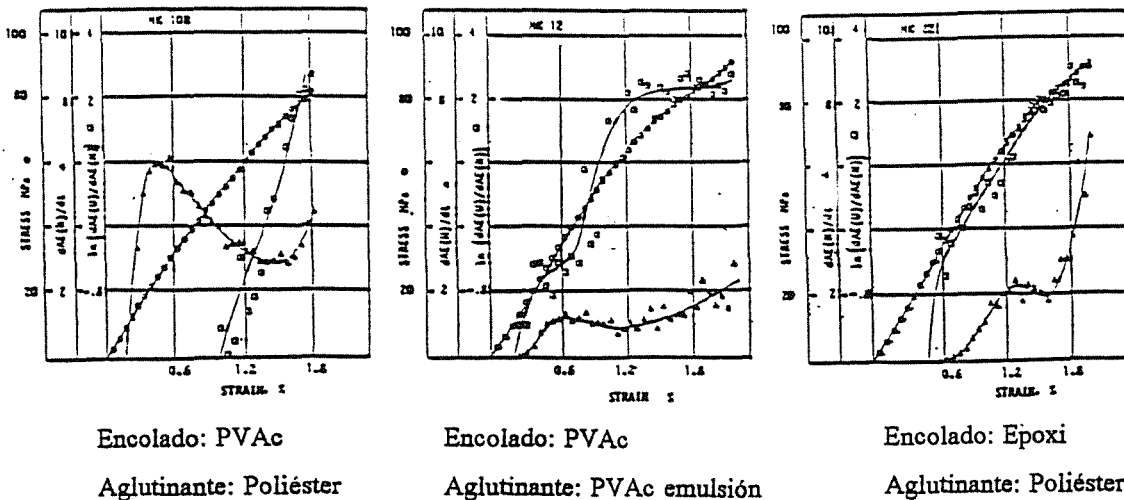


Fig. 3. Patrones acústicos para diversos laminados:

EFECTO DEL TIPO DE REFUERZO

Con respecto a los laminados con diferente cantidad de refuerzo, los resultados obtenidos muestran que para todos los materiales postcurados el patrón acústico es virtualmente el mismo, con zonas de fractura localizadas en los mismos puntos y formas semejantes, sin más que tener en cuenta un factor de escala, por ser la emisión acústica un fenómeno de bloque.

En todos los casos, el número de sucesos por unidad de tiempo se incrementa lentamente por encima de 0.2% de deformación hasta 0.3-0.4%. Los procesos en esta región se supone están relacionados con desenlaces pequeños en los haces de fibras. En la siguiente zona, la región de roturas grandes dentro del haz, se observa un máximo de la curva de sucesos por unidad de tiempo hacia 0.8% de deformación, seguido de un notable decrecimiento. En la mayor parte de las curvas se puede observar un mínimo muy agudo en el número de sucesos a aproximadamente 1.3% de deformación. Este mínimo coincide con el comienzo del incremento continuo de la energía por unidad de tiempo. Este será el punto donde el mecanismo de rotura en los haces de fibra estará saturado, y, desde ese momento, el mecanismo de fractura más importante será la rotura en gran escala de las zonas ricas en resina. A una deformación de 1.3%, las muestras con bajo contenido en fibra se rompen, mientras que, para las demás, los procesos parciales de fractura continúan más allá, generando sucesos de alta energía.

La energía por unidad de tiempo alcanza un máximo a 0.5% de deformación, lo que define el final de la predominancia de la región de desenlaces pequeños en las fibras. En este punto, la muestra comienza a perder transparencia, y su módulo decrece. A partir de este momento, la energía por unidad de tiempo permanece más o menos constante, o incluso decrece ligeramente hasta 1.3% de deformación, punto que coincide con el mínimo en la gráfica de sucesos por unidad de tiempo, y que marca el final de la región de fracturas dentro de los haces, tras de lo cual se incrementa de nuevo. Este incremento de la energía por unidad de tiempo señala el comienzo de la tercera región de fractura, la rotura en la región exterior rica en matriz. El incremento de la energía observado es más agudo para los contenidos en fibra inferiores, y, en muchos casos, el decrecimiento del módulo de elasticidad con la deformación disminuye en esta zona.

Los sistemas no postcurados siguen tendencias similares a las ya descritas, aunque presentan alguna peculiaridad que puede ser imputada a la mayor ductilidad de la matriz en comparación con la presente en laminados postcurados. Entre las peculiaridades observadas, cabe destacar un pequeño retraso en el punto de inicio de los sucesos y en los máximos y mínimos de las curvas acústicas, así como un menor número de señales.

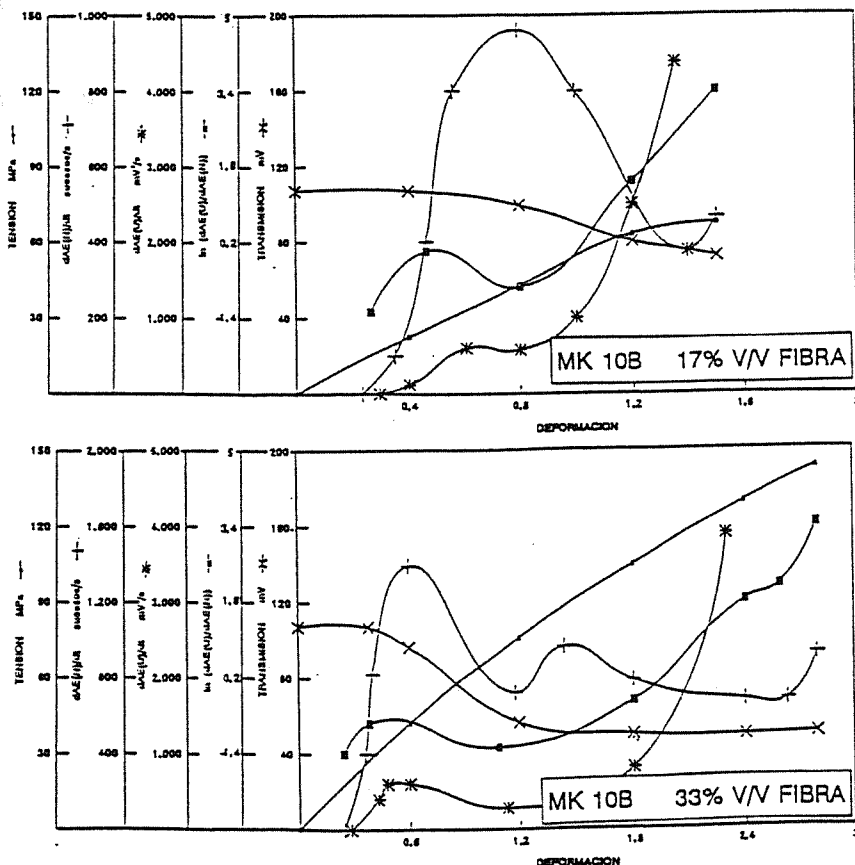


Fig. 4. Patrones acústicos para diversos laminados:

EFEECTO DE LA PROPORCION DE REFUERZO

En conclusión, se ha observado que la emisión acústica tiene una gran potencia como método para la definición de las zonas de fractura en materiales composites. Se propone así mismo que la zona de fractura larga dentro de los haces de fibra (en las muestras de referencia, entre el 0.5% y el 1.3% de deformación) es la zona de daño crítico, como puede verse por el máximo decremento de la luz transmitida y por el hecho de que la velocidad de decrecimiento del módulo con la deformación es máxima. Según ésto en ensayos de campo se debería siempre buscar que los procesos de fractura que haya podido sufrir la muestra no hayan alcanzado este estadio.

En base a los resultados obtenidos, resulta que un incremento en el contenido de fibra afecta solamente a la región final de fractura (rotura en la zona rica en matriz), excepto por un factor de escala en el número de señales registradas. Así, el daño detectable por emisión acústica aparecerá en ensayos mecánicos a la misma deformación para el mismo sistema resina-refuerzo, independientemente de su contenido en fibra. Los resultados obtenidos indican también la existencia de una relación entre el principio de los daños críticos, la región de fractura dentro de los haces de fibra y la curva de energía por unidad de tiempo frente a deformación. Esta relación puede ser de gran importancia para una mejor definición del criterio aceptación-rechazo en ensayos de campo.

3. ANALISIS POR EMISION ACUSTICA DE TUBOS DE OPERACION A ALTA PRESION

Se analizaron por emisión acústica dos tipos diferentes de tubo de operación a alta presión, tratándose en un primer momento de evaluar cual era la presión máxima que podrían soportar sin que hubiera daños estructurales en el sistema. Uno de los tubos había sido manufacturado en poliéster-fibra de vidrio por enrollamiento, y con su capa más interna de tejido de malla muy cerrada. El segundo tubo, destinado a reemplazar al anterior, está fabricado también por enrollamiento en epoxi-fibra de carbono, y su capa más interna es una fina lámina metálica, si bien las muestras recibidas fueron manufacturadas de modo especial sin este añadido. Posteriormente, se suministraron así mismo muestras de los dos tipos anteriores que habían sido sometidas a un proceso de envejecimiento acelerado, a fin de evaluar por emisión acústica la influencia del almacenamiento previo en su comportamiento mecánico.

Procedimiento

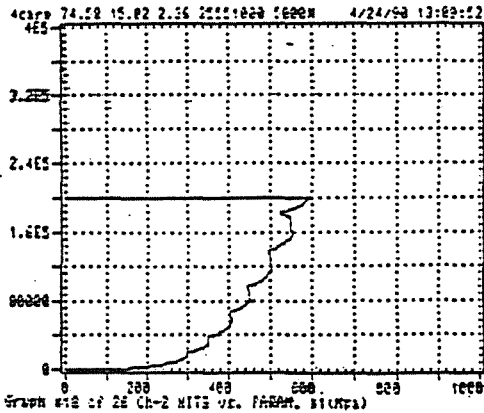
Las muestras de tubo recibidas fueron ensayadas por presurización interna del tubo con un sistema hidráulico y por compresión en máquina universal de ensayos de muestras discretas cortadas a partir de la estructura

original. Tras un estudio previo de la anchura necesaria de los especímenes, se concluyó que muestras de 20 mm. de anchura, pulidas en sus bordes y con aristas rematadas reproducían bastante bien las curvas presión-deformación obtenidas durante la presurización. Por ser este tipo de ensayo muy simple y rápido, se utilizó extensivamente.

Los ensayos a compresión fueron realizados en una máquina Instron 1122, a una velocidad de 1 mm/min, usándose tanto un procedimiento de carga monótona como un sistema cíclico carga-descarga. En este último caso, se mantuvo la carga durante 4 minutos cada 25 MPa de presión en la muestra, descargándose posteriormente hasta el nivel inmediatamente inferior, donde se mantuvo por otros 4 minutos, y cargándose finalmente hasta el siguiente nivel de presión. Los resultados mecánicos vienen dados en MPa sobre la muestra y fueron convertidos a bares de presión interna. El analizador acústico utilizado fue un Pac-Locan AT-2, operándose con 2 canales con umbrales respectivos de 25 dB (alta sensibilidad) y 55 dB (baja sensibilidad). El criterio aceptación-rechazo de la muestra será básicamente, en el caso del ensayo monótono, que no se produzca el despegue de la curva de energía acústica desprendida, y que no haya sucesos de elevada duración y alta amplitud. En el caso del ensayo a carga constante, no deberán existir más de 10 sucesos, y ninguno de más de 70 dB durante el mantenimiento de carga tras un cierto tiempo de estabilización. Así mismo, la Felicity Ratio, parámetro que en un ciclo de carga-descarga mide la razón entre el nivel de carga donde comienza la emisión acústica notable y el nivel previo superior de tensión alcanzada, deberá ser mayor que 0.95.

Resultados

Para el tubo manufacturado en poliéster-vidrio, se observó en ensayos mecánicos comunes a destrucción una resistencia total promedio de 569.7 MPa (o 349.5 bares de presión interna). Los primeros sucesos de emisión acústica fueron detectados a 52.16 MPa aprox. (32 bares o 0.15% de deformación). Medidas a carga constante, aplicando el criterio aceptación-rechazo definido previamente, sugieren que las muestras no están dañadas a 100 MPa (62 bares), pero sí lo están a 150 MPa (92 bares). La observación de las curvas acústicas del ensayo (paramétricas frente a variables de la señal y gravedad de los sucesos registrados en cada nivel de carga) definen que los daños no aceptables en este tipo de muestra tienen lugar hacia 120 MPa (74 bares, 0.42% de deformación). Estos datos coinciden perfectamente con los obtenidos a partir de ensayos monótonos, referidos al punto donde se produce el despegue de la curva de sucesos acústicos frente a carga. La desviación de la linealidad se produce a 200 MPa (126 bares, 0.72% de deformación), y coincide con el punto de inicio de la emisión acústica en gran escala.



	MPa sobre estructura	Bares P. interna	Deformación (%)
Resistencia final	569.7	349.5	--
Primeras señales	52.16	32	0.15
Límite de aceptabilidad	120	74	0.42
Desviación de la linealidad	200	126	0.72

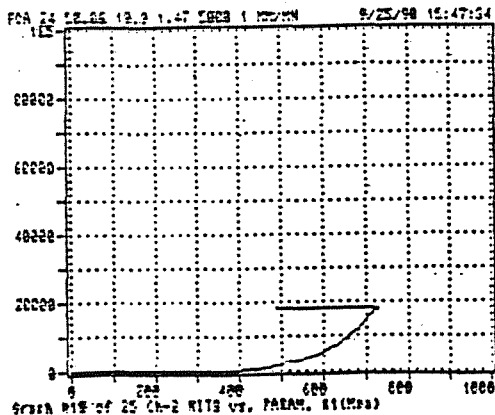
Fig. 5. Evaluación de tubos de alta presión:

Para el tubo manufacturado en epoxi-fibra de carbono, se observó una resistencia total promedio a ruptura de 752 MPa (423.42 bares de presión interna). Los primeros sucesos de emisión acústica se observan sobre 215 MPa (120 bares o 0.36% de deformación). Medidas a carga constante, aplicando el criterio aceptación-rechazo definido previamente, sugieren que las muestras no están dañadas a 350 MPa (199 bares), pero si lo están a 400 MPa (228 bares), donde existe emisión acústica a carga constante, aunque la Felicity Ratio es de 0.99. La observación de las gráficas del ensayo muestran la aparición de daños no aceptables hacia 364 MPa (207 bares, 0.51% de deformación). Como en el caso anterior, estos datos coinciden bien con los obtenidos a partir de ensayos monótonos, referidos al punto donde se produce el despegue de la curva de sucesos acústicos frente a carga. En los ensayos monótonos se observa también que la desviación de la linealidad para este tipo de tubo se produce a unos 420 MPa (239 bares, 0.75% de deformación), y es el punto donde comienza la emisión acústica de importancia.

TUBERIA POLIESTER-FIBRA DE VIDRIO

Algo a destacar es la gran diferencia entre los patrones acústicos del laminado en poliéster-fibra de vidrio y del construido en epoxi-fibra de carbono. Se observa que, si bien sus cargas últimas de rotura no difieren tanto, el porcentaje de la curva tensión deformación que puede usarse con seguridad es mucho mayor en el último caso, y, además, en el tubo de epoxi-fibra de carbono no se presentan hasta la rotura final las grandes fracturas matriciales características del poliéster, incluso en tempranos estadios de su fractura.

Este efecto se debe sin duda a la existencia de procesos muy diferentes de fractura en ambos tipos de muestra. Así, en el laminado de poliéster, la adherencia entre la fibra y la matriz es baja, por lo cual los pequeños desenlaces entre ambas suceden muy pronto (pequeñas roturas matriciales), y desenlazan rápidamente toda la longitud de la fibra. En este estadio, el laminado ya está dañado y la gráfica tensión-deformación pierde su linealidad, aún cuando sigue existiendo transferencia de tensiones entre matriz y fibra por cizalla.



	MPa sobre estructura	Bares P. interna	Deformación (%)
Resistencia final	752	423.42	-
Primeras señales	215	120	0.36
Límite de aceptabilidad	364	207	0.51
Desviación de la linealidad	420	239	0.75

Fig. 6. Evaluación de tubos de alta presión:

TUBERIA EPOXI-FIBRA DE CARBONO

El avance posterior de la fractura dentro de las zonas de resina no próximas a las fibras dependerá de la elongación a ruptura de la resina y de los parámetros del refuerzo empleado. Por otra parte, la fractura final del material será tanto más rápida cuanto mayor distancia haya entre las zonas reforzadas, es decir, cuanto menor sea el contenido en refuerzo. En cambio, en composites de epoxi-fibra de carbono, la mayor adherencia de la matriz al refuerzo hace que los desenlaces pequeños de fibra (pequeñas roturas) no sucedan hasta niveles muy tardíos. En este punto, es decir, cuando esto sucede en una proporción alta, y dado que la energía elástica almacenada es grande, la propagación de la rotura dentro de los haces de fibra es rápida y severa, y la fractura total seguirá rápidamente.

Se intentó así mismo caracterizar por emisión acústica la influencia del envejecimiento sobre los tipos de material anteriormente mencionados. Para ello, un número elevado de muestras fueron sometidas a un proceso de envejecimiento a 40 y 60 grados de temperatura y un 80% de humedad relativa durante un año, comparando los resultados obtenidos para estas muestras en ensayos de compresión, tanto monótonos como con etapas carga-mantenimiento-descarga, con los que resultan del análisis de muestras no envejecidas. Cabe mencionar que la compañía fabricante había ya obtenido resultados preliminares que indicaban que los tubos de poliéster-fibra de vidrio llegaban a perder el 24% de su resistencia mecánica (referida a la resistencia última de fractura) en el caso más severo de exposición a 60 grados. Así mismo, estos resultados parecían indicar una ligera mejora estadística de propiedades en los tubos de epoxi-carbono con el envejecimiento, si bien este último extremo no pudo probarse conclusivamente por tratarse de pequeñas diferencias que entraban bien dentro del error experimental.

De los ensayos acústicos, se observó que en el tubo de poliéster-fibra de vidrio, la pérdida de propiedades con la exposición se observó perfectamente ya en los ensayos mecánicos, obteniéndose una resistencia final a la rotura, para el tubo no expuesto, de 569.7 MPa (349.5 bares), para el expuesto a 40 grados, de 498.99 MPa (306.12 bares), y para el expuesto a 60 grados, de 418.26 MPa (256.6 bares). El análisis de los gráficos de emisión acústica en ensayos monótonos muestra que el punto de inicio de la señal significativa se desplaza hacia valores más bajos de la curva tensión-deformación cuando aumenta la severidad de las condiciones de corrosión. Así, para muestras no expuestas, la emisión comienza a 52.16 MPa (32 bares o 0.15% de deformación), para las mantenidas a 40 grados, comienza a 39.12 MPa (24 bares o 0.11% de deformación), y para muestras sometidas a temperaturas de 60 grados, las primeras señales significativas se detectan a 26.08 MPa (16 bares o 0.085% de deformación).

Aún cuando la emisión acústica muestra, como se ha observado, una gran capacidad para discriminar el empeoramiento de propiedades con la temperatura y humedad para tubos poliéster-vidrio en ensayos monótonos, los resultados son aún más concluyentes en ensayos cíclicos con sostenimiento de carga. Así, aplicando el mismo criterio aceptación-rechazo descrito anteriormente, se obtiene que las muestras no expuestas son aceptables hasta un nivel de 120 MPa (74 bares, 0.42% de deformación), las muestras mantenidas a 40 grados son aceptables hasta 73.35 MPa (45 bares, 0.26% de deformación), y las que se expusieron a 60 grados son aceptables hasta 48.9 MPa (30 bares, 0.17% de deformación). Estos datos coinciden con los obtenidos en ensayos monótonos, referidos al punto donde se produce el despegue de la curva de sucesos acústicos.

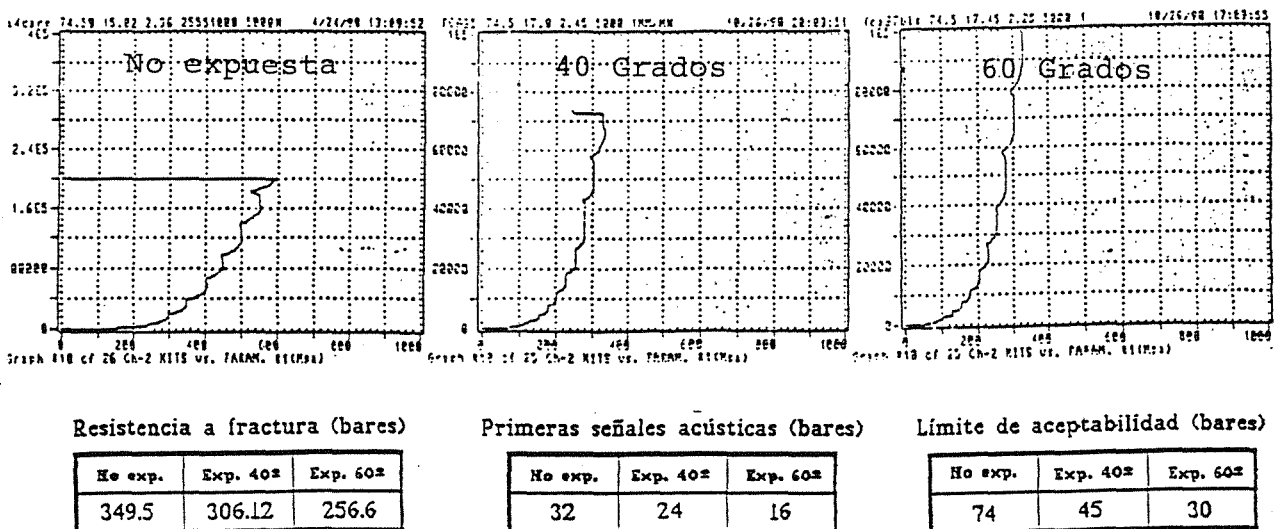


Fig. 7. Envejecimiento de tubos de alta presión:

TUBERÍA POLIESTER-FIBRA DE VIDRIO

Para el tubo de epoxi-fibra de carbono, datos de la empresa suministradora indicaban que este tipo de sistema podía experimentar una ligera mejora en sus propiedades mecánicas con la absorción de humedad. Sin embargo, los ensayos mecánicos realizados no mostraron la presencia de este efecto, sino que en realidad se obtuvieron valores promedio de la resistencia última a rotura muy semejantes para los tres tipos de muestra considerados (752 MPa o 423.42 bares para la muestra no expuesta, 759 MPa o 427.5 bares para la expuesta a 40 grados y 752 MPa o 423.69 bares para la mantenida a 60 grados).

Aún cuando ésta mejora de las propiedades debido a un aumento en su contenido en humedad pueda pasar indetectado en ensayos mecánicos, será registrado perfectamente utilizando emisión acústica. De los ensayos a carga monótona, comparando los sucesos acumulativos frente a la tensión sobre la estructura, puede verse que el comienzo de la curva acústica se desplaza hacia valores más altos de la curva tensión-deformación cuando las condiciones de exposición se vuelven más severas. Así, para la muestra no expuesta, la emisión comienza hacia 263 MPa o 148 bares, para la expuesta a 40 grados, comienza a 357 MPa o 201 bares, y para la expuesta a 60 grados, el comienzo es hacia 385 MPa o 217 bares. También es interesante notar que el número total de sucesos acústicos decrece al aumentar la severidad de la exposición a la humedad. Todos éstos hechos sugieren fuertemente la posibilidad de que la matriz sea plastificada (ductilizada) por la humedad absorbida, lo cual explicaría tanto el retraso en la aparición de los procesos de fractura como la reducción en el número total de sucesos.

Al igual que anteriormente, también ahora un ensayo cíclico con sostenimiento de carga, combinado con un criterio standard, permitirá una definición muy precisa de los niveles de aceptabilidad de las diversas muestras.

Debe notarse que en sistema epoxi-fibra de carbono habrá pocas delaminaciones, superficies de fractura abiertas o grandes roturas matriciales hasta casi el final del ensayo, por lo cual la aplicación del criterio basado en la Felicity Ratio estará más limitada, y por tanto, el criterio predominante será el de la limitación del número de sucesos a carga constante. Siguiendo este criterio (no más de 10 sucesos/minuto), resulta que las muestras no expuestas serán aceptables hasta 364 MPa (207 bares, 0.51% de deformación), las expuestas a 40 grados lo serán hasta 389 MPa (221 bares, 0.54% de deformación) y las mantenidas a 60 grados serán aceptables hasta 406 MPa (231 bares, 0.57% de deformación).

4. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos permiten apreciar la potencia de los métodos de emisión acústica aplicados a materiales compuestos de matriz polimérica, tanto en el aspecto de la definición de los procesos de fractura que en ellos tienen lugar, como en la determinación precisa de los efectos que producen sobre el laminado los diversos parámetros de procesado.

Se han demostrado así mismo las grandes posibilidades que el método ofrece para la evaluación de los efectos del envejecimiento sobre los materiales compuestos, así como el considerable apoyo que la emisión acústica puede prestar a efectos de diseño de estructuras fabricadas en materiales compuestos, debido a permitir una definición precisa del límite de utilización de cada tipo de material en concreto.

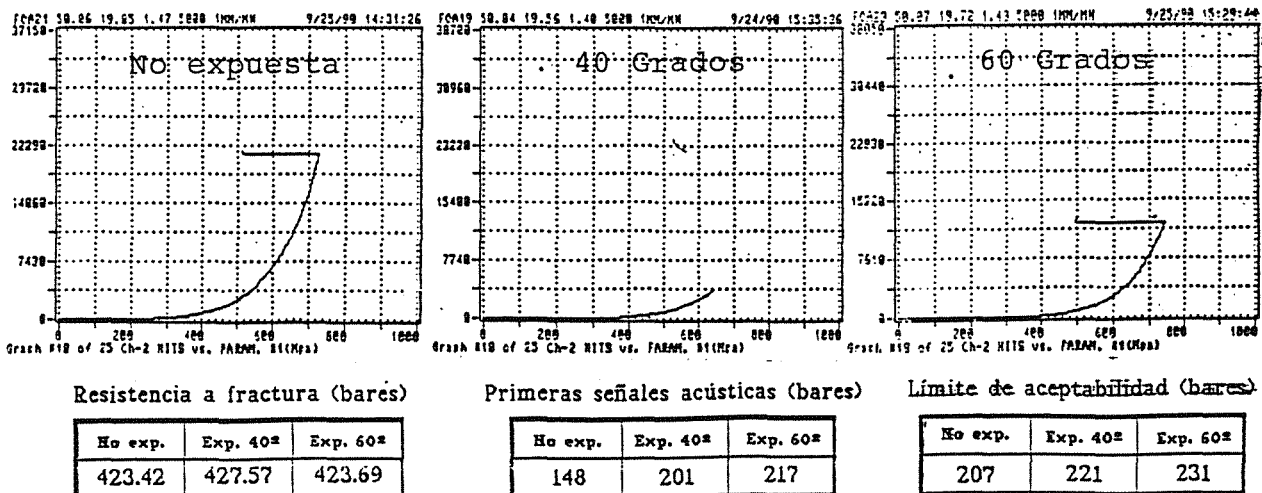


Fig. 8. Envejecimiento de tubos de alta presión:

TUBERIA EPOXI-FIBRA DE CARBONO

FRAGMENTATION OF PEARLITIC STEEL WIRE IN TORSION

B. Goes*, A. Martín-Meizoso*, J. Gil-Sevillano*, I. Lefever[†], E. Aernoudt[§]

* Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
and Escuela Superior de Ingenieros Industriales
P.º Manuel de Lardizabal 15, E-20009 San Sebastián

† N.V. Bekaert S.A.
Bekaertstraat 2, B-8550 Zwevegem (Belgium)

§ Department of Metallurgy and Materials Engineering, KU Leuven
de Croylaan 2, B-3001 Heverlee (Belgium)

Abstract. During free end torsion tests of cold drawn eutectoid steel wire, fracture frequently causes further fragmentation of the wire. At primary fracture, both torsional and longitudinal unloading stress waves are released. Depending upon the time after fracture and the position, the stress may be such that microcracks will propagate. It has been found that the distribution of the size and orientation of the microcracks at the moment of the primary fracture and the stress waves determine the secondary fracturing behaviour. A model has been developed to predict the distribution of the position of the first secondary fracture.

Resumen. En los ensayos de torsión (con extremo libre) de alambres de acero eutectoide trefilados en frío, después de la fractura se produce frecuentemente la fragmentación del alambre. La primera fractura emite unas ondas de descarga torsionales y longitudinales. Dependiendo de la posición y del tiempo tras la fractura, las tensiones pueden alcanzar valores tales que las microgrietas se propaguen. Se ha observado que la distribución de tamaños y la orientación de las microgrietas en el momento en el que ocurre la fractura primaria y las ondas de tensión determinan la fracturación secundaria. Se ha desarrollado un modelo que predice la posición en la que ocurre la primera fragmentación secundaria.

1. INTRODUCTION

During torsion testing of severely cold drawn pearlitic steel wires, it is very common that one or more fractures occur after initial failure of the wire. The initial failure will be referred to as primary fracture; fractures which occur afterwards will be referred to as secondary fractures. Due to the sudden drop of the stress level at primary fracture, waves of unloading are released causing time and position dependent stress levels in the tested wire sample. In this paper, the interaction between the stress waves and the microcracks present at primary fracture is investigated.

2. MATERIAL AND EXPERIMENTAL PROCEDURES

Pearlitic steel wire with a fine patenting structure can be drawn to high strain levels. Due to the consistent

strengthening behaviour of pearlite, outstandingly high tensile strengths of the order of 4000 MPa can be obtained during wire drawing for wires having a final diameter of 200 μm . Severely cold drawn pearlitic steel wires used to compare with the analysis presented here, are the brands UT-wire and A1B1+RSC wire, supplied by N.V. Bekaert S.A.

The distribution of both the size and orientation of microcracks present in UT-wire has been investigated for the shear strains $\gamma=0.1$, $\gamma=0.2$ and $\gamma=0.5$. Prestrained samples were introduced in the STEM microscope in order to determine the size and orientation of the microcracks at the wire surface.

In order to assess the torsional ductility of steel wire, two types of free end torsion tests are performed: unidirectional and reverse torsion tests. Unidirectional torsion tests are common torsion tests until fracture; reverse torsion tests are torsion tests up to a prescribed deformation (for

example $\gamma=0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ or 0.5), immediately followed by a deformation in the opposite sense up to fracture. During all the torsion tests, an axial load of 9.81 N was used to avoid wire curling.

3. PLASTIC AND ELASTIC STRESS WAVES

Sudden unloading of steel wire, due to primary fracture, causes longitudinal and torsional stress waves. In a first analysis, the following assumptions are made:

- 1.- Material behaviour is perfectly elastic.
- 2.- The shear stress throughout the section is assumed to be equal to the shear stress at the surface of the wire at the moment of fracture. A small but acceptable error is introduced in the analysis due to this assumption (Fig. 1).
- 3.- The primary fracture takes place at $t=0$, and is sudden.

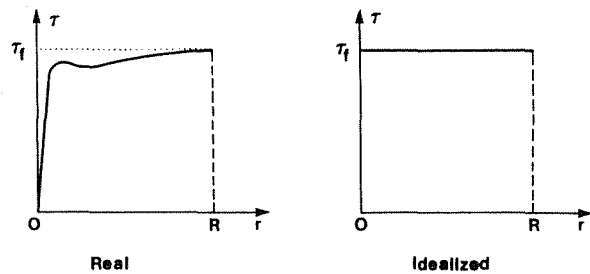


Fig. 1. Real and idealized shear stress as a function of the coordinate r of the wire.

Solving the wave equations [1] valid for perfect elastic behaviour by the method of Fourier (separation of variables, see for example Kreyszig [2]), leads to solutions from which the following shear and normal stresses can be derived [3]:

$$\text{Torsional waves: } \frac{\partial^2 \theta}{\partial t^2} = C_T^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \tag{1}$$

$$\text{Longitudinal waves: } \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = C_L^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \tag{2}$$

where $C_T^2=G/\rho$ and $C_L^2=E/\rho$ with G being the modulus of elasticity in shear, E Young's modulus, ρ the density and t the time. C_T and C_L are the propagation rates of, respectively, torsional and longitudinal waves in wire [1], u is the displacement along the X -axis and θ is the angular displacement (Fig. 2). For the wave propagation rates in pearlitic steel wire the values $C_T=3295$ m/s and $C_L=5358$ m/s have been estimated [3]. The function f is a block wave with period $4L$ and amplitude 0.5 as shown in Fig. 3. The solutions (1) and (2) can therefore be considered as consisting of a superposition of two block waves (and an in x and t constant term for the longitudinal wave): one block wave travels to the left and one block wave travels

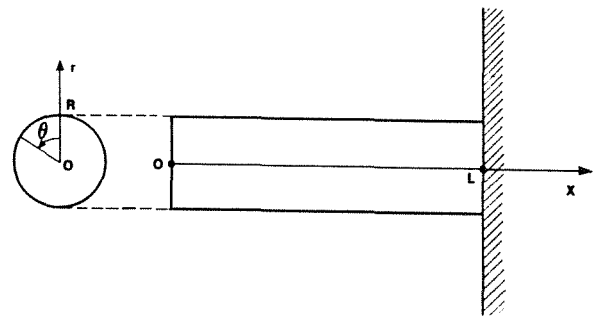


Fig. 2. Wire broken off by primary ductile fracture ($x=0$) and inserted in grip ($x=L$). Waves of unloading start at $x=0$.

to the right, each at a velocity C_T and C_L for, respectively, the torsional and the longitudinal stress wave. This superposition leads to three possible ranges of values for σ and $\tau(r)$ (Fig. 4):

$$\left. \begin{matrix} \sigma = -312 \text{ MPa} \\ \text{or } \sigma = 0 \text{ MPa} \\ \text{or } \sigma = 312 \text{ MPa} \end{matrix} \right\} \text{ and } \left\{ \begin{matrix} \tau = \tau_f \\ \text{or } \tau = \tau_f(1-4r/3R) \\ \text{or } \tau = \tau_f(1-8r/3R) \end{matrix} \right.$$

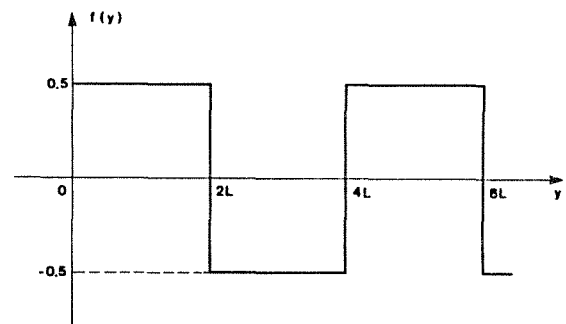


Fig. 3. The function $f(y)$: a block wave with period $4L$ and amplitude 0.5 .

Wave motion can be interpreted as follows: with $\sigma=312$ MPa and $\tau=\tau_f$ as initial conditions, after primary fracture two unloading wave fronts begin to propagate starting from $x=0$. The torsional unloading wave front, with τ dropping to $\tau_f(1-4r/3R)$ and the longitudinal unloading wave front with σ dropping to a value of 0 MPa, propagate at respectively C_T and C_L . When reaching the grip, the wave fronts are reflected which causes the values to further drop to $\tau=\tau_f(1-8r/3R)$ for the torsional wave and to $\sigma=-312$ MPa for the longitudinal wave.

Up to now we have assumed perfect elastic behaviour. In this case, however, shear stresses which in absolute value are greater than the shear stress during flow, are reached. According to the obtained solution, the torsional wave tends to build up large shear stresses, which, if they cannot cause immediate fracture of the material, will cause plastic flow of the material for $r>3R/4$ (Fig. 4).

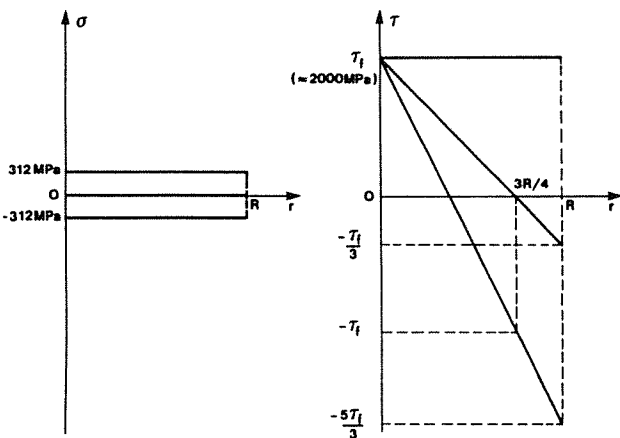


Fig. 4. Possible values (which value depends on x and t, see equations (5) and (6)) of the shear and normal stress as a function of r.

Therefore, for $r > 3R/4$ also a plastic wave front will propagate starting from the grip. The velocity of the plastic wave can be estimated as follows [1]:

$$C_{PT} = \sqrt{\frac{S}{\rho}} \text{ with } S = \frac{\partial \tau}{\partial \gamma} \approx 0.31 \text{ GPa} \quad (3)$$

$$\rightarrow C_{PT} \approx 200 \frac{m}{s}$$

S is approximately a constant for the tested steel wire [4]. The propagation rate of the plastic wave is only a fraction of the propagation rates of the elastic waves. According to Kolsky [1], the plastic wave acts as an internal reflector when meeting an elastic wave. Taking these facts into account, wave motion for $r > 3R/4$ can be summarized in the position-time diagram given in Fig. 5 [1]; for $r \leq 3R/4$ there are only elastic waves. As t increases, wave motion in wire fragments will be further complicated due to wave interference. For example, as the torsional elastic wave travels from the grip for the first time, at $x \approx 0.48L$ it meets the unloading longitudinal wave travelling from the free end of the wire. This unloading wave causes the tensile stress to rise from -312 MPa to 0 MPa, therefore causing the stress level at the surface of the wire to further rise. At the surface of the wire however, the stress levels have already risen to the highest possible values while only deforming elastically, so that the generation of a plastic wave is inevitable. Other interferences may cause more plastic waves, but are not shown in Fig. 5 in order to keep it simple and clear.

4. NATURE OF THE MICROCRACKS

4.1. Microcrack distribution and crack propagation rates

The following properties of the microcracks which are of importance to the secondary fracturing behaviour are the following:

- 1.- Microcrack sizes in heavily drawn pearlitic steel wire appear to be distributed according to a log-normal distribution [5].
- 2.- The median size $2a_0$ increases as a function of the shear strain as follows [3]:

$$2a_0 = (0.147 + 2.348\gamma) \mu\text{m for UT-wire [5]} \quad (4)$$

- 3.- According to Broek [6] the crack propagation rate da/dt is related to the crack size $2a$ and the critical crack size $2a_c$ as follows:

$$\frac{da}{dt} = \sqrt{\frac{2\pi}{k}} C_L \left(1 - \frac{a_c}{a}\right) = m C_L \left(1 - \frac{a_c}{a}\right) \quad (5)$$

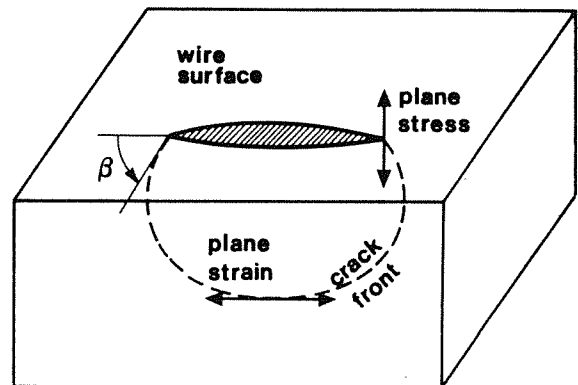


Fig. 6. Close-up of a microcrack in steel wire: at the wire surface the crack propagation rate is slower than below the surface causing the angle β to be smaller than 90° .

For a crack propagating in an infinite plate, the factor m appears to be approximately 0.38. Equation (5) predicts how the crack growth increases from zero when $2a = 2a_c$, to a limiting velocity of $0.38C_L$ when $2a_c/2a$ approaches zero. Experimental values of m for brittle materials have been found by Roberts and Wells [7] to vary between 0.20 and 0.37.

Some considerations can be made concerning the crack propagation rate in steel wire. At the surface of the wire a condition of plane stress always exists, so also at the point where the microcrack front meets the wire surface (Fig. 6).

Due to symmetry reasons, a condition of plane strain exists at the point of the crack front with the lowest value for the coordinate r (Fig. 6). For intermediate points of the crack front, close to the surface, plane stress will prevail, while for points close to the latter, a condition of plane strain will prevail. For the derivation of the crack propagation rate expressed in equation (5) [8], a plane strain condition has been considered, leading to an upper limit of da/dt . For the plane stress condition, the crack propagation rate is lower. Note that the crack opening

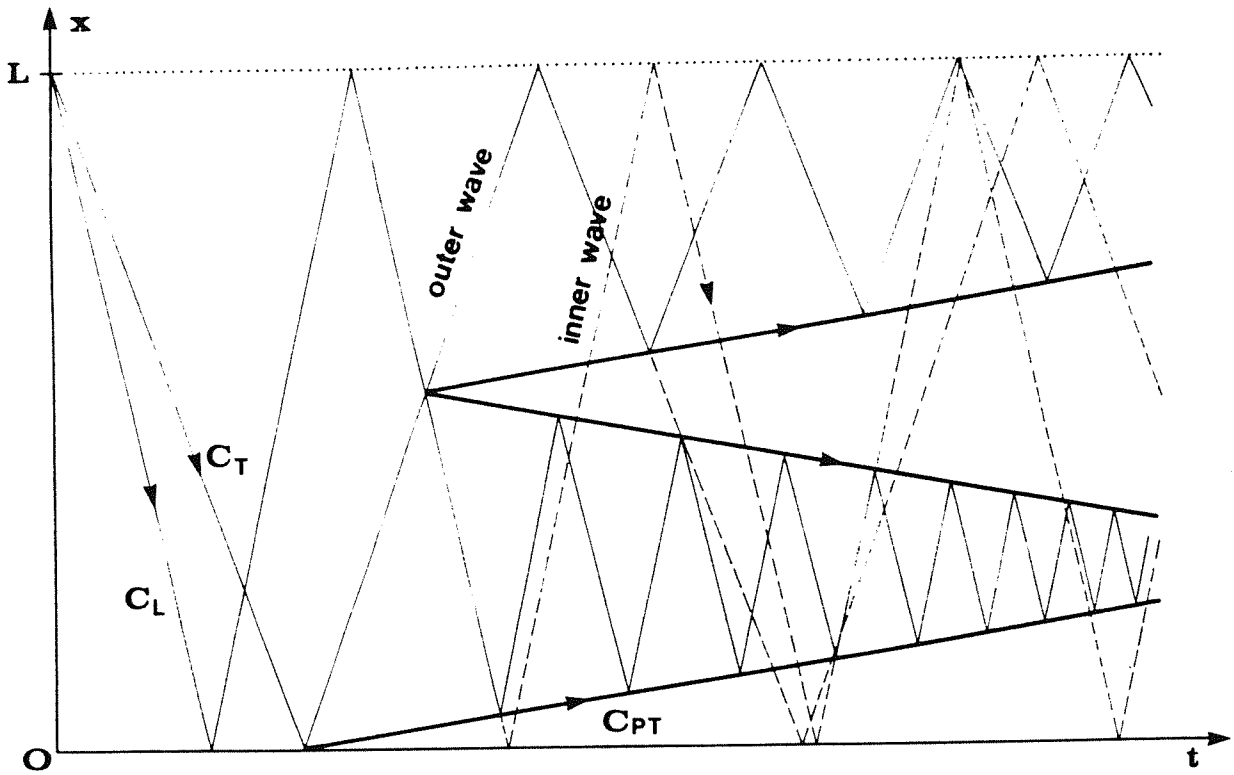


Fig. 5. Position-time diagram of plastic and elastic wave fronts in steel wire after primary fracture. Thin lines denote elastic wave fronts and thick lines plastic wave fronts.

stresses drop to lower values as the crack grows inwards. Equation (5) therefore serves as an upper limit of the da/dt in pearlitic steel wire.

The period Δt_1 to fracture, for a crack with crack size $2a_1 > 2a_c$, is estimated to equal:

$$\Delta t_1 = \int_{a_1}^{2R} \frac{1}{\frac{da}{dt}} da \quad (6)$$

Substituting equation (5) leads to the following result:

$$\Delta t_1 = \frac{1}{mC_L} (2R - a_1 + a_c \ln(\frac{2R - a_c}{a_1 - a_c})) \quad (7)$$

4.2. Dependence of the stress intensity on the shear stress and shear strain at failure

An idea has been formed about the stress state in the steel wire for a period of time Δt short enough to assure that the propagating plastic stress waves do not complicate the situation, and some general ideas about the stress waves have been proposed. With this information, it is possible

to make a simple analysis of the stress intensity near a microcrack forming an angle α with the X-axis (Fig. 7). Let τ_a and σ_a be the shear and the normal stress on planes parallel and at large distances from the microcrack. Knowing τ and σ , it is possible to determine τ_a and σ_a using a linear transformation:

$$\tau_a = -\sigma \sin \alpha \cos \alpha + \tau (\cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha) \quad (9)$$

$$\sigma_a = \sigma \sin^2 \alpha - 2\tau \sin \alpha \cos \alpha \quad (8)$$

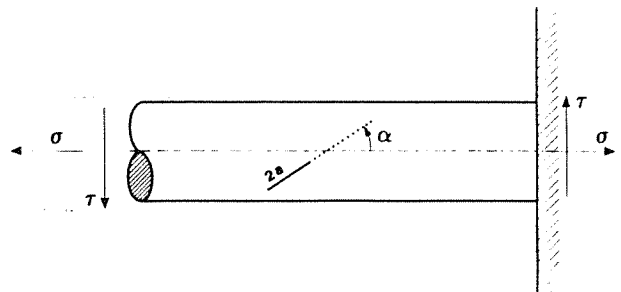


Fig. 7. Stress state and position of a typical microcrack (size $2a$ is exaggerated) in wire just before fracture.

The stress intensity factors of mode I and II loading, K_I and K_{II} , are equal to [6]:

$$K_I = \sigma_a \sqrt{\pi a} \quad (10)$$

$$K_{II} = \tau_a \sqrt{\pi a} \quad (11)$$

In the case that K_I is positive, the equivalent stress intensity K_{eq} [9] is equal to:

$$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2} = \sigma_{eq} \sqrt{\pi a} \text{ with } \sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_a^2 + \tau_a^2} \quad (12)$$

For a given stress state, the equivalent stress intensity is equal to the critical stress intensity K_c when the crack size is critical ($2a=2a_c$), therefore the critical crack size is equal to:

$$a_c = \frac{K_c^2}{\pi \sigma_{eq}^2} \quad (13)$$

Cementite lamellae in drawn pearlitic steel wire are parallel to the axis of the wire before torsion testing. During torsion testing mentioned lamellae form an angle $\alpha = \text{tg}(\gamma)$ with the wire axis [5], so that most microcracks lie along the cementite lamellae or the fibre of the steel wire. The critical stress intensity or toughness discussed here, is therefore the critical stress intensity necessary for propagation of microcracks lying along the fibres of the pearlitic steel wire.

Up to now it has been found difficult to accurately calculate or measure K_c of heavily drawn pearlitic steel wire. Note that for a crack whose orientation and size $2a$ is known, that by combining equations (7) and (13) the time until fracture can be estimated for $2a > 2a_c$. For a given sample it will be practically impossible to find the size and orientation of every critical crack in reverse torsion after primary fracture. However, for a given wire, the distribution of both crack size and orientation can be estimated as a function of the shear strain at failure.

5. ANALYSIS OF THE SECONDARY FRACTURE BEHAVIOUR

Let us assume that the contribution of the longitudinal wave to the secondary fracture behaviour is negligible compared to the contribution of the torsional wave. Figure 4, equations 9 to 11 and the fact that the contribution of the longitudinal wave may be positive, negative or zero support this assumption. When the torsional wave front moves from the primary fracture ($x=0$) to the grip ($x=L$) for a first time, the shear stress at the surface drops to a value of $-\tau_f/3$ (≈ -700 MPa), but remains positive in the core of the wire (Fig. 4). Reverse torsion tests - with failure shear stresses in absolute value always higher than 1000 MPa [10] - indicate that negative shear stresses at the surface, which corresponds to crack opening, are insufficient to cause failure. Upon reflection of the torsional stress wave, however, negative shear stresses are built up which, in absolute value, reach extremely high values, high enough to cause plastic flow. It can therefore be concluded that the torsional wave

which causes fast crack propagation (in the case that critical microcracks are present) comes from the grip.

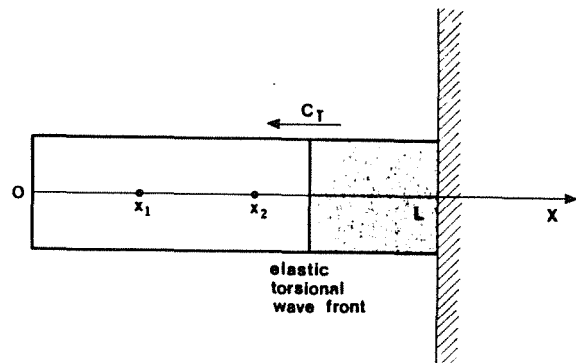


Fig. 8. Position and size of two microcracks and movement of the torsional wave front.

Determining in the secondary fracture behaviour is the relation between the crack and the wave propagation rates. If the crack propagation rate of the most critical cracks is very high, then fracture will occur shortly after the torsional wave front has passed the first crack. If the crack propagation rate of the most critical microcracks is very small, then the wave will be able to travel to and from the primary fracture front, so that a different fracture behaviour is to be expected. Suppose that we have two critical microcracks 1 and 2, located at x_1 and x_2 ($x_1 > x_2$) and with size $2a_1$ and $2a_2$ respectively (Fig. 8). Crack 1 will cause the first fracture if the difference of the times to failure of crack 1 and 2 is larger than the time necessary for the torsional wave to travel from x_1 to x_2 , or:

$$\frac{1}{mC_L} (a_1 - a_2 + a_c \ln(\frac{a_1 - a_c}{a_2 - a_c})) < \frac{x_1 - x_2}{C_T} \quad (14)$$

In a further analysis we will arbitrarily classify behaviour as consisting of three types:

- (a) fast crack propagation, $\Delta t < L/10C_T$
- (b) intermediate crack propagation, $10C_T \leq \Delta t < 6L/C_T$
- (c) slow crack propagation, $\Delta t \geq 6L/C_T$

For fast crack propagation (case (a)), failure will occur shortly after the torsional wave front has passed this crack. For analytic purposes, immediate failure is assumed when the torsional wave front coming from the grip (which causes the crack growth) passes the first "fast propagating crack". If we define n_f as the number of microcracks per meter length which behave according to (a), then for a wire of infinite length with the torsional wave coming from the grip ($x=L$) the following failure distribution $f(x)$ may be derived ($x \leq L$):

$$f(x) = n_f \exp(-n_f(L-x)) \quad (15)$$

The probability P that a sample of length L will not fail by

this mechanism is equal to $\exp(-n_f L)$. Therefore, samples of length L that do fail by this mechanism have the following failure distribution (with $0 \leq x \leq L$):

$$f(x) = \frac{n_f \exp(-n_f(L-x))}{1 - \exp(-n_f L)} \quad (16)$$

Note that the longitudinal stress wave, which complicates the wave motion as has been discussed earlier, has a negligible influence on the secondary fracturing behaviour. At the interference with the elastic torsional wave which travels for the first time from the grip (Fig. 5) for example, a plastic wave is generated. The essential consequence of the generation of plastic waves is that the influence of the stress waves can be easily modeled. Because of the fact that the plastic wave travels at a small fraction of the speed of the elastic torsional wave, at first instance the shear stress is limited to the flow stress in reverse torsion. Assuming that the Bauschinger effect is negligible, one may deduce that this stress is approximately equal to the shear stress at primary failure.

For slow crack propagation (case (c)), the factor time becomes essential in the analysis. As the elastic torsional wave front travels from the grip to the primary fracture surface, the time during which a crack propagates is proportional to the distance between the crack and the wave front which has already passed the crack. When the wave front has passed back and forth several times (at least twice), the time t during which critical cracks have been exposed to crack propagating stresses is approximately proportional to x/L . Since the cracks are randomly spread, the failure distribution may be approximated [3] as:

$$f(x) = \frac{2x}{L} \quad (17)$$

Up to now we have only analysed the first secondary fracture. After this fracture one part of the wire will be free at both ends so that a large part of its energy will be converted to kinetic energy. It is therefore unlikely that in this part of the wire another fracture will occur; therefore, the fracture which is the closest to the primary fracture is the first secondary fracture. At average, the fragments which end in a primary fracture, will therefore be the largest ones. In the remaining part of the wire more fractures may occur. Concerning this part of the wire, we know that no fast propagating cracks are present, because in that case it would have been in this part where the first secondary fracture had occurred. We also know that crack opening stresses were present in the entire fragment at the moment of the first secondary fracture, and that from this site an unloading wave front does originate. Further fracture behaviour will depend on the microcrack distribution, which now also depends on the period of time between the primary and the first secondary fracture,

and on the change of the stress and strain distribution due to the passing plastic wave.

6. EXPERIMENTAL RESULTS

A comparison between experimental and theoretical results can be made on the basis of the (very likely) hypothesis that the first secondary fracture that occurs is the one that is the closest to primary fracture. Primary and secondary fractures can be easily distinguished [3], so that we have found a way to identify the first secondary fracture and the primary fracture.

For the tested samples with length 100 mm and diameter 0.2 mm, it can be deduced that nearly always "fast crack propagation" occurs. To check this point, let us estimate the minimal crack size $2a_1$ for "fast crack propagation" ($\Delta t < L/10C_T$) using equation (7):

$$a_1 = a_c + (2R - a_c) \exp\left(-\frac{mC_T \Delta t_1 - (2R - a_1)}{a_c}\right) \quad (18)$$

A rough estimate of the upper bound for the minimal crack size will be obtained for $\Delta t = L/10C_T$ and $m=0.2$. By means of iteration using equation (18) a_1 can be calculated for different values of a_c and L . Values of a_1 between a_c and $1.02a_c$ ($a_1 < 2R$), are obtained for $L > 8$ mm and for all permitted values of a_c . Taking into account that a_c is much larger than a_0 and that the standard deviation in the log-normal distribution of the microcrack sizes corresponds to a multiplication factor of 2.15 of discussed microcrack sizes [3,5], one may deduce that more than 90% of the critical microcracks for $L > 8$ mm have "fast propagation rates". This percentage increases strongly (see exponential term in equation (18)) for increasing values of L . For smaller values of L and very large crack sizes "fast crack propagation" may also occur. Therefore, for samples with length $L_0 = 100$ mm "fast crack propagation" is highly predominant, so that it will be assumed to be the only behaviour that occurs.

The failure distribution that corresponds to this behaviour is dependent on the length L of the wire after primary fracture. In order to eliminate the variable L (for the obvious reason that in this manner less experiments are required to compare with the theoretical distribution), the primary fracture is taken into account. As a first step we will describe the named distribution (equation (16)) as a function of the variable $z = x/L$:

$$g(z, L) = \frac{n_f L \exp(-n_f L(1-z))}{1 - \exp(-n_f L)} \quad (19)$$

Primary fracture occurs with an equal probability at all sites. However, secondary fracture does not occur always, the probability that it does occur is given by the weight

function $w(L)=1-\exp(-n_f L)$. Therefore, the failure distribution $f(z)$ of the site of the first secondary fracture when testing samples of length L_0 is given by:

$$f(z) = \frac{\int_0^{L_0} g(z,L)w(L)dL}{\int_0^{L_0} w(L)dL} \text{ with } w(L)=1-\exp(-n_f L) \quad (20)$$

Which leads to the following expression:

$$f(z) = \frac{1-[1+n_f L_0(1-z)]\exp[-n_f L_0(1-z)]}{(1-z)^2[n_f L_0 + \exp(-n_f L_0) - 1]} \quad (21)$$

Note that $z=x/L$ is a dimensionless variable varying between 0 and 1. The value 0 corresponds to the site of primary fracture and 1 corresponds to the point where wire and grip meet. The cumulative failure distribution (which is the integral of $f(z)$ from 0 to z), can be derived and leads to the following result:

$$F(z) = 1 - \frac{n_f L_0 + \frac{1}{1-z}[\exp(-n_f L_0(1-z)) - 1]}{n_f L_0 + \exp(-n_f L_0) - 1} \quad (22)$$

This function can be directly compared to the experimental results if the parameter n_f , which is the number of critical microcracks in reverse torsion per meter at the moment of primary fracture, is known. This number can be calculated if the distribution of the microcracks is known, and by making use of equations (8), (9), (12) and (13) [3]. Unfortunately, at this moment, accurate estimates of the critical stress intensity K_c do not exist, while n_f is very sensitive to variations of K_c . Therefore, $n_f L_0$ which is the number of critical microcracks per meter in reverse torsion, will be taken as a fitting parameter. $F(z)$ is given for several values of $n_f L_0$ in Fig. 9.

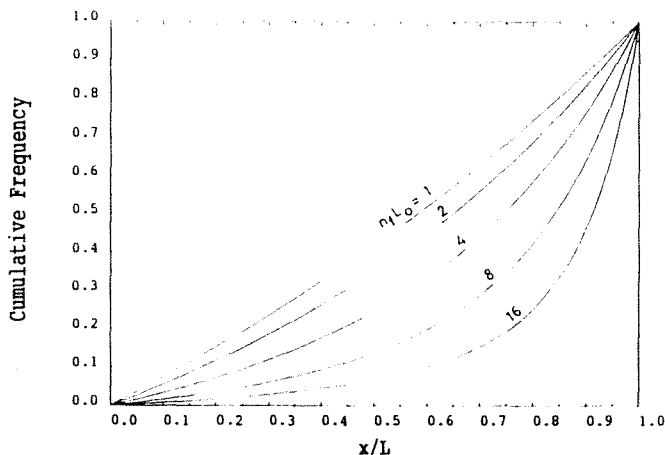


Fig. 9. Cumulative failure distribution calculated for several values of $n_f L_0$ and in function of the variable $z=x/L$. The variable z is relative position of the first secondary fracture.

In Fig. 10 a comparison can be made between experiments carried out on pearlitic steel wire and the theoretical curve for $n_f L_0=7$. The theoretical curve is found to lie completely within the 95% confidence interval of the experimental results.

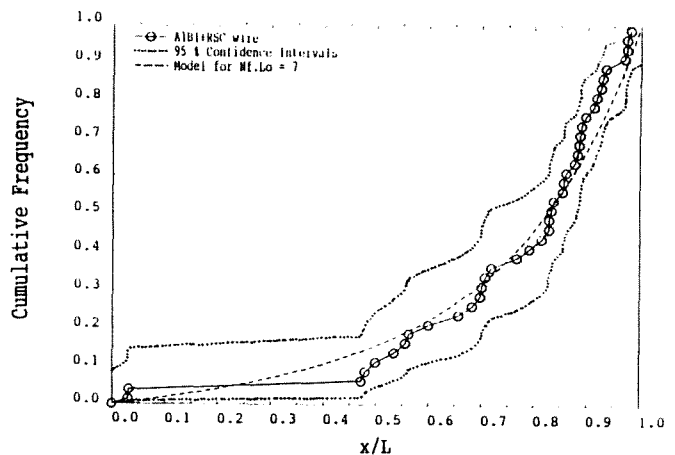


Fig. 10. Experimental cumulative failure distribution of the first secondary fracture for AlB1+RSC pearlitic steel wire samples with initial length $L_0=100$ mm. $F(z)$ with $n_f L_0=7$ is denoted in the same figure.

Values found for the parameter $n_f L_0$ can be used to accurately estimate the critical stress intensity K_c (necessary to split fibres in the pearlitic steel wire), as K_c is hardly sensitive to variations in the value of $n_f L_0$. Note that in order to raise the accuracy of the estimated value of $n_f L_0$, it is possible to exclude the samples with smaller values of L (for example: $L < 8$ mm). Accordingly, the equations (20) to (22) have to be modified. In this manner, the percentage of "fast propagating cracks" will be raised, so that a better fit of experimental data will be obtained. Therefore, if the microcrack distribution is known, the interfibre toughness K_c of high strength pearlitic steel wire can be measured precisely.

7. CONCLUSIONS

- 1.- Both the distribution of the size of the microcracks at fracture and the stress states induced by the torsional (and longitudinal) stress waves determine the secondary fracturing behaviour.
- 2.- The failure distribution for longer ($L/R > 1000$) samples of heavily drawn pearlitic steel wire is given by equation (21).
- 3.- One way to measure the toughness or critical stress intensity K_c between fibres of high strength steel wire has been described.
- 4.- The wave decisive for the secondary fragmentation is the elastic torsional stress wave after the first reflexion at the grip.

5.- Unloading waves clearly reveal the critical defects in pearlitic steel wire, and can therefore be a usefull source of information of these defects.

6.- A very good agreement is found between theoretical predictions and experimental results. A theoretical curve can be found, using only one parameter (n_{L_0}), which lies completely within the 95% confidence interval of the experimental results.

8. ACKNOWLEDGEMENT

Thanks are due to N.V. Bekaert for the material supply and financial support of this investigation.

REFERENCES

- [1] Kolsky, H., "Stress Waves in Solids", Dover, 1963, New York.
- [2] Kreyszig, E., "Advanced Engineering Mathematics", John Wiley & Sons, Inc., New York, 1972. pp. 507-513.
- [3] Goes, B., Martín-Meizoso, A., Gil-Sevillano, J., Lefever, I., Aernoudt, E., "Fragmentation of pearlitic steel wire in torsion", To be published.
- [4] Gil-Sevillano, J., Gutiérrez-Sanz, I., Martín-Meizoso, A. y Vega-Espinoza, C., MAT38.TM4, Progress Report (CEIT), December 1990.
- [5] Gil-Sevillano, J., Gutiérrez-Sanz, I., Martín-Meizoso, A., Díaz-García, J.A. y Nicolás-Requena, C., MAT38.TM6, Progress Report (CEIT), September 1991.
- [6] Broek, D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Martinus Nijhoff Publishers, Den Haag, 1986.
- [7] Roberts, D.K. y Wells, A.A., "The velocity of brittle fracture", *Engineering*, **171**, 820-821 (1954).
- [8] Mott, N.F., "Fracture of metals: some theoretical considerations", *Engineering*, **165**, 16-18 (1948).
- [9] Chatterjee, S.N., "The Stress Field in the Neighborhood of a Branched Crack in an Infinite Elastic Sheet", *International Journal of Solids & Structures*, **11**, 521-528 (1975).
- [10] Gil-Sevillano, J., Gutiérrez-Sanz, I., Martín-Meizoso, A., Díaz-García, J.A., Nicolás-Requena, C., MAT38.TM8, Progress Report (CEIT), December 1991.

ESTUDIO DE LA ROTURA FRAGIL DE UN ACERO DE ALTA RESISTENCIA PROVOCADA POR ENTALLAS

F.J. Gómez¹, A. Valiente¹, M. Elices¹ y J. Fernández²

¹Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

²Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas

Resumen. En el presente trabajo se analizan las condiciones de rotura provocadas por entallas en un acero de baja tenacidad y alta resistencia. Para ello se ha llevado a cabo un programa de ensayos de rotura con probetas de flexión entalladas, y se ha determinado experimentalmente la influencia del radio de curvatura de la entalla en la carga y la deformación de rotura de las probetas. En paralelo con la experimentación, los ensayos se han modelizado numéricamente mediante el método de los elementos finitos, a fin de determinar los campos de tensiones y deformaciones asociados a la rotura de las probetas y establecer las condiciones que gobiernan la rotura del material provocada por entallas. Un criterio local de fractura basado en la deformación máxima permite explicar cuantitativamente la influencia del radio de curvatura de la entalla en la carga de rotura determinada experimentalmente.

Abstract. This paper deals with fracture conditions at blunt and sharp notches for a low toughness, high strength steel used in making single bar tendons. Fracture tests of notched bend specimens were performed to experimentally determine the load and CMOD at fracture as a function of the curvature radius at the notch tip. Also, a numerical calculation of the stress and strain fields near the notches was performed by using the finite element method. From both kinds of results, experimental and numerical ones, a local fracture condition of maximum strain was proposed that explains the important effects of the curvature radius on the fracture behaviour of notched samples of this steel. The critical parameters associated with the fracture criterion agree with the microstructure and the fracture toughness value.

1. INTRODUCCION

Los aceros de alta resistencia poseen características que los hacen idóneos para su aplicación en Ingeniería Civil, sobre todo en el campo de las estructuras pretensadas, ya sean de hormigón o de acero. La utilización de estos aceros combinada con la de otros materiales permite reducir las cuantías de estos últimos y optimizar el comportamiento estructural conjunto a base de mejorar la durabilidad, reducir la deformabilidad y aumentar la resistencia a fatiga.

La fragilidad que suele ir asociada a la alta resistencia hace necesario conocer el comportamiento en rotura de estos aceros para garantizar la seguridad de las estructuras donde se emplean. En particular, es importante conocer la disminución de resistencia que se produce como consecuencia de defectos generados durante la fabricación, almacenamiento, puesta en obra o utilización del material. La determinación de la tolerancia al daño y de la resistencia a la rotura en las condiciones descritas puede llevarse a cabo aplicando las teorías de la Mecánica de Fractura.

En un trabajo anterior publicado en estos Anales [1] se estudió la tolerancia al daño de un tipo comercial de tendones de acero de alta resistencia, comprobándose que la fragilidad de esta clase de tendones no es la misma en presencia de entallas o de fisuras. Se demostró que el acero con que estaban fabricados era un acero de alta resistencia pero de muy baja tenacidad, y en consecuencia la capacidad resistente de los tendones disminuía fuertemente en presencia de fisuras, muy por encima de la pérdida de sección causada por la fisura. Sin embargo, en presencia de defectos menos agudos (de menor curvatura), el comportamiento en rotura de los tendones mejoraba notablemente, y a partir de radios de 0,5 mm el efecto de la entalla se limitaba a la pérdida de sección.

El presente trabajo es continuación de [1]. El objetivo es establecer un criterio de rotura aplicable a las roturas provocadas por entallas. Para ello se ha buscado una condición local de fractura, generando los datos necesarios mediante ensayos de rotura de probetas entalladas y de modelizaciones numéricas basadas en la aplicación del método de elementos finitos. De este modo ha sido posible medir las magnitudes globales de rotura (cargas y desplazamientos) y a partir de ellas calcular las magni-

tudes locales (tensiones y deformaciones).

2. EXPERIMENTACION REALIZADA

Los tendones objeto de la investigación son barras comerciales de 36 mm de diámetro y superficie lisa. Están fabricados con un acero cuya composición química es la de la tabla 1 [1].

Tabla 1. Composición química del acero.

Carbono	0,65 %
Silicio	0,70 %
Manganeso	1,20 %
Fósforo	0,014 %
Azufre	0,018 %
Vanadio	0,25 %
Hierro	Resto

La microestructura del acero se ha analizado por microscopía óptica y electrónica, comprobándose que se trata de un acero eutectoide con la estructura típica de los aceros laminados en caliente y enfriados al aire: está compuesto por colonias de perlita laminar, cuyo tamaño medio es del orden de 10 µm (figura 1), y por fibras de carburos de formas redondeadas.

En el trabajo anterior [1] figuran las propiedades mecánicas convencionales del acero, que fueron determinadas ensayando a tracción las barras sin reducir su diámetro. Para este trabajo se han extraído probetas de tracción y de compresión orientadas según la dirección longitudi-

nal de la barra. La tabla 2 resume las propiedades mecánicas obtenidas a partir de los ensayos realizados con estas probetas. Los resultados de los ensayos de tracción coinciden totalmente con los del trabajo [1]. La curva tensión-deformación, representada en la figura 2, pone de manifiesto que en la dirección longitudinal de los tendones el comportamiento plástico del acero a tracción y a compresión difiere notablemente.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero.

Módulo de elasticidad	208 GPa
Límite elástico a tracción (0,2%)	1143 MPa
Límite elástico a compresión (0,2%)	625 MPa
Resistencia a tracción	1285 MPa
Deformación bajo carga máxima	6,7 %
Estricción	No se observa

La tenacidad de fractura del acero fue medida por los procedimientos que establecen las normas ASTM E 399 [2] y ASTM E 1304 [3]. Los valores obtenidos en ambos casos son prácticamente los mismos, tal como puede verse en la tabla 3 [1].

Tabla 3. Tenacidad de fractura del acero.

Norma ASTM E 399	33 MPa√m
Norma ASTM E 1304	36 MPa√m

Los ensayos de rotura en entallas que se han realizado han sido ensayos de flexión en cuatro puntos. Se han empleado probetas tipo viga con una entalla en la sección central.

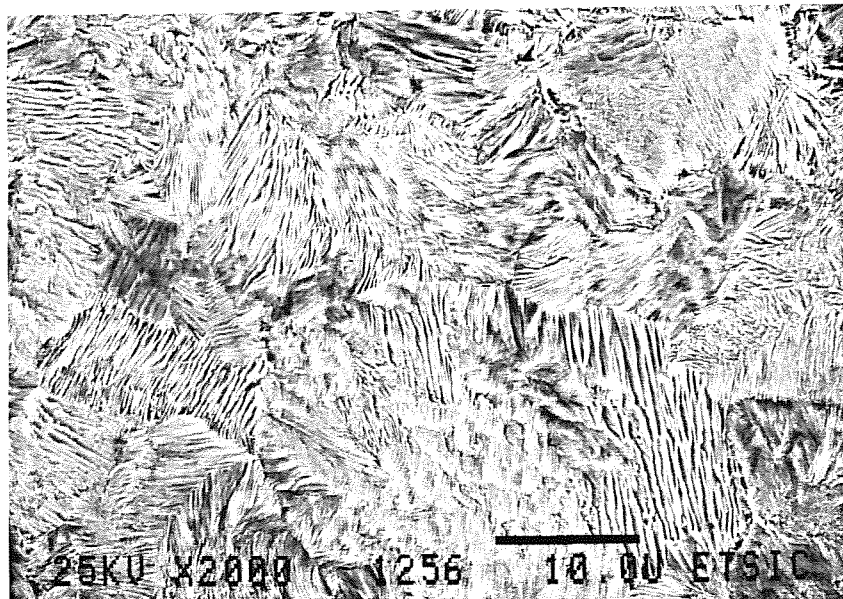


Fig. 1. Microestructura del acero.

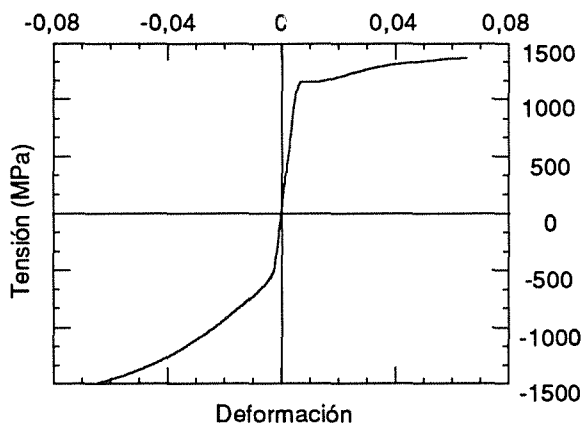


Fig. 2. Curva tensión deformación del acero en tracción y compresión.

Las probetas se han extraído de las barras de 36 mm haciendo coincidir su lado mayor con el eje longitudinal de éstas para que la rotura tuviese lugar según una sección transversal de los tendones (figura 3). De acuerdo con el objetivo fundamental del trabajo de analizar la influencia del radio de curvatura de las entallas en la rotura del material, la única dimensión de las probetas variada en los diferentes ensayos ha sido el radio de curvatura de la entalla. Las restantes dimensiones, a excepción del espesor, igual a 7 mm, se indican en la figura 4. La longitud del ligamento resistente, 7 mm, se ha conservado en todos los casos. Los valores del radio de curvatura empleados en los ensayos han sido 0,07, 0,16, 0,5 y 1 mm.

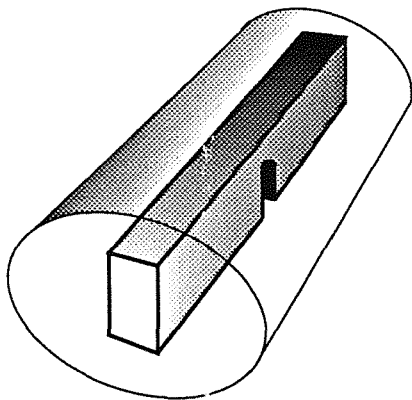


Fig. 3. Orientación de las probetas de fractura.

Los ensayos se han llevado a cabo en control de desplazamiento y de CMOD registrándose la carga, el CMOD y el desplazamiento de los apoyos interiores respecto a los exteriores. Para ello se utilizaron un extensómetro resistivo de COD y un deflectómetro LVDT. Como resultado de los ensayos se ha representado el momento flector de la sección entallada en función del CMOD. El aspecto de las curvas obtenidas puede observarse en la figura 5 que corresponde a la

entalla de 0,5 mm de radio de curvatura. El momento y el CMOD de rotura para los diferentes radios figuran en la tabla 4.

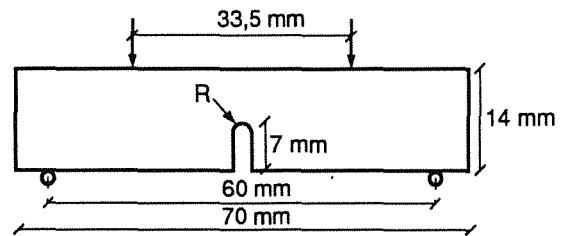


Fig. 4. Dimensiones de las probetas de fractura.

Tabla 4. Resultados de los ensayos de fractura.

Radio (mm)	Momento (Nm)	CMOD (mm)
0,07	57,64	0,122
0,16	76,19	0,185
0,5	87,45	0,303
1	93,28	0,499

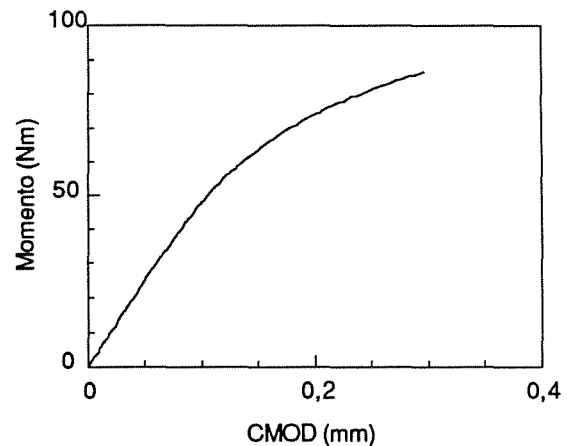


Fig. 5. Curva Momento-CMOD de un ensayo de fractura (Radio de curvatura de 0.5 mm).

3. MODELIZACION NUMERICA

Con objeto de determinar los campos de tensiones y deformaciones en el momento de rotura, todos los ensayos se han modelizado numéricamente por el método de los elementos finitos, utilizando el programa comercial ABAQUS, en su versión 5.2 [4]. Las hipótesis de cálculo empleadas han sido las siguientes: grandes deformaciones, material elastoplástico con criterio de plastificación de Von Mises y endurecimiento por deformación, y estado de tensión plana. Para los elementos sometidos a tracción según la dirección longitudinal de la probeta se ha adoptado la curva tensión-deformación del primer cuadrante de la figura 1, y para los

sometidos a compresión, la del tercero.

Todos los elementos utilizados han sido elementos cuadráticos de 8 nodos. La forma de la malla se puede observar en la figura 6, especialmente la zona próxima a la entalla y la de transición al resto de la probeta.

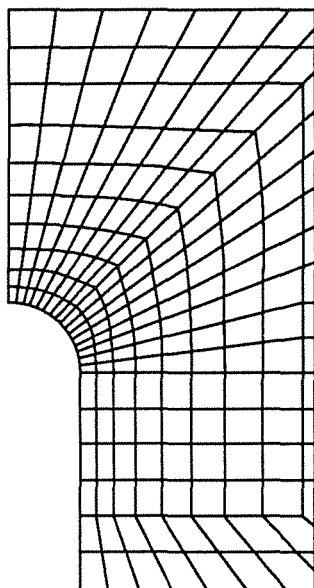


Fig. 6. Malla de elementos finitos utilizada en la modelización numérica.

Las magnitudes calculadas mediante la modelización numérica han sido el momento flector en la sección central de la probeta, el CMOD, el desplazamiento relativo de los apoyos y los campos de tensiones y deformaciones en el ligamento de la sección entallada y en el entorno de la raíz de la entalla. Algunos de los resultados obtenidos pueden verse en las figuras 7 a 10.

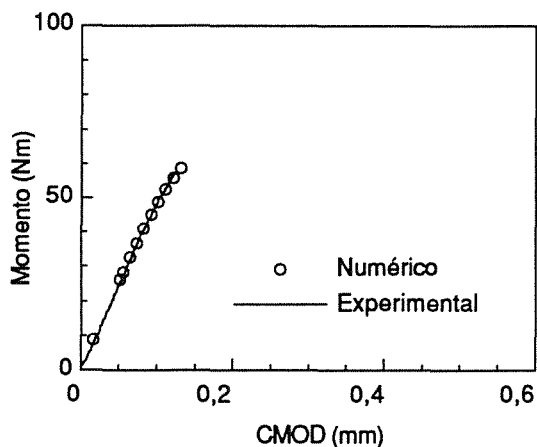


Fig. 7. Curva Momento-CMOD numérica y experimental para la entalla de 0,07 mm.

En las figuras 7 y 8 se ha representado el momento en la sección central de la probeta frente al CMOD, comparando los valores calculados con los resultados experimentales para las entallas de radios de curvatura 1 mm y 0.07 mm. Como puede verse, las diferencias entre ambos tipos de valores son mínimas, lo que confirma las hipótesis de cálculo, en particular la de tensión plana. En ambos casos se comprueba que la rotura tiene lugar fuera del tramo lineal de la curva, después de iniciada la plastificación del ligamento.

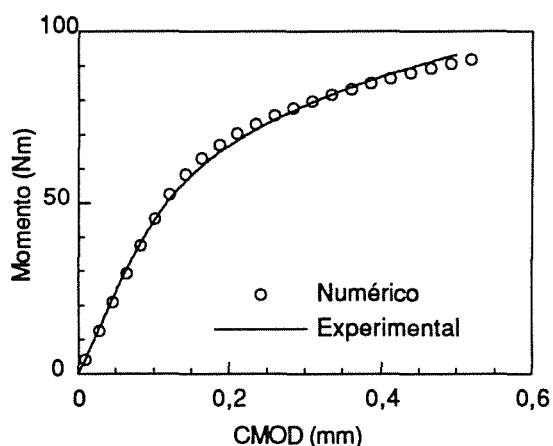


Fig. 8. Curva Momento-CMOD numérica y experimental para la entalla de 1 mm.

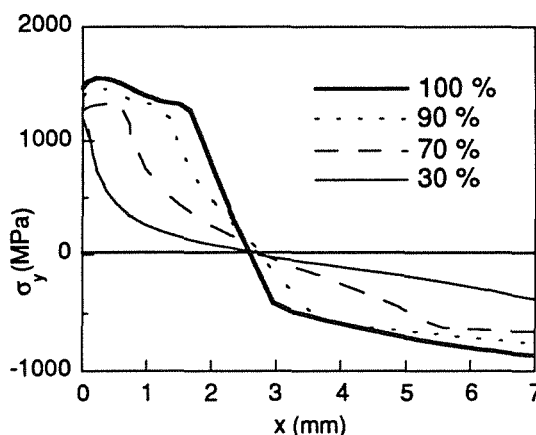


Fig. 9. Tensiones σ_y en el ligamento de la probeta de 0,5 mm.

Las figuras 9 y 10 corresponden a la entalla de 0,5 mm de radio de curvatura. En ellas se ha representado la evolución de las tensiones principales en el ligamento para diferentes valores del momento, referidos al momento de rotura. La tensión σ_y , normal al plano del ligamento, es la de la figura 9 y la tensión σ_x , paralela a dicho plano, la de la figura 10. En ambos casos la abscisa x es la distancia a la raíz de la entalla.

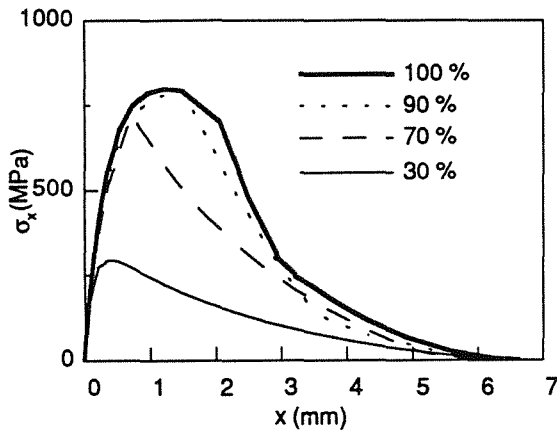


Fig. 10. Tensiones σ_x en el ligamento de la probeta de 0,5 mm.

4. CRITERIO DE FRACTURA

En un sólido fisurado, cuando el estado tensional en el frente de la fisura depende exclusivamente del factor de intensidad de tensiones o de la integral J, es posible formular un criterio macroscópico de fractura basado en esas magnitudes, sin necesidad de establecer la condición local que desencadena la rotura. En una entalla, en cambio, el estado tensional no depende de un solo parámetro y la formulación de un criterio de fractura ha de basarse en una condición local. Entre las más utilizadas están la de máxima tensión y la de máxima deformación, según las cuales, para que tenga lugar la rotura, la tensión o la deformación ha de alcanzar un valor crítico en una zona de material cuyo tamaño, L, depende de la microestructura [5]. De acuerdo con esta idea, para que se produzca la rotura en una entalla no basta que la tensión o la deformación en la raíz superen un valor umbral, es necesario que también su gradiente lo haga para que la condición crítica se extienda a la longitud L. En el caso de los ensayos realizados en este trabajo las curvas momento-CMOD y las distribuciones de tensiones en el ligamento demuestran que la rotura de las probetas se produce siempre después de haberse iniciado la plastificación del ligamento. Por este motivo, es más apropiado considerar la condición local de rotura de máxima deformación, propia de material plastificado:

$$\bar{\epsilon}(x) \geq \epsilon_f \quad 0 \leq x \leq L \quad (1)$$

donde $\bar{\epsilon}(x)$ es la deformación de Von Mises a la distancia x de la raíz de la entalla, ϵ_f su valor crítico y L la longitud característica del material. La figura 11 ilustra el significado de la ecuación (1).

La condición (1) puede expresarse en función de la longitud L y el valor $\bar{\epsilon}_m$ de la deformación en la raíz de la entalla. En un material plástico con una ley tensión-deformación del tipo:

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_o} \right)^n \quad (2)$$

la tensión σ_y normal al plano de simetría de la entalla puede aproximarse por [6]:

$$\sigma_y = \sigma_m \frac{1}{\left(1 + 4 \frac{x}{R} \right)^{\frac{n}{n+1}}}$$

siendo R el radio de curvatura de la entalla y σ_m el valor de σ_y en la raíz. Para distancias $x \ll R$, se tiene:

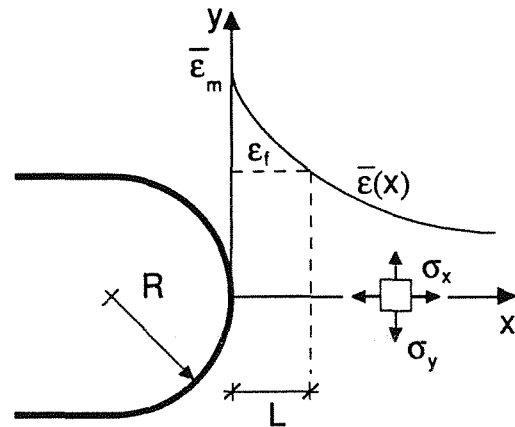


Fig. 11. Deformaciones en la raíz de la entalla.

$$\sigma_y \approx \sigma_m \left(1 - \frac{4}{n+1} \frac{x}{R} \right) \quad (4)$$

$$\sigma_x \approx \sigma_m \frac{x}{R} \quad (5)$$

donde la ecuación (4) es la aproximación lineal de la expresión (3) y la (5) se deduce de las ecuaciones de equilibrio. Añadiendo la condición de tensión plana, de acuerdo con los resultados de la modelización numérica, en las proximidades de la entalla la tensión y la deformación de Von Mises vendrían dadas a lo largo del eje x por:

$$\bar{\sigma} \approx \bar{\sigma}_m \left[1 - \frac{n+9}{2(n+1)} \frac{L}{R} \right] \quad (6)$$

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_o} \right)^n \approx \bar{\epsilon}_m \left[1 - \frac{(n+9)n}{2(n+1)} \frac{x}{R} \right] \quad (7)$$

Puesto que $L \ll R$, la condición (1) se cumplirá si:

$$\epsilon_f \approx \bar{\epsilon}_m \left[1 - \frac{(n+9)nL}{2(n+1)R} \right] \tag{8}$$

de donde:

$$\bar{\epsilon}_m \approx \epsilon_f \left[1 + \frac{(n+9)nL}{2(n+1)R} \right] \tag{9}$$

La condición de rotura (9) es una relación lineal entre la curvatura de la entalla $1/R$ y la deformación en la raíz $\bar{\epsilon}_m$, dependiente de la deformación crítica ϵ_f , de la longitud característica L y del exponente de endurecimiento por deformación n . Con los datos experimentales y los resultados de la modelización numérica se comprueba que, en efecto, la relación entre las variables $\bar{\epsilon}_m$ y $1/R$ es lineal (figura 12).

De acuerdo con dicha relación (9), la longitud L y la deformación ϵ_f , puede determinarse a partir de la ecuación de la recta y del exponente n (igual a 10 según se desprende de la curva tensión deformación de la figura 2):

$$0,1 = \epsilon_f \tag{10}$$

$$6,1 \mu\text{m} = \epsilon_f \frac{(n+9)nL}{2(n+1)} \Rightarrow L = 7,2 \mu\text{m}$$

El valor de L así obtenido es consistente con la microestructura del acero, ya que coincide con el tamaño de las colonias de perlita que constituyen principalmente el acero, como puede verse en la figura 1.

Por su parte, el valor de la deformación de rotura es comparable con el que se obtiene en los ensayos de tracción simple, en los cuales las probetas rompen sin apenas estricción.

En los ensayos de tenacidad, la rotura de las probetas se produce bajo condiciones de deformación plana, con un valor de la tenacidad de $33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dado que el valor de la deformación crítica del criterio de fractura es 0,1, al producirse la rotura en un ensayo de tenacidad la zona con deformaciones iguales o superiores a ese valor crítico coincidirá aproximadamente con la zona afectada por grandes deformaciones plásticas a causa de los cambios de geometría del frente de la fisura. Rice y Johnson [7] han estudiado la evolución de esa zona bajo condiciones de plastificación a pequeña escala, propias de un material de alta resistencia y baja tenacidad, llegando a la conclusión de que se extiende hasta una distancia igual a dos veces del COD por delante del frente de la fisura. Por consiguiente, si el criterio local de fractura en los ensayos de tenacidad es también la condición (1), tendría que verificarse:

$$L \approx 2\delta_c \tag{11}$$

siendo δ_c el valor del COD de rotura. Empleando la expresión de Rice [8] para estimar ese valor resulta:

$$\frac{L}{2} \approx \delta_c = 0,674 \frac{(1-\nu^2)K_{Ic}^2}{E\sigma_Y} \tag{12}$$

donde K_{Ic} es la tenacidad de fractura en deformación

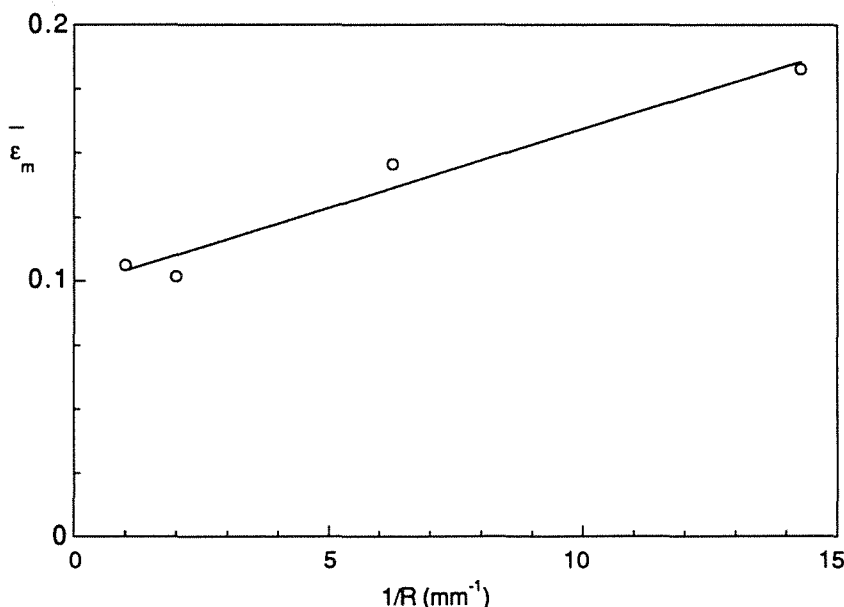


Fig. 12. Relación lineal existente entre la curvatura de la entalla y la deformación en la raíz.

plana, y E y σ_Y el módulo de elasticidad y el límite elástico del material, respectivamente. De la ecuación (12) se deduce inmediatamente que:

$$K_{Ic} \approx 0,86 \sqrt{\frac{E\sigma_Y L}{1-\nu^2}} \quad (13)$$

Con las propiedades mecánicas del material dadas en la tabla 2 y el valor de L dado por (10) resulta un valor de la tenacidad:

$$K_{Ic} \approx 37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

muy similar a los valores medidos que figuran en la tabla 3.

5. CONCLUSIONES

La experimentación realizada confirma que en presencia de entallas, el comportamiento en rotura del acero de alta resistencia y baja tenacidad está fuertemente influido por el radio de curvatura de la entalla. La explicación de esta influencia no puede hacerse a partir de un criterio de fractura basado en una sola magnitud porque no es posible caracterizar mediante un sólo valor los campos de tensiones y deformaciones en la zona donde tiene lugar la rotura, es decir, en las proximidades de la raíz de la entalla. Ha sido necesario establecer un criterio local de fractura y llevar a cabo una modelización numérica de los ensayos para explicar los resultados experimentales. El método de los elementos finitos, empleado en la modelización, no proporciona la precisión suficiente para comprobar el criterio debido al pequeño tamaño de la zona crítica, por lo cual los resultados numéricos han tenido que ser complementados con aproximaciones analíticas.

El criterio formulado es un criterio de máxima deformación, de acuerdo con los niveles de plasticidad que alcanza el acero antes de la rotura. Los dos valores característicos del material que intervienen en la formulación, una longitud y una deformación críticas, han sido determinados a partir de los ensayos de rotura de probetas entalladas. El primero es acorde con su significado microestructural y el segundo con la deformación de rotura del acero en tracción simple. Los valores de tenacidad que predice el criterio cuando se aplica a los ensayos con probeta fisurada coinciden con los que resultan de los ensayos.

6. REFERENCIAS

[1] Valiente, A. y Elices M. "Tolerancia al daño en tendones de acero de alta resistencia" *Anales de*

Mecánica de la Fractura, 9, 318-323 (1991)

- [2] Norma ASTM E 399-83 "Standard Test Method for Plane-Strain Toughness of Metallic Materials" (1983)
- [3] Norma ASTM E 1304-89 "Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials" (1989)
- [4] Hibbitt, H.D., Karlsson B.I. y Sorensen, E.P. "ABAQUS User's Manual" Versión 5.2 (1992)
- [5] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W. "On Macroscopic and Microscopic Analyses for Crack Initiation and Crack Growth Toughness in Ductile Alloys" *Metalurgical Transactions*, 16, 233-248 (1985)
- [6] Weiss, W. "Notch Fracture Analysis" en "Fracture-An Advanced Treatise" vol. III, H. Liebowitz ed., Academic Press, New York (1968)
- [7] Rice, J.R. y Johnson, M.A. "The role of large crack tip geometry changes in plain strain fracture" en "Inelastic Behaviour of Solids" M.F. Kanninen et al., ed., 641-672, McGraw-Hill, New York (1970)
- [8] Rice, J.R., " A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks" *Journal of Applied Mechanics*, 35, 379-386 (1968)

ENSAYOS AUTORADIOGRAFICOS DE TRITIO SOBRE ACEROS HSLA

J. González*, A.M. Brass**, J.Chêne**

*Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

**Laboratoire Metallurgie Structurale URA 1107. Université Paris-XI. Orsay

Resumen. La técnica de la autorradiografía de tritio se ha mostrado como un interesante método para intentar la detección del hidrógeno en las microestructuras de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA). En el marco de una modelización general sobre los fenómenos de Corrosión Bajo Tensión en ese tipo de aceros como decohesiones y roturas del material dentro de la zona plástica de fondo de fisura, en la que se admite una importante concentración de hidrógeno, dicha técnica aparece como un instrumento adecuado para comprobar las hipótesis de esta modelización y cuantificar concentraciones de hidrógeno en distintas zonas de la microestructura del material. Experiencias llevadas a cabo sobre probetas sometidas a corrosión bajo tensión en ambiente tritiado junto a otros ensayos complementarios en los cuales se ha forzado la entrada de hidrógeno-tritio sobre probetas del material han mostrado tanto la utilidad como las limitaciones de la técnica autorradiográfica para cuantificar la presencia de hidrógeno en las microestructuras de estos aceros.

Abstract. Tritium autoradiography has become an interesting method of trying to detect hydrogen in high-strength low-alloy steel (HSLA) microstructures. Within the framework of a general modelling of Stress Corrosion Cracking phenomena, tritium autoradiography seems to be an adequate instrument to assess such modelling techniques and to quantify the hydrogen concentrations present in different areas of the materials microstructure, above all in the plastic zone around the crack tip. Experiments carried out on specimens subjected to stress corrosion cracking in a tritiumised environment together with other complementary test in which hydrogen-tritium was forced into specimens have shown up both the usefulness and the limitations of autoradiography in quantifying the presence of hydrogen in the microstructure of those steels.

1. INTRODUCCION

En un trabajo anterior [1] se expusieron las características más importantes del uso del tritio T_1^3 como medio de detección de la presencia de hidrógeno en redes cristalinas metálicas.

La difusividad del hidrógeno como intersticial en la red metálica BCC del hierro α y su tendencia al atrapamiento en los accidentes microestructurales de la misma, junto con el deterioro que su presencia produce en las propiedades mecánicas del material hacen que una gran cantidad de estudios y ensayos se centren sobre este problema clásico en Ingeniería de Materiales.

Si se admite que la difusividad y la solubilidad del hidrógeno en las redes cristalinas metálicas y su tendencia al atrapamiento en los accidentes microestructurales es similar a la de sus isótopos más pesados, al llevar a cabo la detección de estos últimos se hace una evaluación indirecta de la presencia del hidrógeno en ella, detección que por otros métodos que intentan ser más directos es casi imposible de llevar a cabo.

Tal detección, en el caso del tritio, se hace posible al ser un elemento radiactivo, cuyo núcleo desprende una partícula β^- transformándose en helio He_2^3 . El bajo poder de penetración de la radiación β en la materia da lugar a que se puedan detectar solamente actividades del tritio que se encuentra próximo a la superficie del material, en una profundidad de 1 a 3 μm , por medio de películas sensibles a dicha radiación colocadas en contacto con la superficie exterior durante un tiempo de exposición suficientemente largo. [2]

Es prácticamente aceptado hoy día que en los procesos de Corrosión Bajo Tensión de aceros de alta resistencia el papel del hidrógeno es de gran importancia [3] como elemento que produce fragilización en el material. En particular, la zona plástica de fondo de fisura es una región en la cual confluyen dos circunstancias que favorecen una especial acumulación de hidrógeno, como son la presencia de un alto estado tensional que aumenta la solubilidad de la red cristalina, y por otro lado la aparición de un gran número de defectos lineales, superficiales y de volumen debidos a la deformación plástica que se constituyen en trampas en las cuales queda atrapado el hidrógeno.

Estas hipótesis han podido ser verificadas experimentalmente muy pocas veces, y una forma de comprobación tanto cualitativa como cuantitativa es precisamente esta técnica de autorradiografía del tritio atrapado en la zona plástica de fondo de fisura en probetas ensayadas en Corrosión Bajo Tensión. De este modo podemos confirmar el grado de certeza de las hipótesis citadas, así como colaborar por medio del análisis de los resultados obtenidos en el avance de la modelización del fenómeno que se lleva a cabo en el desarrollo de la línea de investigación sobre CBT de este grupo.[4]

2. PROCEDIMIENTO OPERATIVO

La introducción de tritio junto al hidrógeno en la microestructura metálica del acero HSLA se lleva a cabo a lo largo de los ensayos en CBT, realizados con probetas sumergidas en un medio agresivo acuoso salino (3,5% NaCl en peso), a base de agua tritiada con una actividad de 0,5 Ci/cc.

La puesta en marcha del ensayo en CBT se lleva a cabo en tres fases diferentes. La primera de ellas consiste en la puesta en carga de la probeta DCB prefisurada por fatiga y la protección con barniz de ciertas partes del sistema de carga (roscas, etc) y otras de la propia probeta para que no estén en contacto con el medio tritiado lo cual aumentaría inutilmente la actividad del conjunto.

La segunda fase o ensayo de CBT se lleva a cabo dentro de un recinto perfectamente aislado en el cual la probeta tensionada está en contacto con el medio agresivo tritiado y el ensayo tiene lugar bien al potencial electroquímico en equilibrio del sistema o bien bajo potencial catódico para acentuar el efecto agresivo. Después de varias horas de ensayo se interrumpe el proceso y se extrae la probeta que es lavada y dejada en reposo en la cámara de aislamiento durante pocos días hasta que la actividad general de la misma disminuya suficientemente para permitir su manipulación.

En la tercera fase, la probeta es extraída de la cámara de aislamiento, se verifica la propagación de la fisura pudiendo ser o no destensionada según sea necesario, y se lleva a cabo un pulido con papel abrasivo y polvo de diamante de la cara que vaya a ser expuesta a la película β -sensible. Tras una deposición durante un tiempo variable entre un día y varias semanas en condiciones adecuadas, la citada película es revelada para observar y cuantificar la actividad del tritio sobre la superficie.

La cuantificación sobre un film impresionado se lleva a cabo mediante un análisis óptico por microdensitometría de barrido que evalúa el grado de oscurecimiento del film durante la exposición y por tanto la concentración y distribución del tritio en superficie.

3. RESULTADOS

A partir de laminados brutos de aceros HSLA tipo AISI 4120 y 4130 cuya composición química viene dada en la Tabla I, se mecanizaron probetas, Figura 1, de tipo DCB

(double cantilever beam) que fueron sometidas a diversos tratamientos térmicos, detallados en la Tabla II, y posteriormente ensayadas en CBT en agua tritiada. La validez de estos ensayos quedó confirmada puesto que se observó propagación medible de las fisuras en tales condiciones para valores del factor K_I superiores al umbral $K_{I_{SCC}}$. Los resultados obtenidos se recogen en la Tabla III.

3.1. Absorción de hidrógeno durante el ensayo en CBT del acero 4130

Las autorradiografías de tritio realizadas sobre el acero 4130 tras su ensayo a potencial libre en medio tritiado, Figura 2, evidencian la absorción de hidrógeno durante el ensayo por parte del material. Sin embargo, no fue detectado un aumento en la concentración de tritio en el frente de fisura, tal vez motivado por el pequeño tamaño de la zona plástica y por el hecho de que se intentó observar la distribución de tritio después de la relajación de tensiones que se produce en el material tras una amplia propagación y un período de tiempo largo en reposo.

La resolución de esta técnica de observación no permite localizar la distribución preferencial del tritio en microestructuras finas bainíticas y martensíticas presentes en este caso. Sin embargo, teniendo en cuenta la desorción inicial de tritio en la cámara de seguridad durante los primeros dos o tres días siguientes al ensayo y las altas velocidades de desorción medidas en ensayos de permeabilidad para este tipo de microestructuras, permiten asegurar que estas autorradiografías han sido originadas por el tritio atrapado en la microestructura del material.

3.2. Distribución del hidrógeno en el fondo de fisura del acero 4120

En este acero la zona plástica de fondo de fisura se eligió mucho más grande, Tabla II, para las condiciones de puesta en tensión de cada muestra, y asimismo se intentó favorecer la entrada de hidrógeno al material mediante carga catódica a 10 mA/cm² con el fin de obtener mayores concentraciones que permitieran una mejor observación y propagación en CBT, que de otro modo sería casi nula en este material.

La Figura 3 muestra las imágenes autorradiográficas obtenidas en este caso en las que se puede apreciar un aumento evidente de la concentración de tritio en el frente de fisura así como una textura en la imagen con suaves bandas en la misma dirección. La imagen a fue obtenida poco después de los procesos de CBT en medio tritiado, mientras que la imagen b fue obtenida seis meses después de la introducción del tritio lo que confirma los resultados anteriores con una imagen análoga pero de menor contraste como corresponde a una menor actividad radiactiva.

La extensión de la zona rica en tritio en frente de fisura

coincide bastante aceptablemente con el tamaño que debe presentar la zona plástica de fondo de fisura en la superficie de la probeta, próxima a condiciones de tensión plana, del orden de tres a cuatro veces la dada en la Tabla II, deformación plana. Por otro lado, la textura de la imagen coincide en la observación de la microestructura del material con las bandas de ferrita y perlita originadas en el proceso de laminado en fábrica del acero. (Figura 4)

Parece, por tanto, evidente un importante atrapamiento de hidrógeno, tanto en la zona plástica de frente de fisura, como sobre la microestructura de la zona no tensionada afectando a las bandas de perlita.

3.3. Resultados de medidas de microdensitometría

Las medidas de microdensitometría realizadas sobre las imágenes autorradiográficas es la forma de obtener datos cuantitativos sobre la concentración de hidrógeno en los materiales metálicos, en particular sobre las zonas tensionadas de los mismos.

Esta técnica requiere una calibración previa del oscurecimiento de la película sensible en función del contenido en tritio del material y el resultado muestra una relación prácticamente lineal entre el citado oscurecimiento y la actividad del tritio, para bajos valores de la misma, con una constante de proporcionalidad conocida.

En el acero 4120 normalizado se obtuvo el perfil microdensitométrico y las imágenes de la Figura 5, y en él se observó una relación entre la concentración de tritio en la zona plástica con respecto al material base de R=1.8 tras corregir el efecto básico de la película.

Los valores absolutos de la concentración local media de tritio dentro y fuera de la zona plástica pueden ser obtenidos a partir de la calibración de la película sobre la probeta sin tensión y de una serie de consideraciones basadas en las ecuaciones que rigen los fenómenos radiactivos. En primera instancia se obtiene la actividad media en ambas zonas, zona plástica y matriz, de valores:

$$A_{z.p.} = 6.1 \times 10^7 \text{ cuentas/cm}^2 \quad (1)$$

$$A_m = 3.4 \times 10^7 \text{ cuentas/cm}^2 \quad (2)$$

Teniendo en cuenta el tiempo de exposición obtenemos el flujo de partículas β en unidades cuentas/cm².seg y aplicando la relación entre esta actividad superficial y la actividad en volumen se obtiene un número de desintegraciones en zona plástica y matriz de

$$n_{z.p.} = 3.51 \times 10^6 \text{ cuentas/cm}^2.\text{seg} \quad (3)$$

$$n_m = 1.9 \times 10^6 \text{ cuentas/cm}^2.\text{seg} \quad (4)$$

La concentración de tritones, según la semidesinte-

gración (12,4 años) del mismo, resulta en ambos medios de

$$C_{z.p.} = 155 \text{ ppm at.} = 2.8 \text{ ppm. peso} \quad (5)$$

$$C_m = 86 \text{ ppm at.} = 1.5 \text{ ppm. peso} \quad (6)$$

Estos valores deben ser considerados como promedio de concentraciones locales sobre una superficie de 10⁻² mm², de modo que si esto se realiza a escala aún más microscópica se confirma la evidencia del atrapamiento del hidrógeno en las bandas perlíticas.

4 AGRADECIMIENTOS

La realización de estos estudios y análisis por parte de los autores ha sido posible por la concesión al primero de ellos de una beca con cargo al Proyecto Mercurio, en el marco del acuerdo institucional de cooperación Científica y Cultural Hispano-Francesa. Asimismo estos estudios se enmarcan en un Proyecto de Investigación financiado por la CECA y la CICYT.

5. REFERENCIAS

[1] González, J.J., Anales de Mecánica de Fractura. Vol 10, pp 230-234 (1993)

[2] Lacombe, P.; Aucouturier, M. and Chêne, J., "Hydrogen embrittlement and Stress Corrosion Cracking", A.S.M. Pub. R. Gibala and R.F. Hechemam. Ed. 1984, p.79.

[3] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M., "The role of metallurgical variables in hydrogen assisted environmental fracture", Advances in Corrosion Science and Technology, Vol. 7, Ed. Fontana y Staelhe, 1980.

[4] Gutiérrez-Solana, F.; González, J.J.; Varona, J.M.; Biezma, M.V., Corrosion Science, Vol. 35. Nos 1-4. pp. 499-505. 1993.

TABLA I. Composición química de los aceros AISI 4120 y 4130

Elemento	C	P	S	Mn	Si	Cr	Mo
4120 - %	0,19	0,018	0,014	0,66	0,22	0,95	0,18
4130 - %	0,32	0,016	0,008	0,54	0,29	1,07	0,21

TABLA II. Tratamientos térmicos y características de los materiales ensayados por autorradiografía de tritio.

Material	Tratamiento térmico	Microdureza (HV)	Tamaño de Z.P. en umbral(μm)	K_{Isc} MPa.m ^{1/2}
4120	Aus. 860°C,1h +enfr. aire	210	2000	135
4130	Aus. 860°C,1h +enfr. aire	305	213	67
4130	Aus. 900°C,1h Temp.+Rev 400°C	455	9.5	21

TABLA III. Propagación de fisuras en el acero 4130 en solución tritiada.

Tratamiento térmico	Muestra	Apriete K_I (MPa. $\sqrt{\text{m}}$)	Tiempo de exposición al tritio(h)	Longitud propagada(μm)
T900+R400	A	30	4	150
	B	35	5	7830
Norm. 860	A	92	16	0?
	B	95	16	270

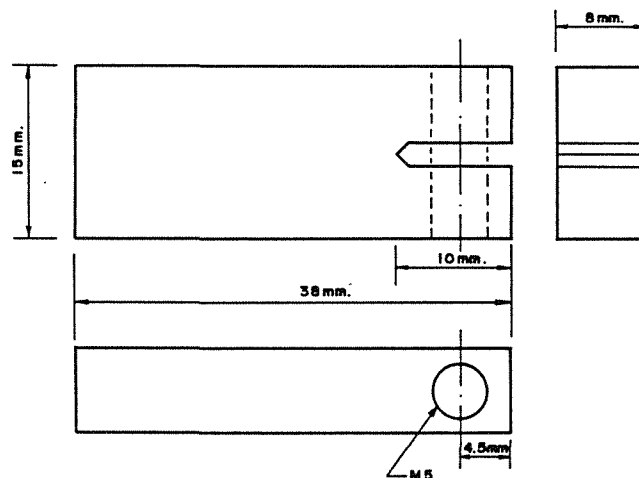
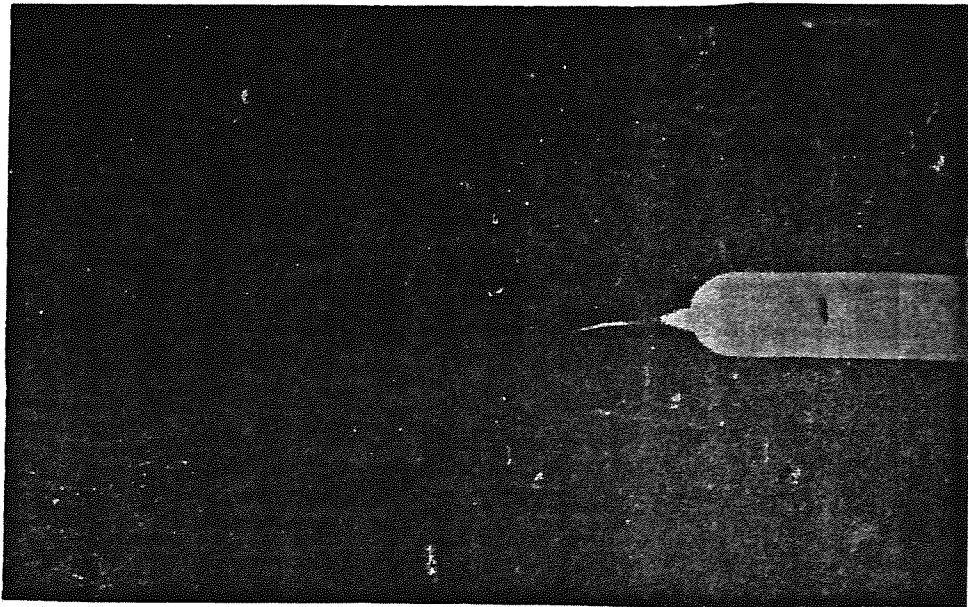
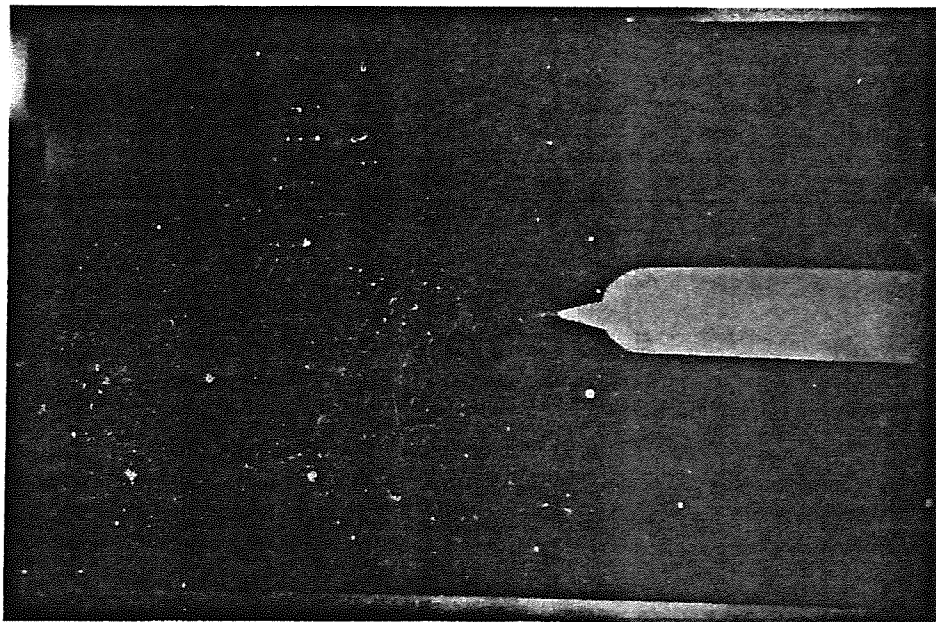


FIGURA 1

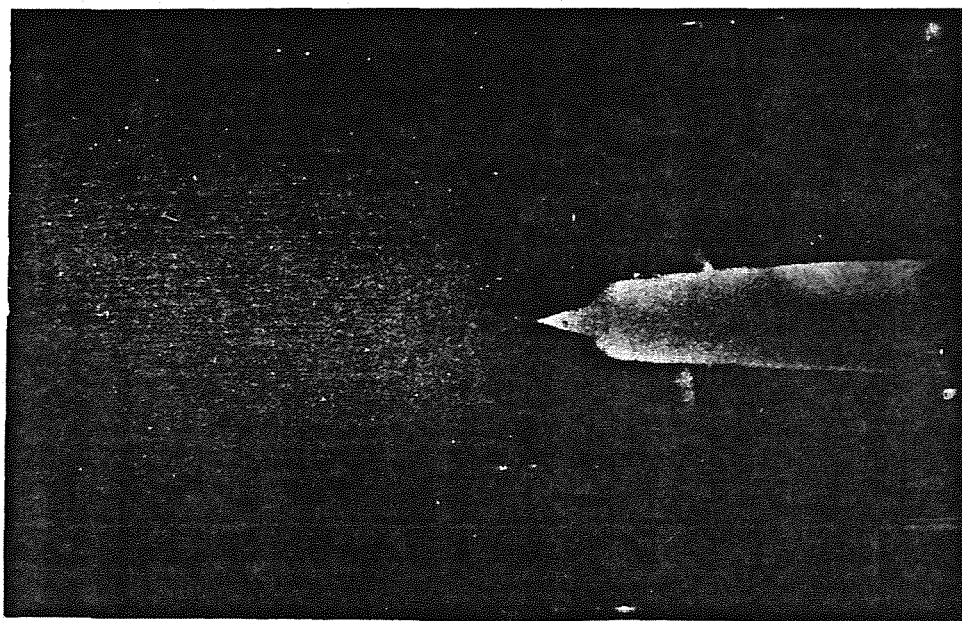


A.- Autorradiografía de martensita revenida a 400°C (30 días después del ensayo de CBT)

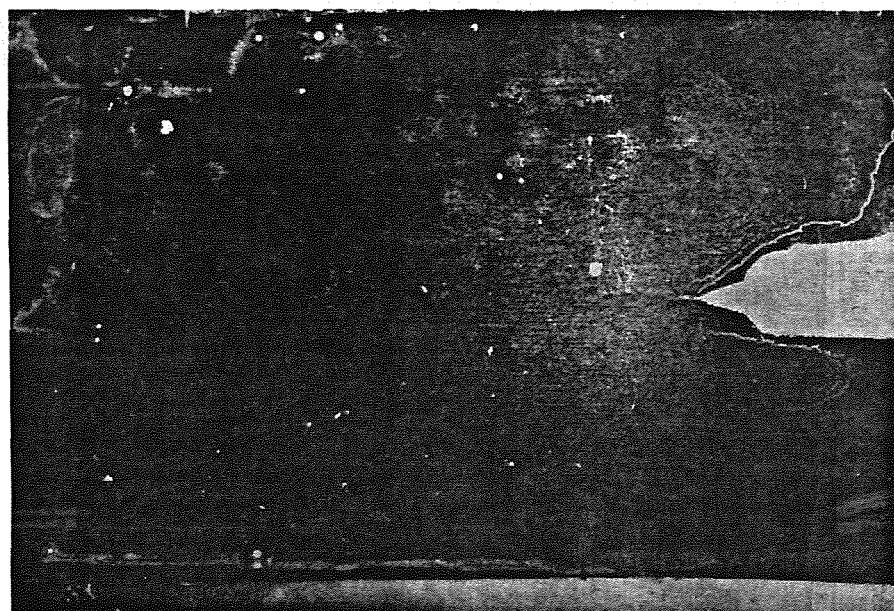


B.- Autorradiografía de bainita superior (45 días después del ensayo de CBT)

FIGURA 2



A.- Autorradiografía de 40 días después de la carga catódica



B.- Autorradiografía de 6 meses después de la carga catódica

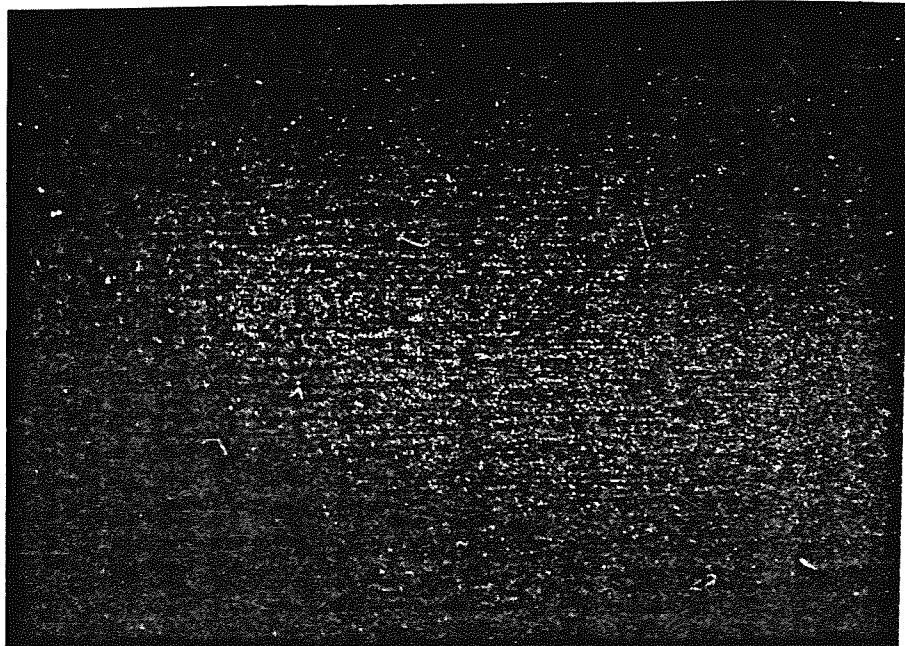
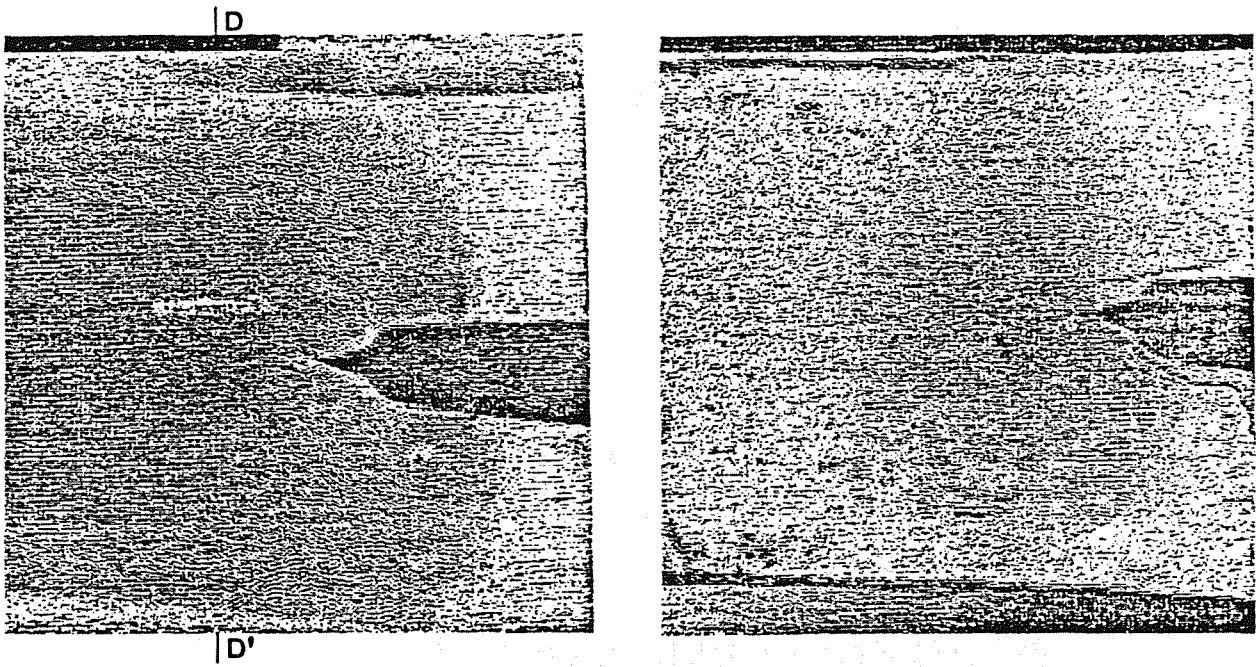


FIGURA 4



A.- Imagen microdensitométrica de la Figura 3A B.- Imagen microdensitométrica de la Figura 3B

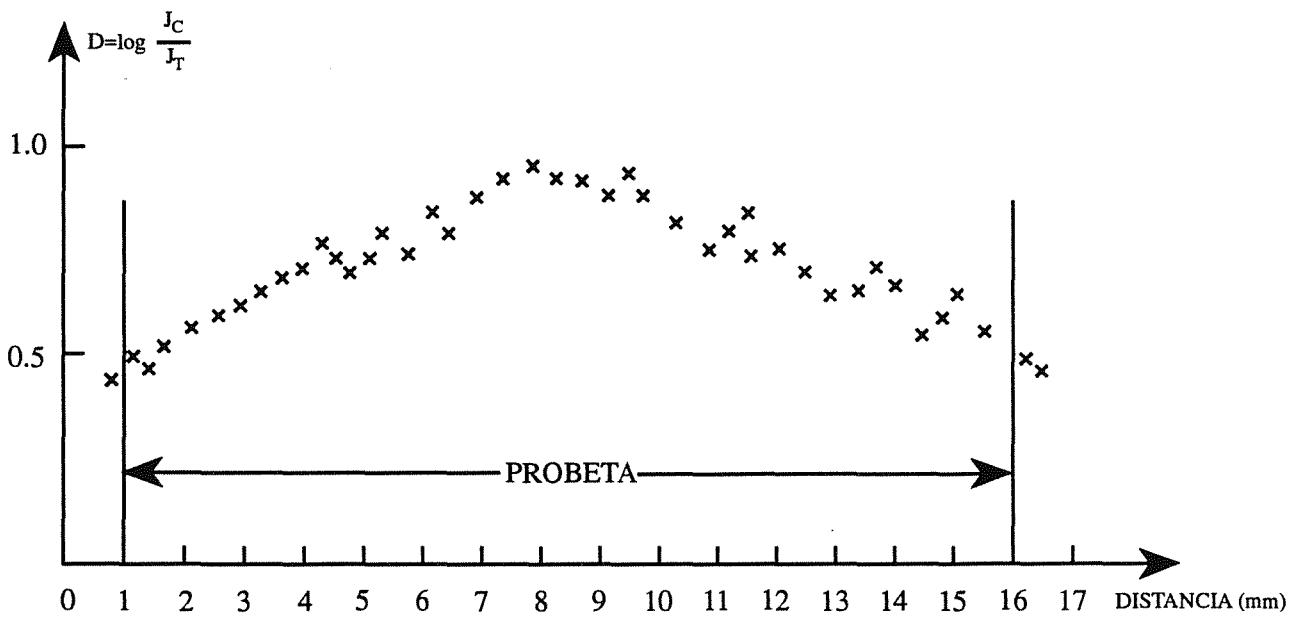


FIGURA 5

MEDIDA DE LA ENERGÍA DE FRACTURA EN MATERIALES PÉTREOS

G.V. Guinea, C. Rocco, J. Planas y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S.I. Caminos. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid.

Resumen. La energía específica de fractura, G_F , es una propiedad importante a la hora de caracterizar la rotura de materiales casi-frágiles como el hormigón, las rocas o los materiales cerámicos. En la actualidad existen diversos procedimientos para su medida, siendo el más extendido el que utiliza el trabajo de fractura realizado al romper completamente por flexión en tres puntos un prisma entallado. En este método se evalúa G_F como la relación entre el trabajo total de fractura y el área de rotura. El presente artículo estudia un método alternativo de medida de G_F basado en la rotura por flexión de prismas con diferente longitud de entalla. El método se aplica a la medida de G_F en granito, y los resultados se comparan con el procedimiento tradicional, mostrando el alcance del nuevo procedimiento.

Abstract. When characterizing fracture properties of quasi-brittle materials like concrete, rocks or ceramics G_F , the specific fracture energy, emerges as a significant material parameter. To measure this property different methods have been devised, being one of the most extended that based in the work of fracture. In this method a notched beam is completely broken in two halves by three point bending, and G_F is computed as the ratio between the work supplied to the beam and the rupture area generated by the test. This paper investigates an alternative method that computes G_F through three point bend tests on beams with different notch lengths. The new method is applied to ascertain G_F in a commercial granite, and the results are compared with the classical procedure.

1. INTRODUCCIÓN

La Mecánica de la Fractura es la herramienta adecuada para determinar el comportamiento mecánico de elementos fisurados. Desde hace varias décadas se aplica con éxito a materiales metálicos y a partir de los años 80 se ha extendido su utilización al estudio de la rotura de hormigones y rocas.

Para explicar el comportamiento de estos materiales, denominados casi-frágiles, se han desarrollado diversas teorías de fractura que requieren la medida de diferentes propiedades del material. En rigor podríamos decir que cada teoría de fractura establece su propio conjunto de propiedades del material, que han de determinarse experimentalmente.

Así la Mecánica de Fractura Elástica Lineal considera que el material está completamente caracterizado,

además de por sus constantes elásticas E y ν , por el factor de intensidad de tensiones crítico K_{IC} . Desde este punto de vista parece imprescindible, cuando se habla de medida de propiedades o de caracterización en fractura de un determinado material, hacer siempre referencia al modelo de fractura subyacente.

Sin embargo existen ciertas propiedades que pueden definirse para más de un modelo de fractura, y que por ello resultan de gran interés en la caracterización del material. De entre ellas la más importante es sin duda la energía específica de fractura G_F . Este parámetro puede definirse como el valor de la energía que es preciso comunicar al material para separarlo en dos partes, creando un área de fractura unidad.

Para materiales casi-frágiles como las rocas, el hormigón o los cerámicos la energía de fractura G_F se ha medido por diversos procedimientos, siendo el más extendido el que utiliza la energía consumida durante un

ensayo de flexión en tres puntos realizado sobre un prisma entallado, y que es la base del procedimiento normalizado RILEM [1].

Desgraciadamente la realización de un ensayo aparentemente simple como el de rotura por flexión en tres puntos no está exenta de numerosas incertidumbres, máxime cuando la energía total medida es muy reducida y cualquier fenómeno disipativo ajeno al proceso de fractura altera significativamente los resultados [2-4]. Por ello existe en la actualidad cierta controversia sobre el carácter de G_F como propiedad material de hormigones y rocas, polémica aventada por su aparente dependencia con el tamaño de probeta.

El presente artículo propone un nuevo método de medida de G_F en materiales pétreos basado en el tradicional ensayo de flexión en tres puntos. Este nuevo procedimiento permite evaluar el perfil de G_F a lo largo del ligamento. Como aplicación se muestran los resultados de ensayos realizados en probetas de granito, comparando los resultados tradicionales y los conseguidos por el nuevo método. El artículo termina presentando las conclusiones más importantes.

2. MEDIDA INCREMENTAL DE G_F

2.1 Introducción

Considérense dos probetas prismáticas, de canto D , espesor B y fisuras iniciales a_1 y a_2 , tal y como se representa en la figura 1a. Si realizamos sobre ambas un ensayo de flexión en tres puntos registrando la fuerza aplicada en el centro de la probeta y el desplazamiento de ese punto obtenemos las curvas dibujadas en la figura 1b. La probeta (2), con una fisura menor que la de la

probeta (1), da lugar a una curva carga-desplazamiento que se sitúa por encima de la curva correspondiente a la probeta (1). Esta es la situación hasta que, en cierto instante (punto A de la figura 1b), ambos registros se hacen comunes y continúan así hasta el final del ensayo.

La razón de este comportamiento se puede encontrar en el proceso de fractura que siguen ambas probetas durante el desarrollo del ensayo.

Durante la rotura de la probeta (2) su fisura crece generando nueva superficie de rotura. En cierto instante la fisura se habrá propagado de tal modo que se disponga de una fisura "real" de igual extensión que la fisura inicial de la probeta (1). Por fisura "real" entendemos aquella en la que sus labios no interaccionan, de forma que se haya originado nueva superficie de material. Esta fisura "real" puede, y de hecho así sucede en el caso de las rocas, ir acompañada de una fisuración difusa que la precede. Al contrario que en la fisura "real", el material situado dentro de la zona de fisuración difusa no ha sido separado completamente, es capaz aún de transmitir tensiones en su seno y, por consiguiente, consumir energía.

Considérese ahora la realización del ensayo sobre la probeta (1). En esta probeta también se desarrollará una zona de fisuración difusa que, conforme progresa el ensayo, dará lugar a la propagación de una fisura "real". Cuando empiece dicha propagación estaremos en una situación igual a la descrita antes para la probeta (2). En ambos casos tendremos igual longitud de fisura "real" y de zona de fisuración difusa, dado que la geometría y el sistema de carga exterior es idéntico, y en consecuencia la fuerza exterior y el desplazamiento del punto de carga serán los mismos en ambas probetas.

Para que el razonamiento anterior sea correcto el material

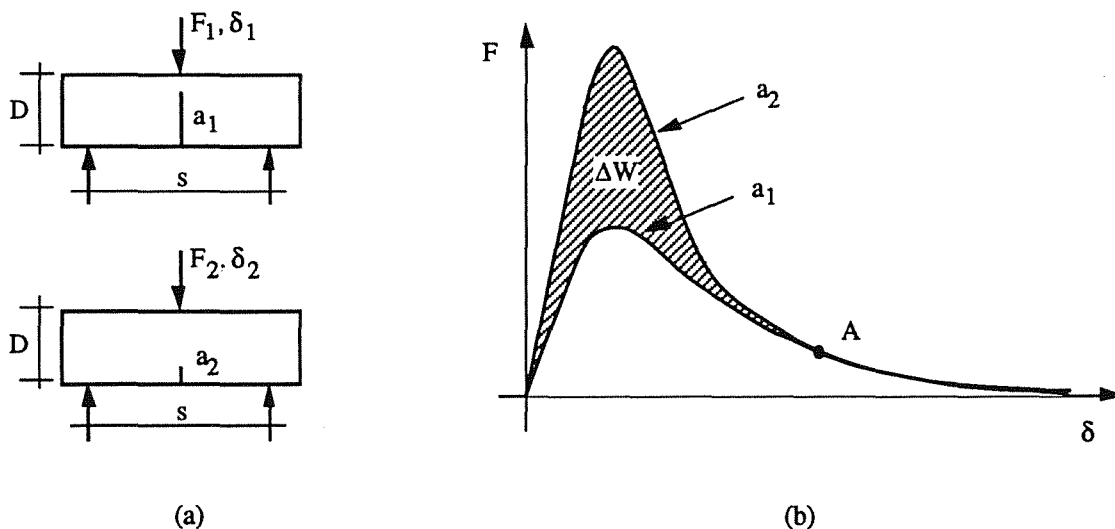


Fig.1. Ensayo de flexión en tres puntos sobre probetas con diferente profundidad inicial de fisura

fuera de la zona de fractura debe comportarse de forma elástica. En general este es el caso de los materiales más frágiles a los que hemos hecho referencia en la introducción (rocas, cerámicos y hormigones principalmente), cuya fractura se desarrolla mayoritariamente sin la aparición de zonas plastificadas alrededor de la fisura. En otro caso los campos de tensiones originados en las probetas (1) y (2) serían diferentes y también lo serían sus registros fuerza-desplazamiento.

2.2 Medida de la energía de fractura incremental

Las curvas fuerza-desplazamiento del apartado anterior difieren en la primera zona de los registros, existiendo un trabajo "extra", ΔW, sobre la probeta (2) que es la de menor fisura inicial (figura 1). Este trabajo se habrá consumido en propagar en la probeta (2) una fisura "real" de longitud igual a a₁-a₂, que es la diferencia entre las fisuras introducidas inicialmente en ambas probetas. A partir del punto A de los registros (figura 1b) el trabajo comunicado a las probetas es el mismo puesto que en ambas se propaga una fisura "real" de longitud inicial a₁.

Por ello podremos establecer que ΔW será igual al producto de la la diferencia de áreas de ligamento inicial por la energía específica de fractura G_{F*i*}:

$$\Delta W = G_{Fi} B (b_2 - b_1) \tag{1}$$

con lo que la energía de fractura podrá calcularse por:

$$G_{Fi} = \frac{\Delta W}{(b_2 - b_1)B} \tag{2}$$

siendo b₁ = D - a₁ y b₂ = D - a₂ los ligamentos iniciales de las probetas y B su espesor.

El subíndice *i* que aparece en la energía de fractura de las ecuaciones (1) y (2) hace referencia al valor "incremental" de esta energía, y la distingue de la calculada por el procedimiento RILEM, que estima G_F mediante la rotura completa de una probeta fisurada [1]. En un ensayo de flexión como los considerados anteriormente G_FRILEM se calcularía por:

$$G_{FRILEM} = \frac{W}{bB} \tag{3}$$

siendo W toda la energía consumida durante la fractura, medida a partir del área total bajo la curva fuerza-desplazamiento, y bB la superficie de ligamento inicial de la probeta.

Para que las energías de fractura calculadas mediante las ecuaciones (2) ó (3) sean correctas es preciso garantizar que W y ΔW sean sólo energías consumidas en el proceso de fractura. Deben pues evaluarse aquellos procesos disipativos importantes y descontarse del trabajo total realizado sobre la probeta.

Así, el trabajo de fractura consumido para la rotura de una probeta, W se deberá calcular como:

$$W = \int F d\delta - \Delta W_{dis} \tag{4}$$

y la diferencia de trabajos ΔW será:

$$\Delta W = [\int F_2 d\delta_2 - \int F_1 d\delta_1] - [\Delta W_{dis2} - \Delta W_{dis1}] \tag{5}$$

expresiones en las que ΔW_{dis} representa el trabajo de los procesos disipativos ajenos a la fractura del material. Para una descripción de los mecanismos disipativos más importantes pueden consultarse las referencias [2-4], en las que también se detallan la forma de evaluarlos.

Indiquemos por último que el trabajo del peso de la probeta debe tenerse siempre en cuenta y por ello se recomienda siempre realizar ensayos con compensación de peso [2-4] (suspensión por muelles o doble longitud de probeta, por ejemplo).

3. APLICACIÓN A LA MEDIDA DE G_F EN GRANITO

3.1 Descripción del material

El procedimiento de medida de la energía de fractura presentado en el apartado anterior se ha utilizado para evaluar G_F en un granito comercial. Para ello se realizaron ensayos de flexión en tres puntos en probetas entalladas, cuya geometría se recoge en la figura 2. Todas las probetas se cortaron de una misma pieza de 30mm de espesor y durante el corte se deshecharon las zonas de menor homogeneidad.

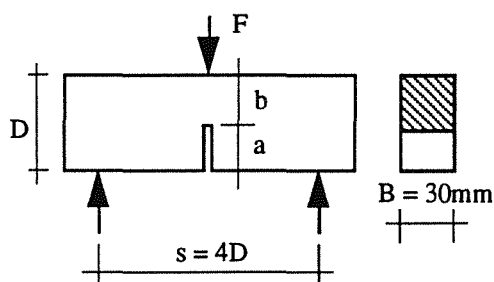


Fig.2. Geometría de las probetas de flexión en tres puntos

Probetas	número	a(mm)	Bb(mm ²)
G-0.30	4	29.0±0.4	2135±10
G-0.50	4	48.0±0.3	1575±20
G-0.70	3	67.6±0.5	940±30
G-0.85	4	82.5±0.2	541±7

Tabla 1. Dimensiones medias de las entallas. Para cada valor se indica su media y el intervalo de confianza al 95%.

La realización de las entallas se hizo con una sierra de hilo diamantado de 0.2mm de diámetro. El tamaño de grano del granito utilizado está entre 2 y 3 mm por lo que la entalla realizada en las probetas puede considerarse a todos los efectos una fisura. La tabla 1 recoge las dimensiones medias de las entallas iniciales y el área de ligamento.

3.2 Descripción de los ensayos

Se realizaron quince ensayos de flexión en tres puntos con compensación de peso en cuatro grupos de probetas de relación entalla/canto 0.3, 0.5, 0.7 y 0.85. Los ensayos fueron estables con control en CMOD (apertura de la boca de la entalla) y durante su realización se registraron simultáneamente la fuerza, el desplazamiento del punto de carga y el CMOD.

Para la ejecución de los ensayos se utilizó una máquina servohidráulica INSTRON 8501 equipada con una célula de carga de 5kN y $\pm 5N$ de precisión para las probetas de entalla 0.3 ó 0.5, y con una célula de 1kN y $\pm 1N$ de precisión para las de 0.7 y 0.85. La medida de desplazamientos se realizó con dos captadores inductivos HBM-W2ATK de $\pm 2mm$ de recorrido y $\pm 2\mu m$ de precisión situados a ambos lados de la sección central de la probeta. La apertura de la boca de la entalla (CMOD) se realizó mediante un extensómetro INSTRON 2620-602q de $\pm 2.5mm$ de recorrido y $\pm 2\mu m$ de precisión.

Los apoyos de la probeta se materializaron mediante rodillos de 16mm de diámetro, estando articulados los dos inferiores para evitar torsiones en la probeta.

La velocidad de ensayo fue constante para todas las probetas imponiéndose una velocidad de CMOD de 0.01mm/minuto.

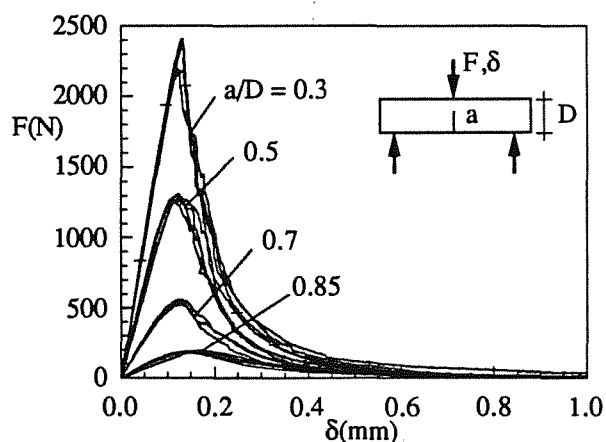


Fig. 3. Curvas Fuerza-desplazamiento

Todas las probetas se ensayaron con compensación de peso para lo que se adhirieron en los extremos las mitades de una probeta previamente ensayada.

La figura 3 muestra las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas en los ensayos.

4. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

4.1 Energía de fractura RILEM

Los ensayos realizados han permitido calcular la energía de fractura G_F según el método RILEM, dividiendo el trabajo de fractura por la superficie total de rotura, según la ecuación (3). Los resultados se dan en la tabla 2, en la que se indica el valor del trabajo neto de fractura, calculado con la ecuación (4) y la energía de fractura RILEM.

Como se puede apreciar aparece un marcado efecto de tamaño, que se ilustra en la figura 4, representando G_{FRILEM} frente al ligamento inicial de la probeta.

Probetas	W(Nmm)	$G_{FRILEM}(N/m)$
G-0.30	354 \pm 24	166 \pm 11
G-0.50	232 \pm 5	147 \pm 2
G-0.70	118 \pm 12	125 \pm 10
G-0.85	62 \pm 7	115 \pm 13

Tabla 2. Valores medios del trabajo de fractura y de la energía de fractura calculada según el método RILEM. Para cada valor se indica su media y el intervalo de confianza al 95%.

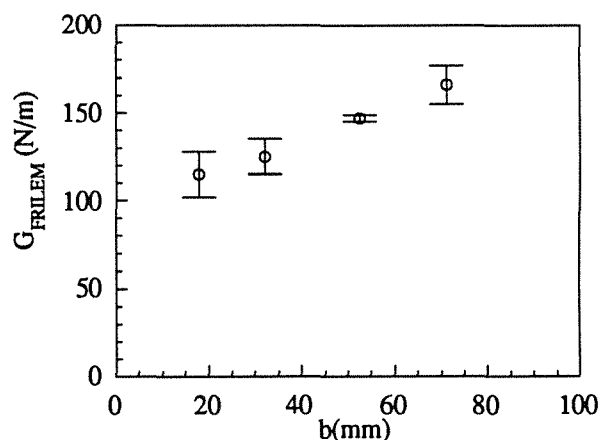


Fig.4. Variación de la energía RILEM con el ligamento de la probeta

4.2. Energía de fractura incremental

El cálculo de G_F incremental se ha realizado mediante la ecuación (2), calculando la diferencia de trabajos de fractura ΔW con la ecuación (5), promediados por tamaños. Los resultados se muestran en la tabla 3, y la figura 5 representa los valores de G_{Fi} en cada zona del ligamento de la probeta.

Probetas	$\Delta W(Nmm)$	$\Delta Bb(mm^2)$	$G_{Fi}(N/m)$
G-0.30/0.50	122±29	560±30	218±63
G-0.50/0.70	114±17	635±50	180±41
G-0.70/0.85	56±19	399±37	140±60

Tabla 3. Resultados de la energía de fractura incremental. Para cada valor se indica su media y el intervalo de confianza al 95%.

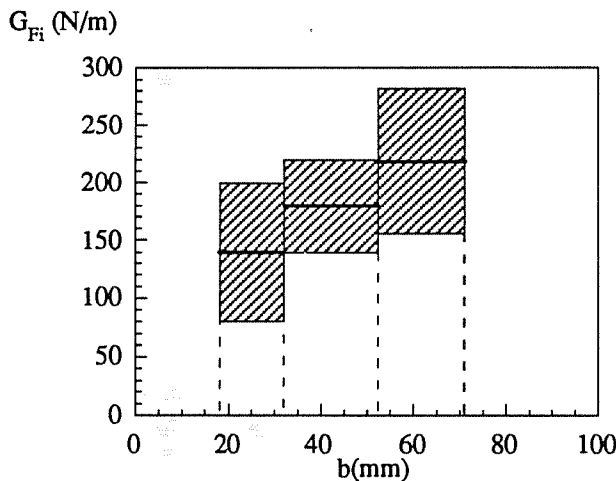


Fig.5. Variación de la energía de fractura en el ligamento.

Los valores de la energía incremental para el granito estudiado decrecen conforme nos acercamos a la zona de ligamento donde se aplica la carga sobre la probeta, probablemente debido a la existencia de un mecanismo de rotura diferente del que está presente en la zona central del ligamento.

4.3 Discusión

Los resultados de la energía de fractura RILEM y de la energía de fractura incremental pueden analizarse conjuntamente utilizando la representación gráfica de la figura 6. En ella se representa el trabajo de fractura por unidad de espesor, W/B , frente al tamaño de ligamento b .

De acuerdo con la ecuación (3), la energía de fractura RILEM obtenida en una probeta de ligamento dado se calculará en este diagrama como la pendiente de una recta

trazada desde el origen de coordenadas al punto de la curva correspondiente al ligamento deseado. Para puntos situados en valores crecientes del ligamento se obtienen rectas de pendiente creciente, o, en otras palabras, aparece una energía de fractura RILEM que crece con el tamaño del ligamento de la probeta ensayada.

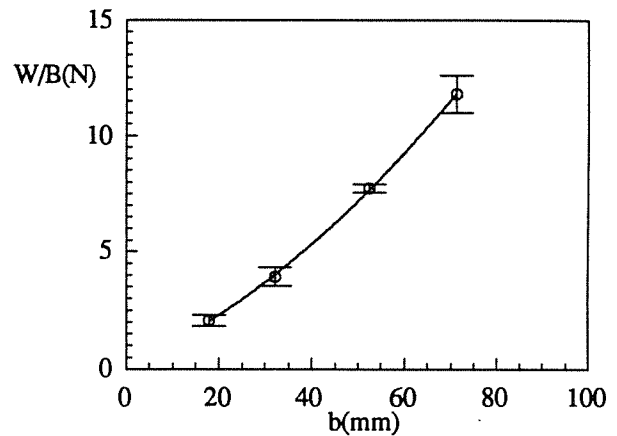


Fig.6. Variación del trabajo de fractura por unidad de espesor con el ligamento

La energía de fractura incremental se calcula a partir de la diferencia de trabajos de fractura entre dos probetas de diferente ligamento, según la ecuación (2). Su valor coincide con la pendiente de la recta definida por los dos puntos correspondientes a los ligamentos iniciales de las probetas. Como vemos, G_{Fi} es pues un valor promedio entre dos tamaños de ligamento, que tiende a ser igual a la tangente a la curva de trabajo de fractura conforme consideramos probetas de ligamento similar. Ese carácter diferencial de G_{Fi} ocasiona un aumento importante del error cometido en su determinación, sensiblemente superior al que se obtiene para G_{FRILEM} .

Comentemos por último que el modelo de ligamento perturbado propuesto con anterioridad por los autores [3] promedia el valor de la energía de fractura para los diferentes ligamentos ensayados. Este modelo supone que la energía de fractura en cierta zona constante del ligamento es nula. A esa zona se le denomina ligamento perturbado l_p . El trabajo de fractura desarrollado para romper la probeta será:

$$W = G_{FMLP} B (b - l_p) \tag{6}$$

ecuación que permite determinar el valor de G_{FMLP} por ajuste de una recta en la figura 6. Para los datos de nuestro granito se obtiene $l_p=8.7mm$ y $G_{FMLP}=184N/m$ tomando los puntos correspondientes a los cuatro ligamentos estudiados y $l_p=13.1mm$ y $G_{FMLP}=200N/m$ si sólo se consideran los tres ligamentos superiores.

G_{FMLP} promedia la energía de fractura en el rango de ligamentos ajustados.

Como conclusión del trabajo presentado en este artículo señalemos que el método incremental de cálculo de la energía de fractura es útil para conocer como se distribuye esta magnitud a lo largo del ligamento de la probeta. Para el granito comercial estudiado como aplicación, la energía de fractura parece sensiblemente menor en la zona de pequeños ligamentos, probablemente debido a un mecanismo de rotura diferente del que está presente en la zona central de la probeta.

Es de esperar que la energía incremental alcance un valor uniforme a partir de cierto tamaño de ligamento, correspondiendo con el verdadero valor de G_F en el material. Por desgracia el error experimental puede enmascarar éste fenómeno (figura 5). A falta de mejores resultados el método de cálculo de la energía de fractura mediante el modelo de ligamento perturbado proporciona un valor promedio para la zona de ligamentos utilizada en el ajuste, estando el valor de G_{FMLP} más cerca del valor de la energía de fractura del material cuanto mayores sean los ligamentos considerados.

5. REFERENCIAS

- [1] RILEM Draft Recommendation, "Determination of fracture energy of mortar and concrete by means of three point bend test on notched beams", *Materials and Structures*, **18**, 285-290 (1985).
- [2] Guinea, G.V., Planas, J. y Elices, M., "Measurement of the fracture energy using three point bend tests: 1. Influence of experimental procedures", *Materials and Structures*, **25**, 212-218 (1992).
- [3] Planas, J., Elices, M. y Guinea, G.V., "Measurement of the fracture energy using three point bend tests: 2. Influence of bulk energy dissipation", *Materials and Structures*, **25**, 305-312 (1992).
- [4] Elices, M. y Guinea, G.V. y Planas, J., "Measurement of the fracture energy using three point bend tests: 3. Influence of cutting the P- δ tail", *Materials and Structures*, **25**, 327-334 (1992).
- [5] Planas, J., Elices, M. y Guinea, G.V., "Variación de la energía de fractura con el tamaño en modelos de fisura cohesiva: Modelo de ligamento perturbado", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **6**, 102-106 (1989).

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica (DGICYT) la

financiación de este trabajo a través de los proyectos PB-90 0276 y MAT-92 0031.

ANÁLISIS POR EL MEF DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y FALLO DE UNA PROBETA BIMETÁLICA ACERO AISI 4130 / INCOLOY 825 SOMETIDA A TRACCIÓN PARALELA A LA INTERCARA

T. GURAYA, J.R. OCINA, J.J. URCOLA

CEIT

Departamento de materiales

Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

Resumen. En el trabajo que se presenta se realiza un análisis de los resultados obtenidos al estudiar por el Método de los Elementos Finitos el comportamiento mecánico y estado de tensiones desarrollado durante el ensayo de tracción de probetas bimetálicas acero AISI 4130 / Incoloy 825, utilizando diferentes modelos para el diseño de la intercara. La geometría de las probetas simuladas es idéntica a la de otras ensayadas que fueron mecanizadas a partir de un tubo bimetalico comercial y sometidas a diferentes tratamientos térmicos. Las microestructuras resultantes han sido previamente estudiadas. Resultados experimentales anteriores ponen de manifiesto que una vez iniciada la inestabilidad es frecuente que se produzca el despegue de los materiales. El análisis por el MEF del problema ha mostrado la existencia, a partir de ese momento, de tensiones perpendiculares y tangenciales a la intercara de magnitud no despreciable a las que se puede atribuir el despegue mencionado. El estudio fractográfico de las superficies de fractura pone de manifiesto que el fallo de la unión no se produce en la intercara original, sino que tiene lugar dentro de una banda de carburos precipitados en el interior del Incoloy 825.

Abstract. This paper is an analysis of the results from a Finite Element Method study of the mechanical behaviour and the stresses state developed in a tensile test of bimetalic specimens AISI 4130 steel / Incoloy 825, using different models for designing the interface. The geometry of the specimens simulated are identical to those tested and machined from a comercial bimetalic tube and heat treated under several conditions. Resulting microstructures have been previously analysed. Experimental results show that after the onset of the necking, decohesion between materials normally occurs. The FEM analysis shows clear evidence of the existence of not negligible normal and shear stresses at the interface which seem to be the responsible of this kind of failure. The observation of the fracture surfaces shows that the failure does not occur at the original interface, but along a zone of high density of carbides precipitated inside the Incoloy 825

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales bimetalicos son un campo en la industria metalúrgica cuya aplicabilidad aumenta cada día. Tanto la utilización de fibras para el reforzamiento mecánico como la utilización de recubrimientos para la mejora de propiedades anticorrosivas de materiales base, permiten una mejora considerable en la aplicabilidad de materiales convencionales. Desde el punto de vista de fabricación y centrándose en el campo de los recubrimientos, las técnicas de soldadura por difusión en estado sólido permiten la unión de materiales difíciles de soldar por métodos convencionales, unir materiales disimilares y espesores muy superiores a los conseguidos en los recubrimientos por deposición. Por otra parte, otro punto interesante es que estas técnicas permiten la realización de la unión de manera simultánea a ciertos procesos de conformado

en caliente, como pueden ser la co-laminación de chapas, co-extrusión de barras o tubos, etc.

En lo que respecta a la caracterización mecánica, la predicción de las propiedades del material bimetalico y el conocimiento de las interacciones que se producen entre sus componentes y su repercusión en el comportamiento global, tienen un interés considerable para criterios de diseño y posterior aplicabilidad. Considerando la Ley de las Mezclas (LM) como una teoría válida para el cálculo de las propiedades convencionales medidas en el ensayo de tracción paralelo a la intercara, estudios previos realizados[1,2] han constatado su validez, con materiales y geometrías análogas a los estudiados en este trabajo, para el cálculo de las propiedades de resistencia y de la primera parte de la curva de fluencia. Sin embargo, la última parte de la misma y los valores de deformación última uniforme

alcanzados, ponen de manifiesto la existencia de desviaciones, sensibles a la diferencia de propiedades mecánicas de los dos materiales, y por tanto interacciones entre los componentes. Estas interacciones cobran mayor importancia una vez iniciada la inestabilidad de la probeta y llevan como resultado al despegue de ambos materiales. El análisis detallado de este problema por el método de los elementos finitos (FEM) mediante la personalización del código comercial ABAQUS[1] demuestra la existencia de dichas interacciones y la presencia de mecanismos de transferencia de carga entre ambos componentes.

En el trabajo que se presenta se ha realizado un estudio de los resultados obtenidos por el MEF del estado tensional que se produce, una vez superada la zona estable, en una probeta bimetalica de geometría idéntica a la utilizada en ensayos experimentales. Dichos resultados se han comparado con los obtenidos experimentalmente en otros trabajos[3,4,5] para la determinación de la tensión de fractura de una unión bimetalica al ser traccionada perpendicularmente a la intercara. Las observaciones realizadas sobre las superficies despegadas revelan la relación existente entre el mecanismo de fallo y la microestructura resultante del proceso de fabricación y posteriores tratamientos térmicos aplicados.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. MEF

Las probetas estudiadas han sido casos particulares de las utilizadas en trabajos anteriores[1] y que fueron mecanizadas a partir de un tubo bimetalico AISI 4130-INCOLOY 825 fabricado industrialmente por la empresa TUBACEX S.A.[6]. Los casos analizados corresponden a una probeta con un 64% de acero sometida a un tratamiento térmico de austenización a 920°C durante 30 min., temple en agua y revenido a 640°C también durante 30 min. posterior al proceso de producción (**probeta B64**), y una probeta con un contenido del 63% de acero sometida a un tratamiento térmico adicional de austenización en las mismas condiciones, temple en agua y revenido a 513°C durante 30 min (**probeta BT63**). La composición química de los materiales junto con el proceso de fabricación y la microestructura resultante después de los tratamientos térmicos, han sido detallados en otros estudios previos[7,8]

La simulación de los ensayos de tracción ha sido realizada mediante la ejecución por parte del código ABAQUS de cálculo por el MEF, de un fichero de datos que personaliza el problema a analizar y cuya

validez ha sido constatada en estudios anteriores[1]. En este fichero se definen los siguientes puntos:

1. Geometría de la pieza

Se ha modelizado la pieza a analizar con geometría y dimensiones iguales a las de las probetas utilizadas en los ensayos experimentales (Fig. 1).

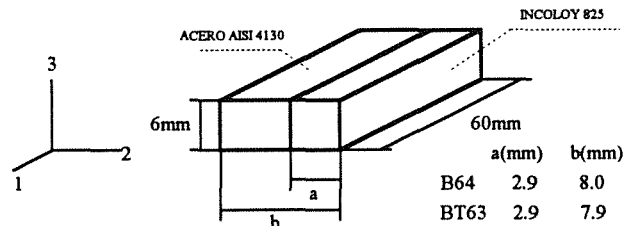


Fig. 1. Geometría de las probetas utilizadas en la simulación de los ensayos de tracción

Inicialmente se discretiza el medio continuo en una serie de nodos, y en base a ellos se definen unos elementos que dan continuidad al mallado. Se han empleado elementos isoparamétricos de 8 nodos, tipo C3D8, de interpolación lineal y geometría paralelepípedica, especialmente diseñados para el análisis de problemas de tensión / desplazamiento. El comando *BIAS permite una concentración de elementos en la zona de la intercara para mejor definición de los resultados alcanzados en esa zona. Para el diseño de la intercara entre ambos materiales se han realizado dos modelos diferentes según las posibilidades que proporciona el código ABAQUS. La característica que los diferencia es la siguiente:

Modelo1: Se ha supuesto una unión perfecta, en la que el conjunto de nodos contenido en el plano de la intercara pertenece simultáneamente a ambos materiales.

Modelo2: Cada punto asociado a un nudo contenido en el plano de la intercara está representado por dos nodos matemáticamente diferentes que ocupan la misma posición física. La unión entre estos dos planos se realiza con elementos de intercara INTER4 de ocho nodos cada uno de ellos, capaces de transmitir fuerzas entre los dos planos de la intercara.

2. Condiciones de contorno permanentes

Con el único objetivo de reducir tiempo de cálculo de computación se han definido dos planos de simetría en las direcciones 1 y 3 de la Fig.1.

En todos los procesos ejecutados, los nodos que representan el extremo libre de la probeta tienen restringidos los dos grados de libertad perpendiculares

al eje de tracción. Esta restricción cinemática, que se identifica con el hombro de la probeta, permite simular la estricción de la misma.

En el Modelo2 se ha modelizado a la intercara como dos planos, asociados cada uno de ellos a uno de los materiales, que están unidos al inicio y durante la ejecución del proceso. este comportamiento se define con los comandos

*INTERFACE
*BOND SURFACE

Los elementos INTER4 utilizados para dar continuidad al sistema permiten pequeños deslizamientos entre los dos planos que unen. Experimentalmente se ha comprobado que esta circunstancia no ocurre ya que la intercara permanece unida durante el ensayo. Para modelizar ese comportamiento, que asegura un proceso de isodeformación, se ha introducido el comando *EQUATION que permite imponer restricciones cinemáticas al modelo. En el presente caso, se ha obligado a cada pareja de nudos correlacionados a desplazarse de idéntica manera en las tres direcciones de los ejes coordenados.

3. Propiedades mecánicas de los materiales

ABAQUS requiere las propiedades elásticas (módulo de Young y coeficiente de Poisson) y plásticas (Límite Elástico y curva de fluencia) de ambos materiales, asignándolas al grupo de elementos que definen cada uno de ellos. Estos datos han sido determinados experimentalmente[1] en ensayos realizados con probetas monolíticas mecanizadas a partir de probetas sometidas a la misma historia termomecánica que las estudiadas.

Tabla 1. Propiedades mecánicas utilizadas en la simulación por computador

Material	E(GPa)	v	LE(MPa)
AISI 4130 (B)	210	0.3	526
In-825 (B)	206	0.3	386
AISI 4130 (BT)	210	0.3	1003
In-825 (BT)	206	0.3	328

Ecuaciones constitutivas

AISI 4130 (B)	$\sigma = 1050 \cdot \epsilon^{0.114}$
In-825 (B)	$\sigma = 1079 - (1079 - 393) \cdot \exp(-5.7 \cdot \epsilon^{1.179})$
AISI 4130 (BT)	$\sigma = 1309 \cdot \epsilon^{0.046}$
In-825 (BT)	$\sigma = 1221 - (1221 - 357) \cdot \exp(-3.9 \cdot \epsilon^{1.064})$

Las medidas del módulo de Young y coeficiente de Poisson se han realizado por técnicas de ultrasonidos Para la zona plástica se han utilizado datos experimentales $\sigma - \epsilon_p$ hasta el inicio de la inestabilidad. A partir de ahí, se ha extrapolado la curva de fluencia

con valores obtenidos de las ecuaciones constitutivas de los materiales. Los datos y ecuaciones utilizados se recogen en la Tabla 1.

4. Ejecución del proceso

4.1- Definición del tipo de proceso

Se ha definido un proceso estático, monotónico y de geometría no lineal con aumento lineal de la carga aplicada, que se ejecutará en una única etapa.

4.2. Condiciones de contorno temporales

En el problema analizado no ha sido necesario introducir ninguna condición temporal de contorno a excepción de las necesarias para la aplicación de la acción exterior.

4.3. Acciones exteriores

A los nodos que simulan el hombro de la probeta se les aplica un desplazamiento en la dirección del eje de tracción de la suficiente magnitud como para asegurar que se sobrepasa el inicio de la inestabilidad.

La ejecución del proceso se realiza en un número indeterminado de incrementos. El programa selecciona automáticamente el paso de integración según las necesidades de convergencia que encuentre. El usuario solo impone unos límites mínimo y máximo de paso de integración para cada uno de los incrementos ejecutados.

5. Salida de datos

ABAQUS calcula, almacena y permite procesar gran cantidad de variables nodales y de elemento en cada uno de los incremento que realiza durante la ejecución del fichero. Las variables que interese conocer y la forma en que se quieran analizar condicionarán, junto con la disponibilidad de memoria del computador, la forma de esta última parte del fichero de datos.

En este trabajo se han manipulado datos de las variables del proceso estimados en la posición centroidal de los elementos localizados en la sección más afectada por la inestabilidad.

3. RESULTADOS

En los resultados que se presentan se recoge un breve resumen de algunos detalles de las microestructuras ya reportados, por el interés que tienen para explicar alguna de las observaciones encontradas en este trabajo.

3.1 Microestructuras

Las microestructuras analizadas son muy similares en los dos casos estudiados y su estudio detallado pone de

manifiesto la existencia de interdifusión de elementos alcanzando, como era de esperar, los intersticiales distancias muy superiores a las de los sustitucionales. Esta interdifusión, que tiene lugar mayoritariamente durante el proceso de conformado del tubo, es la responsable de la unión metalúrgica conseguida entre los materiales.

De forma resumida, las microestructuras tras extrusión, temple y revenido se pueden describir como la de una martensita revenida con una zona empobrecida en carbono en las proximidades de la intercara en la parte del acero. La zona correspondiente al Incoloy 825 está constituida por una banda de aproximadamente 50 μm de anchura en la que se puede observar precipitación profusa de partículas en juntas de grano y en el interior de los mismos. La intensidad de la precipitación varía a medida que uno se desplaza desde la intercara hacia el interior del Incoloy 825. En la (Fig. 2) se observa que en la zona más próxima a la intercara las partículas precipitadas son pocas y groseras. A continuación, a unas 30 μm de la línea considerada como intercara original, hay una banda en la que la precipitación es mucho más fina y abundante, y está localizada tanto en juntas de grano como en el interior de los mismos. Finalmente se encuentra con una zona en la que hay precipitación de partículas en el interior y en las juntas de grano, cuya intensidad va disminuyendo hasta presentar la microestructura típica de esta superaleación. Estos resultados pueden ser explicados considerando los perfiles de concentración resultantes de la interdifusión de elementos por una parte y la influencia que el contenido de Niquel tiene en la solubilidad del carbono en austenita por otra[7].

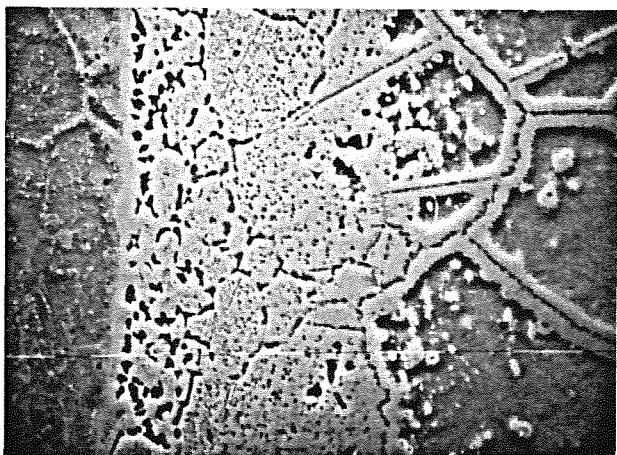


Fig. 2. Microestructura de la intercara AISI 4130-Incoloy 825 después del tratamiento térmico B (SEM). 950X.

El análisis detallado de esta zona en los microscopios electrónicos de barrido y transmisión (SEM y TEM), conjuntando técnicas de difracción y dispersión de rayos X, indican que la banda decarburada en el acero

está constituida por una banda de ferrita de aproximadamente 20 μm de anchura seguida de otra de ~ 1 μm de anchura de austenita con algunas dislocaciones y completamente libre de precipitados en la intercara con el Incoloy 825. Esta banda se origina como consecuencia de la capacidad de estabilización de la fase austenítica que posee el Niquel que ha difundido desde la superaleación. Prosiguiendo hacia el Incoloy 825, las partículas precipitadas han resultado ser ricas en Cr y Mo, y han sido identificadas como carburos del tipo M_{23}C_6 . Esta precipitación continúa exclusivamente en las juntas de grano hasta distancias mayores, lo que pone de manifiesto la mayor capacidad de difusión que tiene el carbono por junta de grano frente a la difusión por volumen. En la zona cercana a la unión, se han encontrado partículas ricas en Ti y Mo de tamaño inferior a 0.1 μm que han sido identificadas como carburos del tipo MC; su precipitación se encuentra asociada en todos los casos a dislocaciones, juntas de grano o intercara matriz-carburo M_{23}C_6 . Finalmente, la zona no afectada por la difusión en el interior del Incoloy 825 presenta su microestructura típica que consiste en granos equiaxiales con precipitación de partículas ricas en Ti y de carburos en el interior y juntas de grano.

3.2 MEF

Resultados previos obtenidos[1] demuestran que el nivel de deformación al que se desarrolla la inestabilidad (estricción) y la posición en la que tiene lugar, están condicionados por el estado de tensiones que se desarrolla en esa zona de la probeta. Se ha comprobado que éste depende de la fracción volumétrica de cada componente, de la diferencia de propiedades mecánicas entre ambos y de la propia geometría de la probeta.

Los resultados encontrados en este trabajo indican que el tipo de modelo utilizado para el diseño de la intercara no altera ni la posición en la que se localiza la inestabilidad, ni el nivel de deformación a que se produce. Así mismo, la diferencia entre los niveles de tensión que proporciona cada uno de los modelos no es especialmente significativa. Por tanto, los resultados que se presentan son los obtenidos al ejecutar el fichero más sencillo (Modelo1).

Las Fig. 3-6 muestran los niveles de tensión alcanzados por cada uno de los materiales en las probetas bimetalicas (curvas con símbolos), y los que les corresponderían en probetas monolíticas. Como se puede observar, hasta el inicio de la inestabilidad únicamente la tensión axial tiene un valor significativo. La diferencia entre su magnitud en el material bimetalico y en el caso monolítico no es significativa.

Una vez superado el inicio de la inestabilidad, el estado de tensiones que se desarrolla en esa zona en cada uno de los materiales de las probetas bimetalicas difiere del que se alcanza en las probetas monolíticas correspondientes

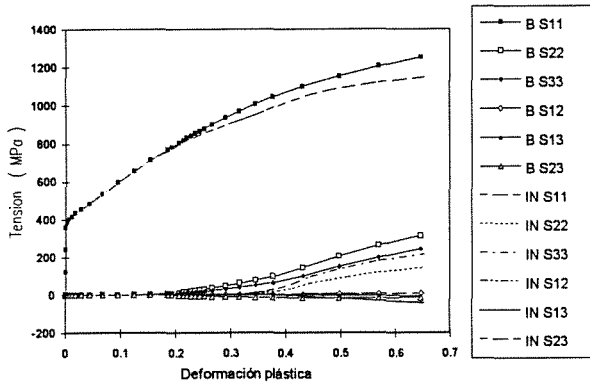


Fig. 3. Comportamiento plástico del Incoloy 825 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico B

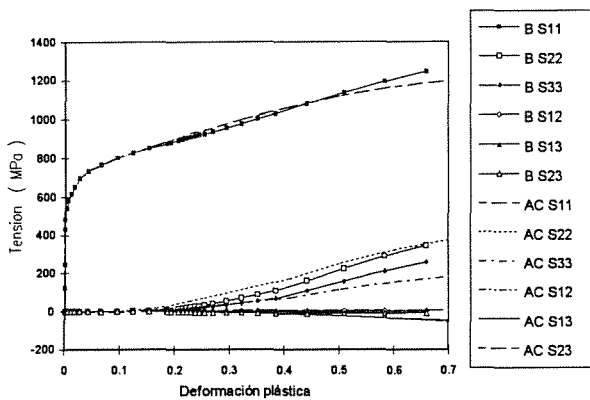


Fig. 4. Comportamiento plástico del AISI 4130 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico B

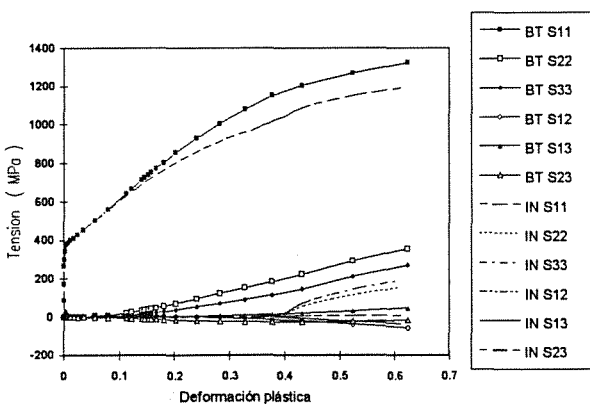


Fig. 5. Comportamiento plástico del Incoloy 825 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico BT

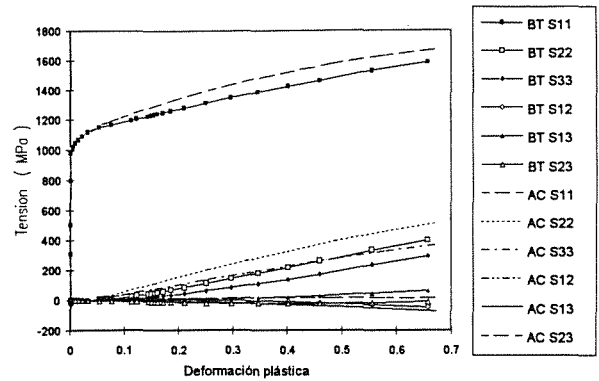


Fig. 6. Comportamiento plástico del AISI 4130 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico BT

Por una parte el acero se encuentra con tensiones inferiores a las que le correspondería en una probeta monolítica, mientras que el componente austenítico las tiene superiores. Como se puede observar en las figuras anteriores, las diferencias que se producen son mayores en el caso del material revenido a menor temperatura.

Las tensiones transversales S22 y S33 que se generan son tractivas y del mismo orden de magnitud para ambos materiales en los dos tratamientos térmicos estudiados. Si se hace una estimación aproximada de los valores que alcanzan a un nivel de deformación plástica axial en torno a 0.6 (valor medido experimentalmente en la zona más afectada por la estricción), se observa que para la probeta revenida a mayor temperatura el acero soporta del orden de 350 y 250 MPa respectivamente. Para el Incoloy los valores encontrados son del orden de 300 y 240 MPa respectivamente. En la probeta de bajo revenido, los valores encontrados son superiores en todos los casos y están en torno a los 400 y 300 MPa para el acero, y 350 y 260 MPa el Incoloy.

Los valores de las tensiones de cortadura son inferiores en un orden de magnitud en todos los casos. El nivel más significativo lo alcanzan la S12 y S13 de ambos materiales en la probeta revenida a menor temperatura. Su magnitud se ha estimado en torno a los 50 y 70 MPa para el acero y 60 y 40 MPa para el Incoloy respectivamente.

3.3 Fractografía

La observación en el SEM de la superficie de fractura de las probetas bimetalicas muestra que el acero rompe en ambos casos por mecanismos dúctiles. La fractura del Incoloy 825 es de caracter dúctil intergranular como cabría esperar de los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido[3]. En lo que respecta a la zona de la

intercara, la Fig. 7 muestra que el despegue de los materiales no se ha producido en la intercara original, sino que se produce por fractura del Incoloy 825 en la zona de precipitación profusa de carburos quedando parte de la misma unida al acero. Esta característica se observa en los dos casos analizados.

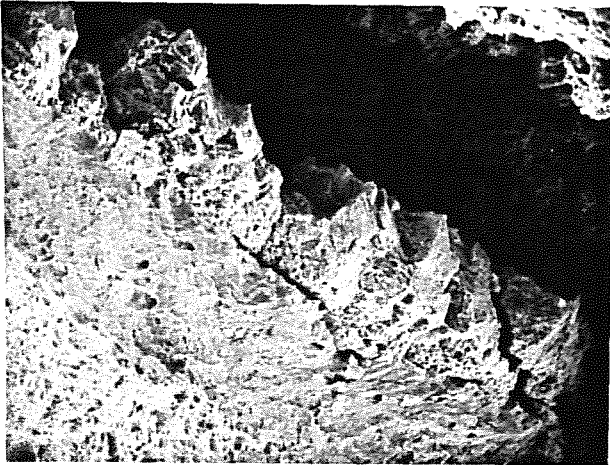


Fig. 7. Superficie de fractura del AISI 4130 con parte del Incoloy 825 adherido. Tratamiento térmico B (SEM). 240X



Fig. 8. Grietas sobre la superficie adherida al Incoloy 825 tras el despegue de materiales. Tratamiento térmico BT (SEM). 30X

La observación de la superficie despegada que permanece adherida al Incoloy 825, Fig. 8, parece indicar que al fallo de la intercara contribuyen mecanismos de diferente naturaleza. Por una parte hay grietas con orientación próxima a los 45° con relación a la dirección de tracción, que con cambios bruscos de dirección cruzan la práctica totalidad de la superficie de unión. Estas grietas, en la zona con mayor profusión de carburos, se abren profundizando hacia el interior del componente austenítico, y se propagan por mecanismos intergranulares a medida que prosigue la deformación del material.

En la Fig. 9 se puede observar que el despegue final entre ambos materiales se produce en diferentes planos y de nuevo por contribución de diferentes mecanismos; así se observa en el plano más elevado fractura dúctil en zonas con alta densidad de precipitación de carburos y fractura intergranular en planos inferiores. Las probetas revenidas a menor temperatura presentan mayor proporción de zonas afectadas por fractura intergranular que las revenidas a mayor temperatura. La observación de la superficie despegada correspondiente en la parte del acero mostraría la presencia los de granos de Incoloy 825 desagregados de este material que se han observado en la Fig. 7

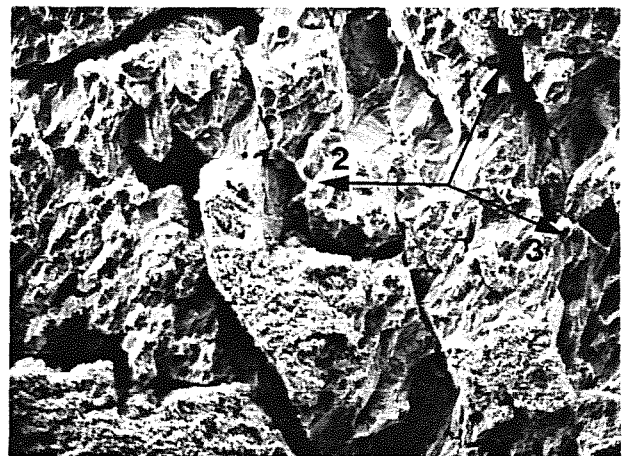


Fig. 9. Superficie adherida al Incoloy 825 tras el despegue de materiales. Tratamiento térmico BT (SEM). 120X

La micrografía de la Fig. 10 muestra a mayor magnificación un detalle de la zona dúctil y permite distinguir dos mecanismos diferentes de formación de 'voids'. La morfología de los asociados con el inicio de las grietas mostradas en la Fig. 8 parece indicar que han sido originados por tensiones de cortadura, mientras que el resto presenta un aspecto esférico típico de los originados por tensiones tractivas.

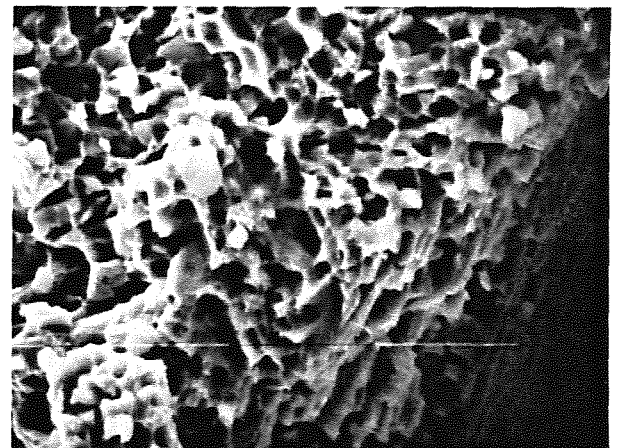


Fig. 10 Voids sobre la superficie adherida al Incoloy 825 Tratamiento térmico BT (SEM). 1875X

La observación de la superficie lateral libre de la probeta a lo largo del eje de tracción confirma que el despegue ocurre en el interior del Incoloy 825 (Fig. 11) por propagación de grietas que unen zonas que han fallado previamente por otros mecanismos.

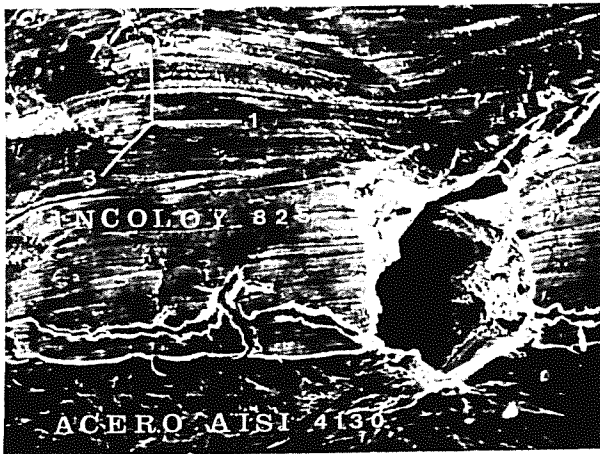


Fig. 11 Grietas a lo largo de la intercara en la superficie libre de la probeta. Tratamiento térmico B (SEM).240X

También se ha observado que la existencia de grietas no está restringida a la zona afectada por la estricción, sino que abarca distancias considerables dependiendo del caso estudiado. Así, en las probetas revenidas a 640° C, las grietas se encuentran hasta distancias muy alejadas de la zona afectada por la estricción (la totalidad de la longitud de la probeta en algunos casos), mientras que si la temperatura de revenido es inferior las grietas desaparecen a 2 ó 3 mm de la fractura.

4. DISCUSIÓN

Los resultados aportados por el MEF para el análisis de las dos probetas bimetalicas estudiadas demuestran la existencia de las interacciones que se producen entre dos materiales sometidos a un ensayo de tracción uniaxial en condiciones de isodeformación. Esta interacción conlleva una modificación del comportamiento de los dos materiales respecto al que tendrían en probetas monolíticas traccionadas bajo las mismas condiciones. Aunque desde en punto de vista del ensayo de tracción los resultados confirman la validez de la ley de mezclas hasta el inicio de la inestabilidad, la determinación de este punto es uno de los mayores problemas que se presentan cuando se quiere modelizar el comportamiento de un material bimetalico. Es claro que estas interacciones inducen el desarrollo de un estado complejo de tensiones localizado en una determinada posición que puede provocar el inicio prematuro de la inestabilidad observado en los ensayos experimentales. Como se ha indicado, el nivel de la tensiones de cortadura y transversales que se crean aumenta al disminuir la

temperatura de revenido. Si se considera a éstas las responsables del fallo prematuro de este tipo de materiales, parece lógico esperar que cuanto mayor sea la diferencia de propiedades mecánicas entre los componentes, más se desvíe el valor de deformación última alcanzado del que sería predecible a partir de la LM. Estas expectativas concuerdan razonablemente con los resultados experimentales observados en trabajos previos[1,8].

Desde el punto de vista del fallo de la unión de la intercara, las observaciones realizadas sobre las probetas fracturadas indican claramente que la parte más débil para el fallo no está en la intercara original entre ambos materiales, sino que se ha desplazado varias decenas de micras hacia el interior del Incoloy 825. Este aspecto está confirmado por la presencia de material austenítico que queda adherido al acero. Aunque difícil de cuantificar por la irregularidad de planos que tiene, una estimación aproximada la sitúa en unas 30 ó 40 µm a partir de la intercara original independientemente del tipo de tratamiento térmico a que se someta a la probeta. El hecho de que la superficie despegada que ha quedado adherida a la superaleación presente la morfología que se ha descrito, parece confirmar que la zona por la que se ha originado la fractura es aquella en la que la precipitación de carburos es profusa.

El mecanismo por el que se produce el fallo de la unión podría ser el indicado en la Fig. 12:

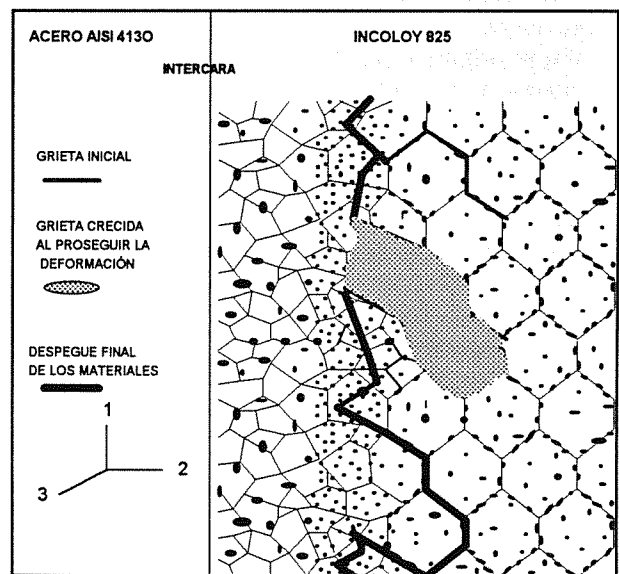


Fig. 12. Mecanismo de fallo de la intercara.

Inicialmente se crearán en la zona más débil grietas originadas por tensiones de cortadura, que a medida que prosigue la deformación del material se abren profundizando hacia el interior del Incoloy 825 por

mecanismos predominantemente intergranulares (no debe olvidarse que los carburos más groseros están precipitados en juntas de grano). Estas grietas pueden originarse bastante pronto (antes de iniciarse la estricción) en el material debido a la existencia de importantes tensiones de cortadura a 45° ($\tau_{\max.} \sim S_{11}/2$, dado que las otras tensiones en estos planos son pequeñas), como se pone en evidencia en las Figs. 8 y 9 en las que se observan grietas orientadas a 45° .

Esta zona sensiblemente debilitada (con una sección efectiva mucho menor debida a la presencia de grietas) acabará fallando y produciendo el despegue de materiales cuando la tensión S22 alcance el nivel necesario (un valor bajo respecto al del material no agrietado) durante la estricción.

CONCLUSIONES

- 1.- El código ABAQUS es una buena herramienta para el análisis tensional que se desarrolla durante la tracción de un material bimetalico en dirección paralela a la intercara de unión. El estado de tensiones que se origina de manera localizada en una sección de la probeta es el responsable del fallo de la misma.
- 2.- Las diferencias en los resultados proporcionados por los modelos utilizados no justifican ni la complicación de diseño ni el incremento de tiempo de cálculo que conlleva, y por tanto el modelo que considera la unión como un plano común es el más razonable para este tipo de estudios.
- 3.- El despegue de la unión metalúrgica se produce en el interior del Incoloy 825 y no en la intercara original. El fallo se origina en la zona de precipitación profusa de carburos por el efecto de tensiones de cortadura y propaga hacia el interior del material por mecanismos intergranulares. Finalmente la zona debilitada despega por efecto de las tensiones perpendiculares a la intercara.
- 4.- Los niveles de tensiones que se desarrollan en la zona afectada por la estricción están en buena concordancia con los esperados para explicar los mecanismos que han producido el fallo de la unión.

REFERENCIAS

- [1] Guraya T., Ocina J.R. y Urcola J.J., "Artículo a publicarse".
- [2] Saucedo J., Guraya T. y Urcola J.J., "Mechanical Properties of Bimetallic Tubes of Duplex 2205 Bonded to a Low Alloy Steel", *Pract. Metallogr.*, **30**, 9, 452-468 (1993).
- [3] López B., Tesis Doctoral, San Sebastián, (1993).
- [4] Devers T. y Hourcade M., "30 Seconds Solid State Bonding of Metals", *Diffusion Bonding 2*, Ed. D.J. Stephenson., Elsevier Applied Science, London (1990).
- [5] Guraya T., "Encuentros en la interfase II" Reporte interno, CEIT, San Sebastián, (1992).
- [6] Tubacex SA: Eur. Patent no. 508 733 and Certificate of Addition 517 832.
- [7] Gutiérrez I., Urcola J.J., Bilbao J.M. y Villar L.M., "Bonding by hot extrusion of Incoloy 825 and Duplex 2205 to low alloy steel", *Mater. Sci. and Tech.*, **7**, 761-769 (1991).
- [8] Guraya T. Tesis Doctoral (en curso), San Sebastián.

CRITERIOS PARA LA REALIZACION DE ENSAYOS DE TRACCION EN METALES A ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACION**J. Rodríguez, M.A. Martínez, R. Cortés y V. Sánchez Gálvez****Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
ETSI de Caminos, Canales, y Puertos. Ciudad Universitaria, s.n.
28040-Madrid**

Resumen. En este trabajo se estudian los ensayos de tracción en barra Hopkinson para comprobar la validez de este método en la caracterización de materiales metálicos a velocidades de deformación del orden de 1000 s^{-1} . Los campos de tensiones y deformaciones en el interior de la probeta se analizan mediante el método de los elementos finitos. La modelización numérica permite comprobar las hipótesis en las que se basa el ensayo: situación de equilibrio y deformación uniforme en la probeta. El proceso de simulación proporciona también algunos criterios para el diseño del equipo experimental y la geometría de la probeta.

Abstract: An experimental and numerical analysis of tensile tests in the Hopkinson bar is made to assess the suitability of this method to characterize metallic materials in tension conditions at strain rates about 1000 s^{-1} . The stress and strain fields that appear in the specimen are analyzed by the finite element method. This mathematical simulation of the test allows a check of the hypotheses normally used in obtaining results: equilibrium situation and uniform strain distribution in the specimen. The simulation process also provides some criteria to design the experimental set up and the specimen geometry for the best agreement with the ideal situation.

1. INTRODUCCION

El comportamiento mecánico de los materiales a altas velocidades de deformación es un área de gran interés, dado el número de aplicaciones industriales en las que los materiales se encuentran sometidos a estas condiciones. En la caracterización mecánica de materiales a altas velocidades de deformación surgen grandes dificultades de interpretación de los resultados experimentales, como consecuencia de la necesidad de considerar los efectos debidos a la propagación de ondas de tensión en el material.

En este sentido, el desarrollo de las técnicas experimentales basadas en la barra Hopkinson significó un gran avance en este área. Inicialmente, el dispositivo experimental de la barra Hopkinson se utilizó para realizar ensayos de compresión [1,2]. En estos ensayos, una pequeña probeta cilíndrica del material a ensayar se sitúa entre dos barras alargadas fabricadas en un material

de alto límite elástico, de forma que se garantice que van a permanecer en régimen elástico durante todo el ensayo. En esta situación, se acelera un proyectil (una tercera barra del mismo material) contra el sistema, generando una onda de compresión en el extremo de la primera barra, que se propaga sin perturbarse hasta alcanzar la probeta, donde es parcialmente reflejada y parcialmente transmitida a la segunda barra. Suponiendo que el estado de tensión en las barras es unidimensional y la deformación es uniforme en la probeta, puede determinarse la curva tensión-deformación del material. Pueden encontrarse abundantes resultados experimentales en la literatura [3 a 6]. Los esfuerzos dedicados a evaluar la influencia en los resultados del ensayo de factores como el rozamiento entre barras y probeta, efectos inerciales y de dispersión de ondas han sido numerosos [7 a 13]. El ensayo de compresión en la barra Hopkinson es reconocido en la actualidad como un método apropiado de caracterización dinámica de materiales.

Una gran cantidad de materiales se comporta de un modo diferente en tracción y compresión. Además, la influencia de la velocidad de deformación se manifiesta en muchas ocasiones en propiedades relacionada con el comportamiento en tracción, como por ejemplo la ductilidad. Por ello, resulta necesario disponer de algún método experimental que permita realizar ensayos de tracción a altas velocidades de deformación. Como consecuencia de los buenos resultados obtenidos con los ensayos de compresión en barra Hopkinson, se pensó en emplear también esta técnica para los ensayos de tracción. Los primeros intentos se sitúan en los años 60 y son debidos a Harding et al. [14]. La onda de tracción se genera mediante el impacto de un proyectil tubular que se acelera por medio de un cañón de aire comprimido. Las barras y la probeta se conectan mediante uniones roscadas. El sistema ha evolucionado en las últimas décadas y hoy en día es uno de los más utilizados, si bien existen otros métodos de tracción que se han desarrollado con pocas variaciones del diseño original de compresión [15,16].

Todos los ensayos en la barra Hopkinson se basan en dos hipótesis fundamentales: la probeta permanece siempre en un estado de equilibrio cuasiestático y la distribución de la deformación es uniforme. Estas dos hipótesis permiten utilizar los valores medios de tensión y deformación en la elaboración de la curva representativa del comportamiento del material. Sin

embargo, después del impacto, la onda de tensión necesita un cierto tiempo para recorrer la probeta y, al menos durante los primeros microsegundos la situación no corresponde al caso de un estado de equilibrio cuasiestático. Durante esta fase los resultados proporcionados por el ensayo no son representativos del comportamiento del material. Determinar el momento a partir del cual los resultados son aprovechables es un problema clave en este tipo de ensayos.

En este trabajo, se han realizado diferentes experimentos con un dispositivo de tracción en barra Hopkinson y sus correspondientes modelizaciones numéricas para facilitar la interpretación de los resultados experimentales. El proceso de simulación proporciona también un criterio de diseño para el ensayo que tiene en cuenta las propiedades del material, la geometría de la probeta y las características del dispositivo experimental.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

El equipo experimental consiste básicamente en una probeta de tracción cilíndrica roscada a dos barras de acero de alta resistencia de 22 mm de diámetro y 1 m de longitud. En el extremo de la primera barra (incidente) se genera un pulso de tracción por medio del impacto de un proyectil tubular contra el extremo de una barra de carga, unida mecánicamente a la barra incidente. El equipo experimental se recoge en la figura 1.

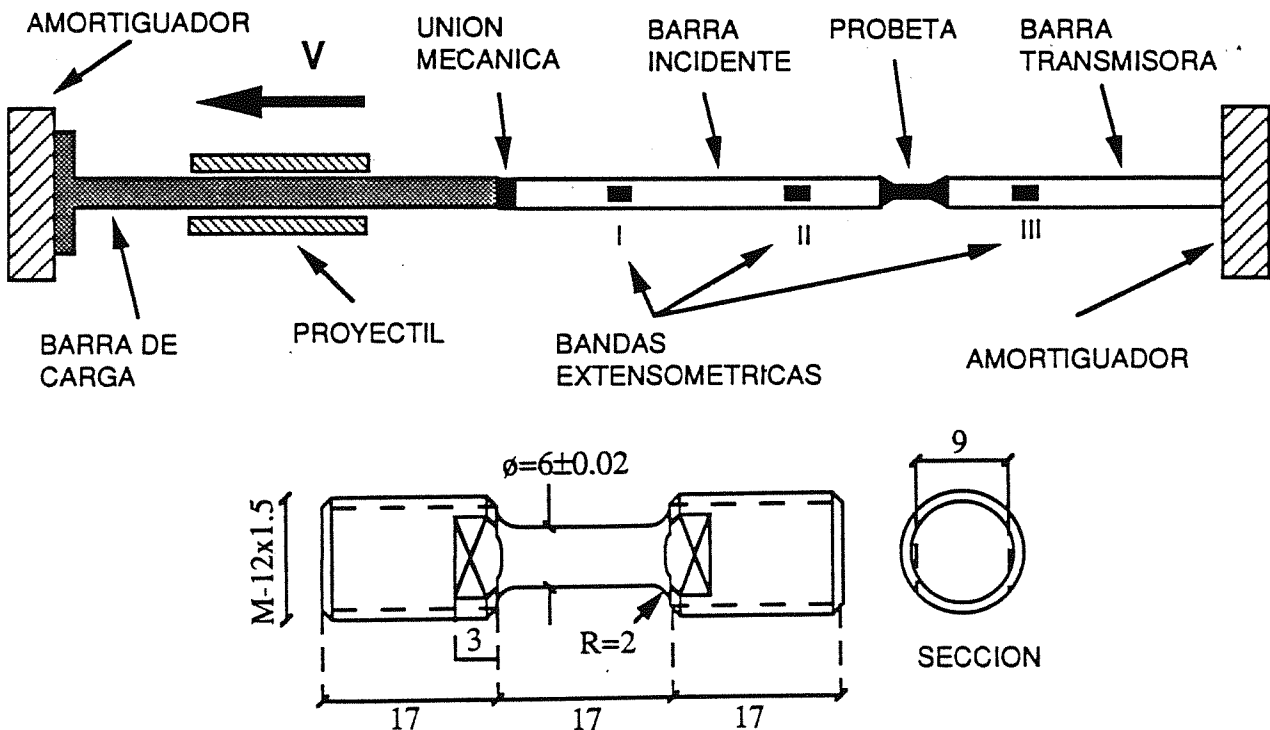


Fig.1. Dispositivo experimental y probeta (Dimensiones en mm)

La onda de tracción viaja a través de la barra incidente y se transmite a la segunda barra (transmisora) a través de la probeta. Ambas barras están fabricadas con el mismo material (acero Silver Steel) y se comportan elásticamente durante todo el ensayo. Para registrar las señales correspondientes a las ondas incidente, reflejada y transmitida se dispone de tres grupos de bandas extensométricas situadas como indica la figura 1.

La tensión en la probeta, S_s , se calcula dividiendo la fuerza transmitida a la segunda barra por la sección de la probeta, A_s ; la velocidad de deformación en la probeta, \dot{e} , se obtiene dividiendo la velocidad relativa de los extremos de las barras por la longitud del fuste y, finalmente, la deformación se calcula integrando la velocidad de deformación en el tiempo:

$$S_s = \frac{F_b}{A_s} = \sigma_{III}(t) \tag{1}$$

$$\dot{e} = \frac{(v_a - v_b)}{L_0} \tag{2}$$

$$e = \int_0^t \dot{e}(t) dt \tag{3}$$

Para determinar las velocidades y tensiones en los extremos de las barras, debe hacerse la hipótesis de propagación unidimensional y considerar los efectos de las ondas incidente, reflejada y transmitida en los puntos de medida:

$$v_a(t) = \frac{\sigma_I(t) + [\sigma_I(t+T_1) - \sigma_{II}(t+T_1)]}{\rho c} \tag{4}$$

$$\sigma(t) = \rho c v_b(t) = \sigma_{III}(t) \tag{5}$$

Resultados experimentales.

Se dispone de resultados experimentales en diferentes materiales: Al 7017 T73, Al 5083 y Al 2618 + 15% vol. SiC. Las curvas tensión-deformación obtenidas se resumen en la figura 2.

El proceso de modelización se centró en el material Al 7017 T73, cuyas propiedades son poco sensibles a la velocidad de deformación, facilitando la comparación entre resultados estáticos y dinámicos. Para validar los resultados numéricos se completaron los resultados de la figura 2 con una serie de ensayos estáticos que confirmaron que la aleación Al 7017 T73 tiene un comportamiento que puede considerarse independiente de la velocidad de deformación. Además, se realizaron varios ensayos en los que se instalaron bandas

extensométricas en el fuste de las probetas para comparar los valores reales de la deformación y el valor medio determinado a través del método descrito en las ecuaciones (1) a (5). La figura 3 muestra el resultado de esta comparación. A la vista de la figura resulta evidente que la probeta no está sometida a un proceso de deformación uniforme y deben añadirse correcciones al método usual.

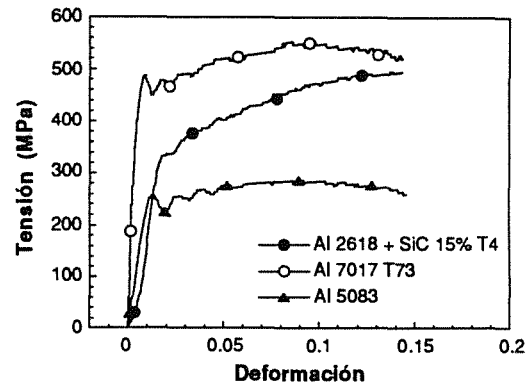


Fig. 2. Resultados experimentales

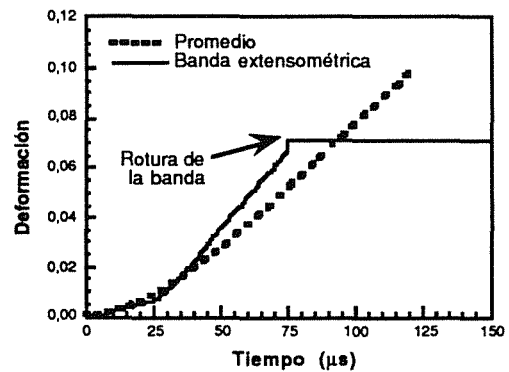


Fig.3. Medidas experimentales de deformación

3. SIMULACION NUMERICA

La simulación numérica del ensayo se realizó con la ayuda del programa comercial de elementos finitos ABAQUS [19]. En una primera aproximación se modelizó la probeta completa, pero análisis posteriores demostraron que los resultados eran muy similares si se limitaba el estudio a la zona de la probeta que quedaba fuera de la unión roscada con las barras. Este fue la opción finalmente elegida. La malla de elementos finitos consta de 937 nodos y 276 cuadriláteros de 8 nodos cada uno. Debido a la simetría del problema sólo se modelizó la mitad de la probeta. Para el material se empleó un modelo bilineal elastoplástico e independiente de la velocidad de deformación con módulo de Young de 71 GPa, coeficiente de Poisson de 0.33 y densidad 2700

kg/cm³. El límite elástico se consideró igual a 500 MPa, y la pendiente de la curva tensión-deformación en la zona plástica igual a 0.62 GPa. Como condición de carga se aplicó un pulso trapezoidal de velocidades a uno de los extremos de la probeta. Las características del pulso fueron: máximo valor 14 m/s, duración 220 μ s, período de crecimiento 60 μ s y de decrecimiento 40 μ s (figura 4). Esta condición de carga corresponde a la registrada experimentalmente en los ensayos.

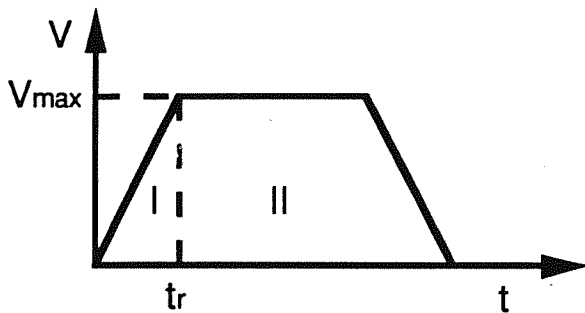


Fig.4. Condiciones de carga

Como muestra de la calidad de la modelización, en la figura 5 se comparan resultados numéricos y experimentales. El acuerdo puede considerarse bueno hasta el inicio de la estricción en la probeta.

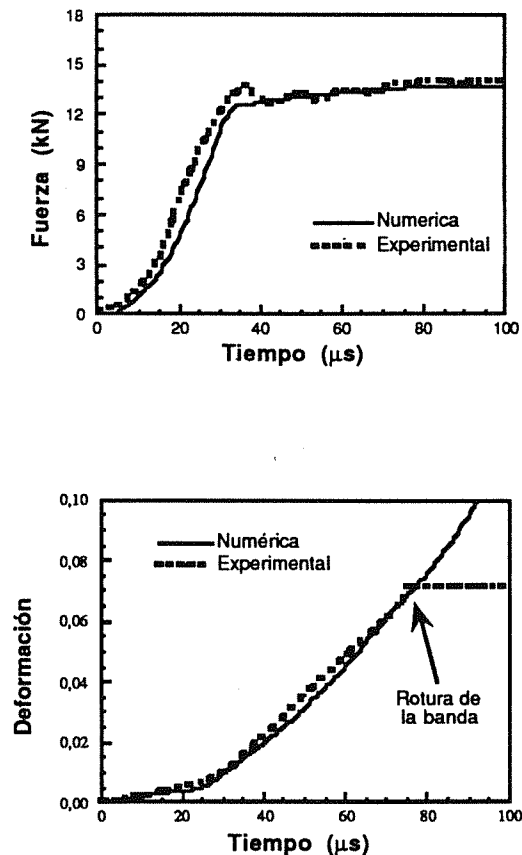


Fig.5. Validación de la simulación numérica

Resultados de la simulación numérica.

- Equilibrio.

La determinación del tiempo necesario para que la probeta alcance un estado de equilibrio cuasiestático, puede basarse en la comparación del campo de tensiones correspondiente a un ensayo a alta velocidad de deformación con el de un ensayo estático (figura 6).

La distribución de tensión en este último caso es simétrica respecto al centro de la probeta y no puede distinguirse en cuál de los dos extremos se ha aplicado la carga: la probeta está en equilibrio. En el ensayo dinámico la situación es diferente. A los 5 y 10 μ s, el campo de tensiones no es simétrico y carece de sentido hablar de tensión media en la probeta. Cuando se alcanzan los 15 μ s el proceso ha evolucionado y el campo de tensiones es similar al del ensayo estático. A partir de este instante, la tensión en la probeta puede calcularse directamente a través de la fuerza medida en las barras.

Teniendo en cuenta que 60 μ s es un periodo de crecimiento un poco largo para la onda de tensión, se ha repetido el análisis numérico con dos tiempos más cortos: 40 y 20 μ s (las dificultades experimentales asociadas a 20 μ s son mucho mayores). El tiempo necesario para alcanzar el equilibrio no varía y la única diferencia es, obviamente, el valor de la tensión en la probeta. Este resultado es lógico, si se supone que el equilibrio se alcanzará después de algunas reflexiones de ondas elásticas de tensión en la probeta. Esta última afirmación se confirma con un análisis de una probeta de mayor longitud.

- Deformación uniforme.

Los resultados experimentales muestran discrepancias importantes entre la deformación media calculada por el método tradicional y la deformación medida directamente en la probeta (figura 3). Este hecho se constata también en la simulación numérica, en la que se analizó la distribución de la deformación en distintos instantes. En la figura 7 se presentan las distribuciones correspondientes a 30 μ s (régimen elástico) y 60 μ s (régimen plástico). Como puede observarse, durante el régimen elástico, la deformación en el fuste de la probeta es casi uniforme, aunque también los acuerdos con las roscas se están deformando. Por el contrario, durante el régimen plástico aparecen importantes diferencias entre las deformaciones en la zona central y en los acuerdos con las roscas. Esta situación no se altera hasta que comienza la estricción de la probeta, concentrándose, a partir de entonces, la deformación en torno al cuello de estricción.

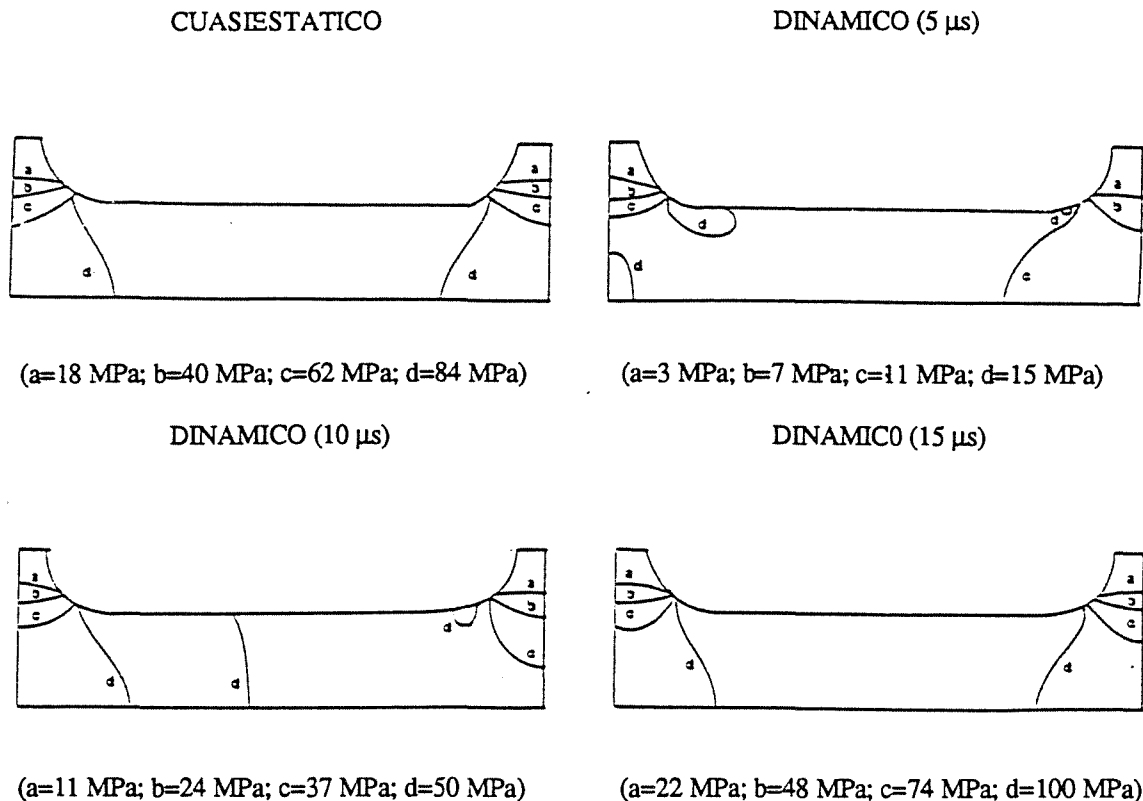


Fig.6. Contornos de tensión

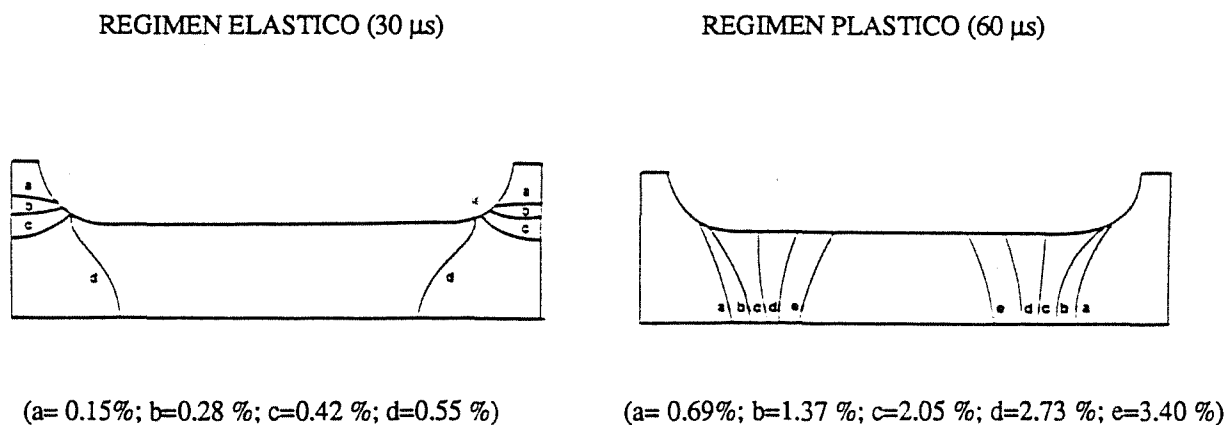


Fig. 7. Contornos de deformación

4. DISCUSION.

En los análisis numéricos realizados, la situación de equilibrio cuasiestático se alcanza mucho antes de que el material plastifique y, por tanto, los valores determinados del límite elástico son representativos del comportamiento del material. Si, por el contrario, el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio, t_e , fuera superior al del comienzo del flujo plástico los resultados no serían utilizables. Este tiempo, t_e , parece depender únicamente de la longitud de la probeta y de la velocidad de las ondas elásticas longitudinales, c , en el material:

$$t_e = \frac{n L_0}{c} \tag{6}$$

donde n es una constante y L_0 la distancia entre los extremos de las barras (no es el fuste de la probeta). De los resultados numéricos, $n = 5$ es un valor que garantiza la condición. Ahora debe compararse este valor de t_e con el tiempo que necesita el material para plastificar.

Las condiciones de carga se aplicaron como un perfil trapezoidal de velocidades (figura 4). En la zona I, la velocidad, v , puede expresarse como:

$$v = \frac{v_{max}}{t_r} t \tag{7}$$

donde v_{max} es la máxima velocidad y t_r el tiempo de crecimiento. El extremo de la probeta experimenta un

movimiento uniformemente acelerado, cuya aceleración es v_{max}/t_r . De un modo similar, en la zona II el movimiento es uniforme con velocidad v_{max} . De acuerdo con esto, la elongación en la probeta es

$$\Delta L = \frac{1}{2} a t^2 \quad (t \leq t_r) \quad (8)$$

$$\Delta L = \frac{1}{2} a t_r^2 + v_{max} (t - t_r) \quad (t > t_r) \quad (9)$$

Por otra parte, la elongación correspondiente al límite elástico es:

$$\Delta L_y = \frac{\sigma_y}{E} l_0 \quad (10)$$

donde σ_y , E y l_0 son el límite elástico, el módulo de Young y la longitud del fuste de la probeta.

Combinando las ecuaciones (8), (9) y (10) se obtiene el tiempo correspondiente al límite elástico:

$$t_y = \sqrt{\frac{2 \sigma_y l_r}{E \dot{\epsilon}_{max}}} \quad \text{si } t_y \leq t_r \quad (11)$$

$$t_y = \frac{\sigma_y}{E \dot{\epsilon}_{max}} + \frac{1}{2} t_r \quad \text{si } t_y > t_r \quad (12)$$

donde $\dot{\epsilon}_{max}$ es el máximo valor de la velocidad de deformación durante el ensayo.

Los valores del límite elástico tendrán sentido si se verifica la condición $t_e \leq t_y$, que proporciona el siguiente criterio para el diseño de la probeta:

$$l_0 < \frac{\sqrt{2}}{5} \sqrt{\frac{\sigma_y l_r}{k^2 \rho \dot{\epsilon}_{max}}} \quad \text{si } t_y \leq t_r \quad (13)$$

$$l_0 < \frac{\sigma_y}{5 k \sqrt{\rho E \dot{\epsilon}_{max}}} + \frac{t_r}{10k} \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{if } t_y > t_r \quad [14]$$

donde $k = L_0/l_0$ es un parámetro geométrico y ρ la densidad. Este criterio, que garantiza el equilibrio en el momento de la plastificación, considera las propiedades del material (σ_y y ρ), la geometría de la probeta (k and l_0) y las características del dispositivo experimental (t_r , $\dot{\epsilon}_{max}$).

Aunque, esta es una condición necesaria, no asegura que en el momento de plastificar el material se esté deformando a una alta velocidad de deformación. De acuerdo con la figura 4:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{l_0} = \frac{v_{max}}{t_r l_0} t = \frac{\dot{\epsilon}_{max}}{t_r} t \quad \text{if } t \leq t_r \quad (15)$$

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{max} \quad \text{if } t > t_r \quad (16)$$

Cuando el material plastifica ($t = t_y$):

$$\dot{\epsilon}(t_y) = \dot{\epsilon}_{max} \frac{t_y}{t_r} \quad \text{o bien} \quad \frac{\dot{\epsilon}(t_y)}{\dot{\epsilon}_{max}} = \frac{t_y}{t_r} \quad (17)$$

Definiendo un parámetro P como:

$$P = \frac{\dot{\epsilon}(t_y)}{\dot{\epsilon}_{max}} \quad (18)$$

donde el valor de $P = t_y / t_r$ depende de cada dispositivo experimental. A partir de la ecuación (11) resulta:

$$t_r = \frac{2 \sigma_y}{E \dot{\epsilon}_{max} P^2} \quad (19)$$

La situación ideal será $P=1$, aunque dificultades experimentales pueden justificar otros valores de P, dado que normalmente la influencia de la velocidad de deformación se manifiesta en cambios superiores a un orden de magnitud.

En cuanto a la hipótesis de deformación uniforme, el análisis numérico y las observaciones experimentales han demostrado que no está de acuerdo en absoluto con la realidad. Sería, por tanto, necesario aplicar algún tipo de corrección que permitiera calcular la deformación real del material. Una posibilidad puede ser utilizar una longitud efectiva de probeta. Esta longitud podría interpretarse como la longitud de una probeta que con la misma elongación se deformara uniformemente. Esta magnitud puede determinarse mediante una modelización por elementos finitos. En el caso de las probetas de la aleación Al 7017 T73 analizado en este trabajo, se obtuvo una longitud efectiva de 9 mm, frente a los 13 mm de longitud del fuste de las probetas. El resultado de comparar la deformación en la zona central del fuste con la calculada usando esta longitud efectiva se recoge en la figura 8.

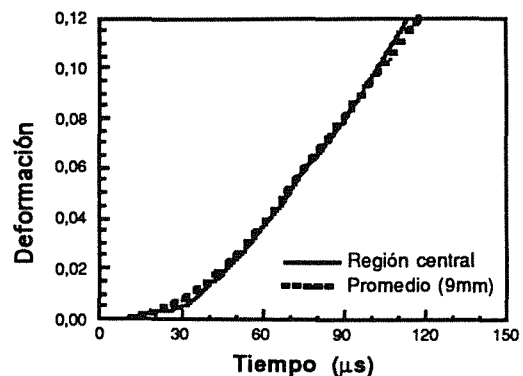


Fig.8. Valores numéricos de la deformación

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha llevado a cabo un detallado análisis numérico del ensayo de tracción a altas velocidades de deformación basado en la barra Hopkinson. Los resultados de la modelización numérica junto con las observaciones experimentales permiten extraer las siguientes conclusiones:

- Las probetas empleadas en los experimentos alcanzan un estado de equilibrio cuasiestático antes de que se produzca la plastificación y proporcionan, por tanto, valores del límite elástico representativos del comportamiento del material. Dado que el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio depende de las propiedades del material, geometría de las probetas y características del dispositivo experimental, se ha propuesto un criterio para el diseño de los ensayos, que garantiza la obtención de resultados válidos.

- La hipótesis de deformación uniforme no está de acuerdo con las observaciones experimentales. Para soslayar esta dificultad se ha definido una longitud efectiva para las probetas que permite calcular la deformación real que experimenta el material.

Agradecimientos. Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) por la financiación aportada para la realización de esta investigación (proyecto MAT92-0086).

6. REFERENCIAS

- [1] H. Kolsky (1949), "An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Loading". Proc. R. Soc. B, Vol 62, 676.
- [2] R.M. Davies (1948), "A Critical Study of the Hopkinson Pressure Bar", Phil. Trans. A, Vol 240, 375.
- [3] U.S. Lindholm and L.M. Yeakley (1965), "Dynamic Deformation of Single and Polycrystalline Aluminium", J. Mech. Phys. Solids, Vol 13, pp 41 to 53.
- [4] G.L. Wulf (1979), "High Strain Rate Compression of Titanium and some Titanium Alloys", Int. J. Mech. Sci., Vol. 21, p 713 .
- [5] A.J. Holzer y R.H. Brown (1979), "Mechanical Behaviour of Metals in Dynamic Compression " J. Eng. Mat. Tech., Vol. 101, pp 238 to 247.
- [6] J. Lankford (1981), "Temperature-Strain Rate Dependence of Compressive Strength and Damage Mechanisms in Aluminum Oxide", J. Mat. Sci., Vol 16, p 1567.
- [7] P.S. Follansbee y C. Frantz (1983), "Wave Propagation in the Split Hopkinson Pressure Bar ", J. Eng. Mat. and Tech., Vol 105. pp 61 to 66.
- [8] J.C. Gong, L.E. Malvern y D.A. Jenkins (1990), "Dispersion Investigation in the Split Hopkinson Pressure Bar ", J. Eng. Mat. and Tech., Vol 112. pp 309 to 314.
- [9] E.D.H. Davies and S.C. Hunter (1963), "The Dynamic Compression Testing of Solids by the Method of the Split Hopkinson Pressure Bar ", J. Mech. Phys. Solids., Vol 11, p 155.
- [10] S. K. Samanta (1971), J. Mech. Phys. Solids 19, p 117.
- [11] J.Z. Malinowski and J.R. Klepaczko (1986), "A Unified Analytic and Numerical Approach to Specimen Behaviour in the Split Hopkinson Pressure Bar ", Int. J. Mech. Sci., Vol 28. No.6. pp 381 to 391.
- [12] L.D. Bertholf and C.H. Karnes (1975), "Two-dimensional Analysis of the Split Hopkinson Pressure Bar System", J. Mech. Phys. Solids, Vol.23, pp 1 to 19.
- [13] Rodríguez, J., "Análisis y Desarrollo de Metodologías para la Obtención de Propiedades mecánicas de materiales a Altas Velocidades de Deformación y a Alta Temperatura", PhD Thesis, Universidad Complutense de Madrid, 1993.
- [14] J. Harding, E.D. Wood y J.D. Campbell (1960), "Tensile Testing of Materials at Impact Rates of Strain", J. Mech. Eng. Sci., Vol 2, pp 88 to 96.
- [15] U.S. Lindholm y L.M. Yeakley (1968), "High Strain Rate Testing: Tension and Compression", Exp. Mech., Vol 8, pp 1 to 9.
- [16] T. Nicholas (1980), "Dynamic Tensile Testing of Structural Materials using a Split Hopkinson Bar Apparatus ", Technical Report AFWAL-TR-80-4053.
- [17] W. Johnson (1972), "Impact Strength of Materials" , Edward Arnold Publish. Co. London.
- [18] J. Duffy (1980) en J. Harding Ed., "Mechanical Properties at High Rates of Strain", Institute of Physics, London.
- [19] ABAQUS MANUAL (1989), Hibbitt, Karlsson & Sorensen Company. USA.

ESTUDIO DE LAS CONDICIONES DE FALLO A TRACCION EN PROBETAS ENTALLADAS DE ACERO DE ALTA DUCTILIDAD

A. Valiente¹ y J. Fernández²

¹Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

²Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas

Resumen. En este trabajo se presenta un estudio numérico y experimental sobre el comportamiento mecánico y la rotura de probetas cilíndricas de tracción con entalla anular, cuando el material de que están hechas es acero de alta ductilidad. Se analizan dos geometrías de entalla que difieren en el radio de curvatura y representan defectos de muy distinta severidad. La experimentación se ha realizado con acero laminado A533B y con acero inoxidable A316L. Las variables registradas en los ensayos, entre las que incluye el perfil de entalla, fotografiado en distintas fases, se comparan con los resultados numéricos obtenidos mediante la teoría clásica de la Plasticidad aplicada a los ensayos con el método de elementos finitos.

Abstract. This paper presents a numerical and experimental analysis on the mechanical behaviour of tensile round notched bars as a mean for determining the fracture behaviour of high ductility materials. Two notch profiles with very different curvatures were considered. Mechanical testing was performed on two ductile steels: a vessel steel A533B and an austenitic stainless steel 316L. The measurements on the tests include the notch profile, that was photographed repeatedly along the test. The measured values are compared with the calculated ones from a finite element numerical modelling of the tests based on the classical theory of Plasticity. Finally, mechanical testing of notched specimens and test interpretation from classical theory of Plasticity are assessed as tools for fracture characterization of high ductility materials.

1. INTRODUCCION

Las teorías de fractura dúctil basadas en modelos de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos [1, 2] conducen a criterios locales de fractura según los cuales la rotura comienza cuando la deformación plástica equivalente alcanza un valor crítico sobre el mínimo volumen de material necesario para que operen los mecanismos de rotura. La microestructura del material condiciona los mecanismos de rotura y de ahí que el volumen mínimo esté relacionado con los parámetros microestructurales. La deformación crítica no es una propiedad intrínseca del material, sino una función de la triaxialidad del estado tensional, que se evalúa a través del cociente entre la tensión hidrostática y la tensión equivalente de Von Mises [3].

Para comprobar estos criterios y determinar las constantes del material que intervienen en su formulación es frecuente realizar ensayos de tracción empleando probetas cilíndricas con entallas axilsimétricas de perfil circular [4-6]. Este tipo de probetas permite variar la triaxialidad del estado tensional a través de la geometría de la entalla,

y en el caso de materiales de alta ductilidad, alcanzar grandes deformaciones plásticas en el estrechamiento que representa la entalla.

La interpretación de los resultados que proporcionan estos ensayos suele hacerse aplicando la solución analítica de Bridgman [7] para el cuello de estricción de una barra cilíndrica sometida a tracción simple. A partir de la hipótesis de Bridgman, según la cual la velocidad de deformación longitudinal es uniforme en la sección más estrecha, se deduce que en dicha sección la tensión de Von Mises y la deformación equivalente son también uniformes y que la triaxialidad de cada punto depende únicamente del cociente entre el radio de la sección y el radio de curvatura del perfil de estricción. No obstante, en ensayos realizados con probetas entalladas, Hancock y Mackenzie [5] han comprobado que para ciertas geometrías de entalla la variación de dicho cociente a lo largo del ensayo es despreciable. Se puede demostrar con argumentos teóricos [8] que este hecho es consecuencia de la hipótesis de Bridgman. De este modo la triaxialidad del estado tensional se mantiene constante durante el ensayo y es posible, a través de las características geomé-

tricas de la probeta, imponer triaxialidades determinadas para estudiar su influencia sobre la rotura.

En situaciones donde debido la geometría de la entalla la hipótesis de Bridgman no es aplicable, es frecuente recurrir a modelizaciones numéricas basadas en la teoría clásica de la Plasticidad para relacionar las magnitudes globales que se miden en los ensayos (cargas y desplazamientos) con las variables locales que aparecen en la formulación de los criterios de rotura (tensiones y deformaciones).

Cuando se utilizan probetas cilíndricas entalladas para estudiar las condiciones de rotura en materiales de alta ductilidad pueden tener lugar procesos que no están contemplados en el marco teórico de la Plasticidad clásica y que hacen poner en duda los resultados numéricos o analíticos basados en ella. Las enormes deformaciones plásticas que se desarrollan en el cuello de la entalla pueden ir acompañadas de fenómenos de microfisuración interna o daño de otro tipo [9] e incluso dar lugar a inestabilidades locales causantes de la formación de subentallas en la entalla principal de la probeta. En cualquiera de estos casos, los valores de las variables locales al producirse la rotura final de la probeta pueden diferir sensiblemente de los obtenidos mediante un modelo de comportamiento mecánico del material que no considera los fenómenos anteriores.

En este trabajo se presenta un estudio numérico y experimental sobre el comportamiento mecánico y la rotura de probetas cilíndricas de tracción con entallas anulares de perfil circular, cuando el material de que están hechas es acero de alta ductilidad. El objetivo es analizar las condiciones bajo las cuales la teoría clásica de la Plasticidad describe con suficiente aproximación el comportamiento mecánico global y local de este tipo de probetas y en que medida los resultados de dicha teoría se ven alterados por los fenómenos que no se tienen en cuenta (formación de fisuras, subentallas, etc).

2. EXPERIMENTACION REALIZADA

Los materiales de alta ductilidad con los cuales se ha realizado la investigación son dos aceros fabricados por laminación en caliente, un acero de vasija del tipo A533B y un acero inoxidable del tipo A316L. Después de la laminación el primero fue sometido a un tratamiento térmico de normalizado, temple y revenido y el segundo a uno de recocido y temple. Las microestructuras resultantes del proceso son una estructura de bainita revenida para el acero A533B y una estructura austenítica de grano equiaxial para el acero 316L. La composición química y las propiedades mecánicas convencionales de ambos aceros figuran en las tablas 1 y 2, respectivamente. En el caso del acero inoxidable el espesor de laminación era

pequeño y se determinaron sus propiedades en la dirección de laminación (L) y en la dirección transversal larga (LT), a fin de detectar posibles efectos anisótropos. Las diferencias que aparecen en la tabla no son suficientes para no poder suponer material isótropo.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

Acero	A533B	A316L
% C	0,19	0,018
% Ni	0,84	12,09
% Cr	-	17,17
% Mn	1,41	1,75
% Cu	0,14	0,07
% Mo	0,50	2,31
% Si	0,25	0,35
% Co	-	0,078
% S	0,004	0,0005
% P	0,019	0,019

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	A533B	A316L(L/LT)
Módulo de elasticidad (GPa)	205	190/180
Límite elástico (MPa)	484	290/305
Resistencia a tracción (MPa)	622	575/590
Alargamiento en rotura (%)	26	60/50
Estricción (%)	77	85/80

Las geometrías de probeta elegidas para los ensayos son las dos que se han representado en la figura 1 bajo las denominaciones A y B. Se trata en ambos casos de probetas cilíndricas con una entalla de revolución de perfil circular. Los diámetros de la zona uniforme y de la sección más estrecha son iguales para los dos tipos de probeta. La diferencia entre las dos entallas se encuentra en el radio de curvatura del perfil circular, que varía de una a otra en un orden de magnitud (0,2 a 2,2 mm).

Los ensayos consistieron en someter las probetas a tracción en dirección longitudinal, hasta rotura. Fueron realizados a temperatura ambiente y en control de desplazamiento. En todos ellos se midieron mediante registro continuo la carga de tracción, el alargamiento longitudinal y la disminución de diámetro de la sección más estrecha. El alargamiento se midió sobre una longitud de probeta de 12,5 mm, simétrica respecto al plano de mínima sección. Tanto para esta medida como para el acortamiento de diámetro fue necesario emplear extensómetros de gran recorrido (5 mm), adaptando en el segundo caso un extensómetro longitudinal como extensómetro transversal provisto de cuchillas especiales para acceder a

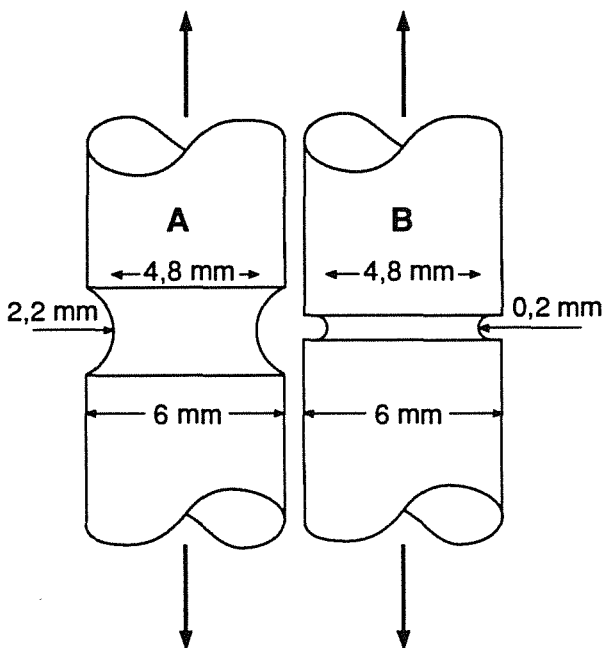


Fig. 1. Probetas con entalla ensayadas a tracción.

la raíz de la entalla B.

Los resultados obtenidos para los dos aceros y los dos tipos de entalla aparecen en las figuras 2 y 3, donde se han representado los valores experimentales de la carga y del acortamiento de diámetro en función del alargamiento. Como puede verse, las curvas carga-alargamiento tienen un tramo inicial recto en el cual, o bien no hay zonas plásticas en la probeta, o están rodeadas de material elástico que contiene su deformación. A partir del momento en el que la sección de la entalla se plastifica por completo, la pendiente de la curva disminuye progresivamente hasta el agotamiento plástico de la probeta; la carga alcanza su valor máximo, y aunque el alargamiento continúa, da comienzo una fase de descarga que culmina con la rotura de la probeta. El diámetro de la entalla experimenta una reducción creciente con el alargamiento de la

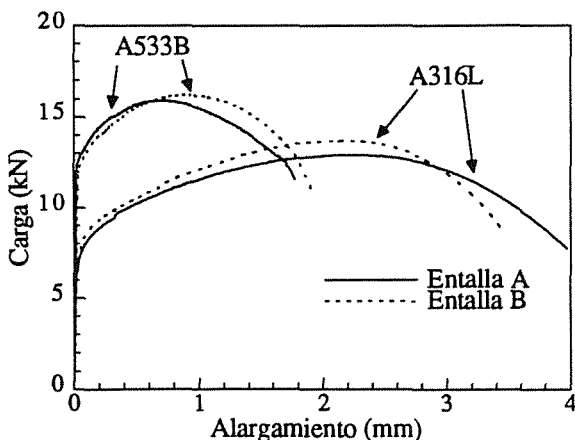


Fig. 2. Curvas carga-alargamiento obtenidas en los ensayos de probetas entalladas.

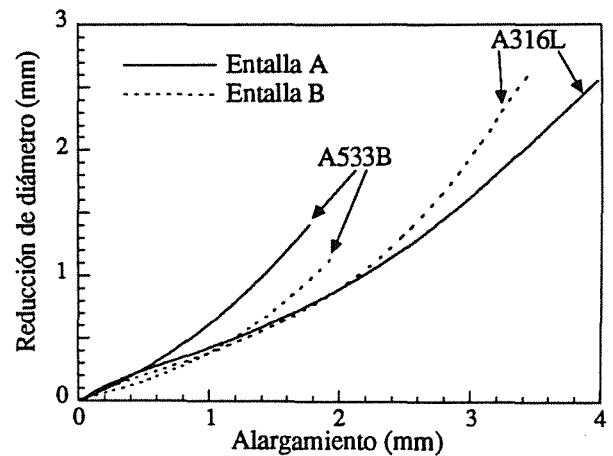


Fig. 3. Curvas reducción de diámetro-alargamiento obtenidas en los ensayos de probetas entalladas

probeta, que se acelera en la fase de descarga.

Si se compara el efecto de la entalla se observa que en ambos materiales la carga máxima alcanzada es ligeramente mayor para la entalla B y la descarga más pronunciada. En cambio, con el acero A316L tanto el alargamiento bajo carga máxima como el de rotura son menores para la entalla B que para la entalla A, mientras que con el acero A533B sucede lo contrario.

A partir del punto de carga máxima, aproximadamente, el acortamiento de diámetro se acelera frente al alargamiento de la probeta para ambas entallas. En el caso del acero A316L las dos curvas acortamiento-alargamiento coinciden hasta carga máxima y se separan después, creciendo a mayor ritmo el acortamiento de la entalla B, que el de la entalla A. Las curvas análogas del acero A533B están separadas desde el principio, siempre con menores acortamientos de diámetro para la entalla B a igualdad de alargamiento de la probeta.

Además de las medidas de cargas y deformaciones a lo largo de los ensayos, en cada uno de ellos el perfil de la entalla fue repetidamente fotografiado, a intervalos regulares del alargamiento, con objeto de conocer su evolución durante el proceso carga.

Las figuras 4 a 7 ofrecen una muestra de dicha evolución para los dos materiales y las dos geometrías de entalla. Se han incluido los perfiles correspondientes a las fases más significativas del ensayo. El situado a la izquierda de la figura (0) es el perfil de la entalla sin deformar, el del centro corresponde al punto de carga máxima (1), y el de la derecha (3) es el inmediatamente anterior a la rotura, entendiéndose por tal la separación de la probeta en dos. En el caso de la entalla B se observa un fenómeno local que precede a la rotura y comienza después de alcanzada la carga máxima. En las figuras 5 y 7 se han incluido las primeras fotografías del perfil de la entalla (2) en las cuales se aprecia claramente dicho fenómeno.

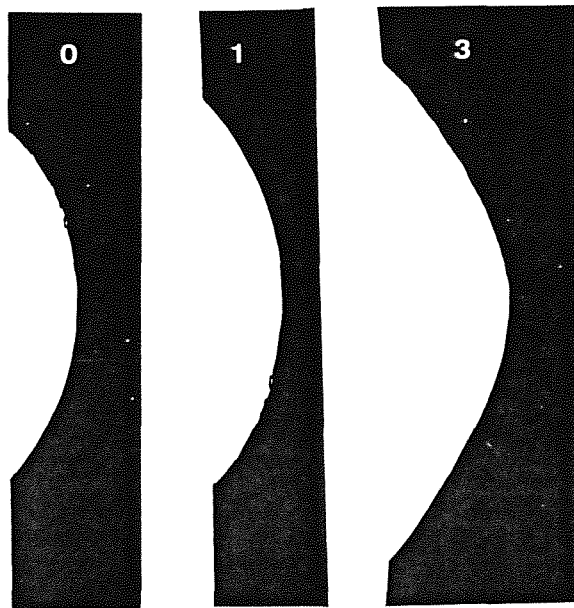


Fig. 4. Evolución del perfil de la entalla A para el acero A533B.

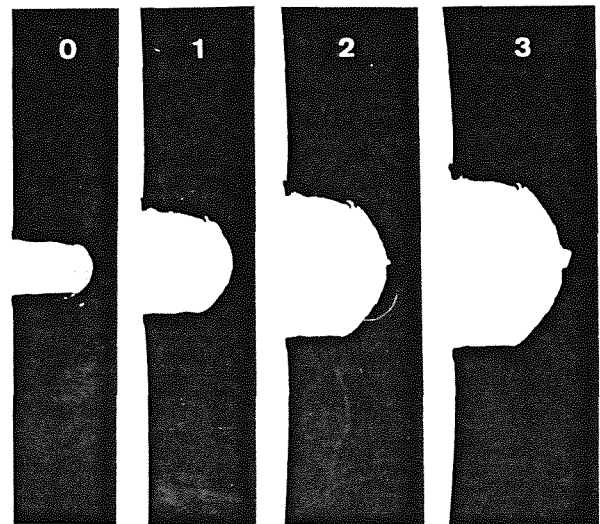


Fig. 6. Evolución del perfil de la entalla B para el acero A533B.



Fig. 5. Evolución del perfil de la entalla A para el acero 316L.

El proceso comienza en la raíz de la entalla para los dos aceros, pero evoluciona de distinto modo. Mientras que en el acero A533B las fotografías sugieren la formación de una fisura que crece establemente por desgarramiento del material a la vez que se deforma, en el acero 316L se forma una subentalla con vértice en la raíz de la entalla original, que sufre fuertes deformaciones a medida que el diámetro del estrechamiento disminuye.

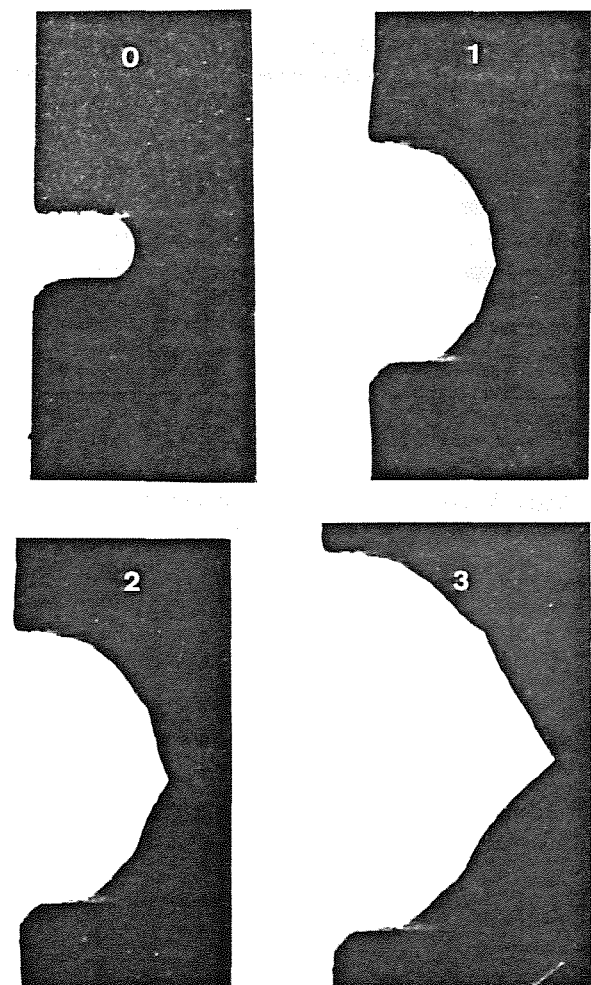


Fig. 7. Evolución del perfil de la entalla B para el acero 316L.

3. MODELIZACION NUMERICA

La modelización numérica de los ensayos se ha realizado por el método de los elementos finitos, utilizando un programa comercial de ordenador [10]. En el análisis se han tenido en cuenta las no linealidades geométricas, efecto de las grandes deformaciones. Los dos tipos de probeta se representaron mediante mallas con doble simetría: axial respecto al eje de revolución de la probeta y plana respecto al plano de la sección más estrecha. La distancia entre las dos bases de las probetas así modelizadas era de 25 mm.

Para la malla de la entalla A se emplearon 209 elementos y 907 nodos, haciendo crecer el número de elementos desde 5 en la base de la probeta hasta 20 en la sección más estrecha. En la malla B fueron 609 los elementos y 1856 los nodos utilizados, con 5 elementos en la base y 26 en la sección más estrecha. Para las zonas de transición se usaron elementos triangulares de 6 nodos con integración en 3 puntos de Gauss. Para el resto de la malla, elementos isoparamétricos de 8 nodos con integración reducida en 4 puntos de Gauss.

Las condiciones de sollicitación de los ensayos se simulaban en la modelización numérica imponiendo desplazamientos uniformes de la base de la probeta respecto al plano de simetría, paralelos al eje de revolución.

El modelo de material empleado para los dos aceros fue el de material elastoplástico isótropo que obedece el criterio de plastificación de Von Mises y endurece por deformación según una ley de Ramberg-Osgood:

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 \bar{\epsilon}_p^n \quad (1)$$

en la cual $\bar{\sigma}$ es la tensión de Von Mises $\bar{\epsilon}_p$ es la deformación plástica equivalente y σ_0 y n son constantes del material. Los valores que se utilizaron en los cálculos para de esas constantes fueron determinados ajustando expresiones del tipo (1) a las curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción simple. En la tabla 3 figuran dichos valores.

Tabla 3. Características de los aceros empleadas en los cálculos.

Acero	A533B	A316L
σ_0 (MPa)	908	1275
n	0,117	0,376

Entre todas las fuerzas y desplazamientos cuyos valores se obtienen mediante la modelización numérica de los ensayos, se han seleccionado únicamente aquellas que pueden ser directamente comparadas con las magnitudes medidas en los ensayos: el alargamiento de la longitud de probeta abarcada por el extensómetro, la carga aplica-

da, el acortamiento de diámetro de la sección más estrecha y el perfil de la entalla. Para cada acero se han construido dos gráficos representando los valores numéricos de la carga y del acortamiento de diámetro frente al alargamiento de la probeta (figuras 8 a 11). En el primero de los gráficos se ha representado la carga y en el segundo el acortamiento, en ambos casos para las dos entallas. Junto con los valores numéricos se han representado también las curvas experimentales de las figuras 2 y 3.

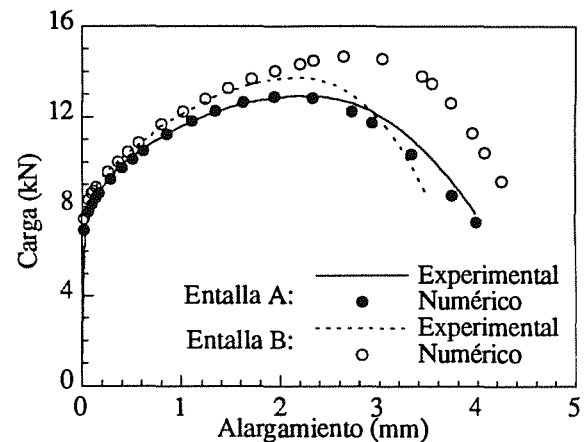


Fig. 8. Resultados numéricos y experimentales del acero A533B (carga-alargamiento).

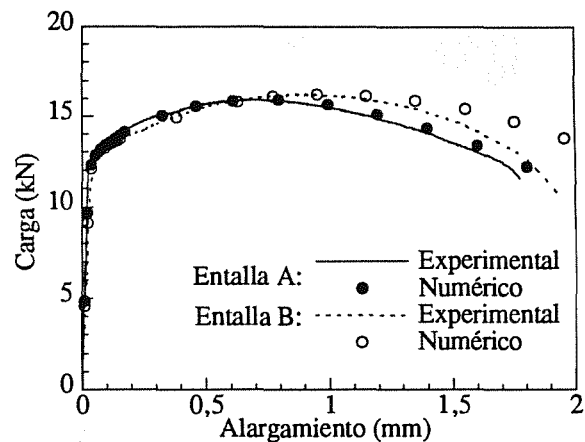


Fig. 9. Resultados numéricos y experimentales del acero A316L (carga-alargamiento).

La determinación numérica de los perfiles de las entallas se ha realizado a partir del campo de desplazamientos que se obtiene mediante la modelización de la probeta por elementos finitos. En las figuras 12 a 15 se han reconstruido a escala algunos de dichos perfiles mediante gráficos donde una de las coordenadas de los nodos se ha representado en función de la otra. En los mismos gráficos aparecen también los perfiles experimentales procedentes de las fotografías tomadas durante los ensayos. Los perfiles corresponden a los instantes de carga máxima y de rotura de las dos probetas entalladas del acero A316L.

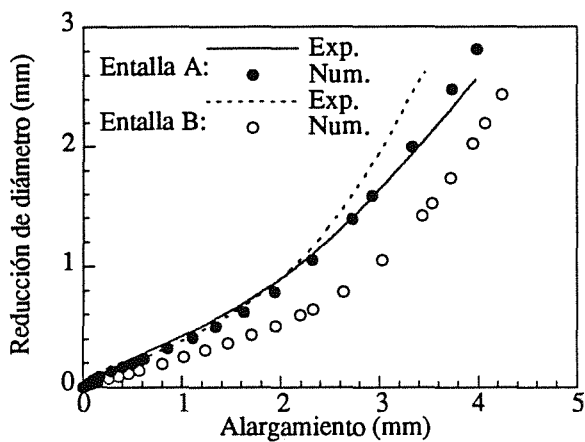


Fig. 10. Resultados numéricos y experimentales del acero A533B: reducción de diámetro-alargamiento.

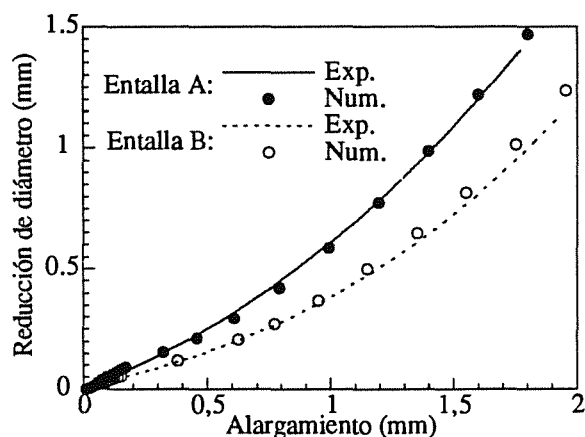


Fig. 11. Resultados numéricos y experimentales del acero A316L: reducción de diámetro-alargamiento.

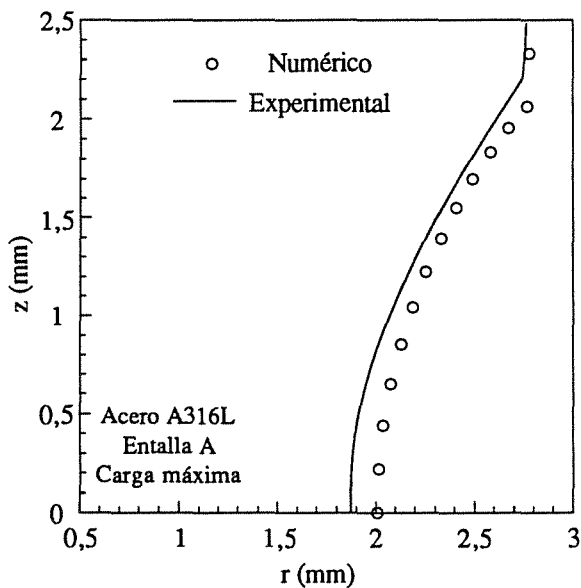


Fig. 12. Acero A316L: perfil de la entalla A bajo carga máxima.

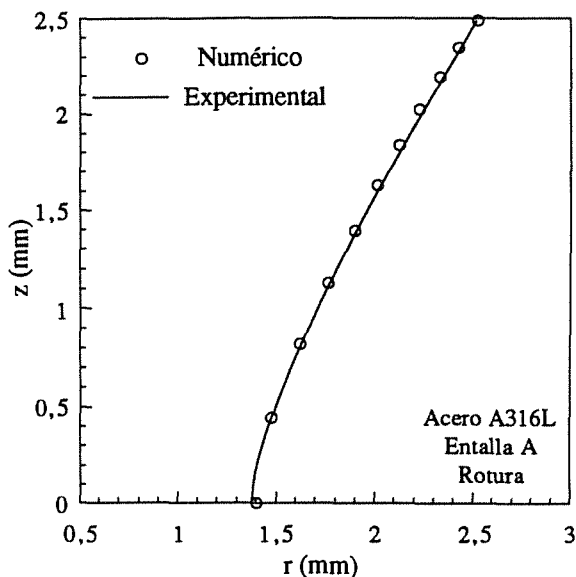


Fig. 13. Acero A316L: perfil de la entalla A en rotura.

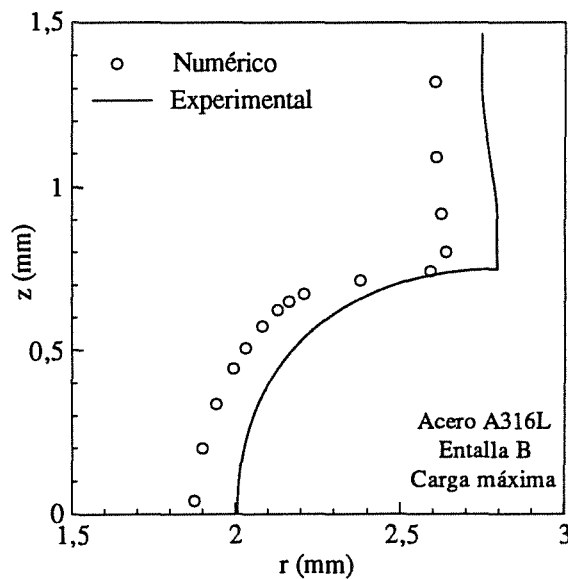


Fig. 14. Acero A316L: perfil de la entalla B bajo carga máxima.

4. ANALISIS DE RESULTADOS

Examinando los datos que aparecen en en las figuras 8 a 11 se comprueba que para los dos aceros hay coincidencia de resultados numéricos y experimentales en el caso de la entalla A. Por consiguiente, la modelización numérica de los ensayos mediante elementos finitos predice con gran aproximación el comportamiento real de las probetas con entallas de este radio de curvatura.

En el caso de la entalla B la situación es diferente. Las

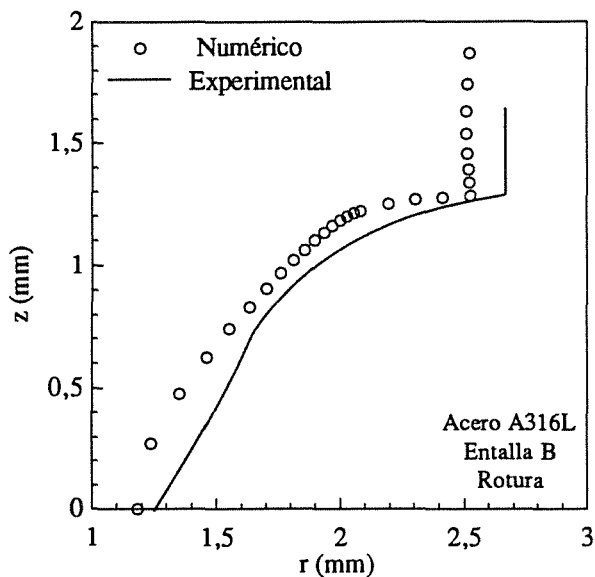


Fig. 15. Acero A316L: perfil de la entalla B en rotura.

coincidencias y diferencias que hay entre los resultados numéricos y experimentales no parecen ajustarse a ningún patrón. Para ambos aceros los valores numéricos y experimentales de la carga correspondientes a un mismo alargamiento coinciden inicialmente, pero luego difieren, siendo los primeros superiores a los segundos. La coincidencia se mantiene hasta el punto de carga máxima en el caso del acero A533B, pero se rompe antes en el del 316L. Sin embargo, los valores numéricos del acortamiento de diámetro para el mismo alargamiento o son prácticamente iguales a los experimentales o son la mitad, según que los resultados correspondan al acero A533B o al acero 316L, respectivamente. Ante la disparidad de resultados, las medidas extensométricas del acortamiento fueron contrastadas con las visuales de las fotografías, confirmándose plenamente la validez de las primeras.

La concordancia de resultados numéricos y experimentales en el caso de la entalla A coincide con la ausencia de fenómenos locales detectables en las fotografías y avala la validez de la teoría clásica de la Plasticidad, aplicada mediante el método numérico de elementos finitos, para reproducir el comportamiento de probetas con entallas del tipo A. Por el contrario, en el caso de la entalla B, la incapacidad del método numérico empleado para reproducir el comportamiento real de las probetas se ve a la existencia de fenómenos locales en la entalla, puestos de manifiesto por las fotografías. Dichos fenómenos son distintos en los dos aceros estudiados, lo que explica la disparidad de diferencias entre resultados numéricos y experimentales.

El proceso que tiene lugar en el acero A533B es un proceso de rotura por desgarramiento estable bajo la forma de una fisura que nace en la superficie de la probeta y crece hacia el interior siguiendo el plano de la sección

más estrecha. Las fotografías permiten estimar que la iniciación del proceso se produce al comenzar la disminución de la carga, y por tanto coincide con la desviación de los valores calculados respecto de los teóricos. La pérdida de sección resistente debida al desgarramiento no llega a ser importante, por lo que podría disminuir la capacidad de la sección para absorber carga sin influir apenas en la deformabilidad transversal de la entalla. Esto explicaría la razón de que las cargas medidas sean inferiores a las calculadas, mientras que el acortamiento de diámetro es prácticamente el mismo.

El proceso que se desarrolla en el acero 316L es distinto, ya que no conlleva formación de fisuras ni desgarramiento del material. Las fotografías revelan un complejo cambio de la geometría de la entalla en el que parece dominar la formación de una subentalla, cada vez más aguda, con vértice en la raíz de la entalla primitiva. La iniciación de este proceso no se detecta en las fotografías, si bien en la correspondiente al punto de carga máxima se observa ya la subentalla en grado incipiente. Podría justificarse así la desviación de las cargas calculadas respecto a las medidas, ya que empieza a producirse un poco antes de ese punto, pero no las diferencias de acortamiento de diámetro que aparecen en las primeras fases del proceso de carga.

La comparación entre los perfiles reales de la entalla y los que se obtienen de la modelización numérica complementa la información sobre el comportamiento del acero 316L. Observando las figuras 12 a 15 se comprueba que los resultados numéricos reproducen bien la forma del perfil de la entalla y que las diferencias existentes se deben principalmente a que no coinciden los valores del acortamiento de diámetro. En el caso de la entalla B, cuando ya la subentalla es muy pronunciada, hay también diferencias importantes en la curvatura de la raíz de la entalla.

El fenómeno de formación de subentallas podría deberse a heterogeneidad del material en el cuello de la entalla, adquirida en el curso de la deformación. Esta explicación justificaría también el importante aumento de deformabilidad del cuello que representan las diferencias entre los resultados numéricos y experimentales. En un material tan dúctil como el acero 316L, la concentración de deformaciones que origina la entalla B puede dar lugar a deformaciones plásticas tan elevadas que alteren el comportamiento elastoplástico del material. La región de material alterado tendría su foco en la raíz de la entalla y desde allí se extendería en dirección al eje de la probeta y a lo largo de la superficie de la entalla, hasta la zona no afectada por la concentración de deformaciones.

La presencia de este material debilitado aumentaría la deformabilidad transversal del cuello de la entalla, produciendo un efecto análogo al de una entalla más profunda, tal como indican los valores numéricos del acor-

tamiento de diámetro cuando son comparados con los experimentales. Por otra parte la existencia de dos regiones con diferente deformabilidad en el perfil de la entalla tendría como consecuencia que cada una de ellas se deformase de distinto modo y sería la explicación de la aparición de subentallas.

5. CONCLUSIONES

La coincidencia de los resultados numéricos y experimentales obtenida para los dos aceros en el caso de la entalla A, y la discrepancia en el caso de la entalla B, también para los dos aceros, indican que la geometría de la entalla y en particular su curvatura, es el factor determinante para que no lleguen a producirse en el material procesos que la teoría clásica de la Plasticidad no contempla y que no permiten aplicar a las probetas entalladas de materiales dúctiles resultados analíticos y numéricos basados en esa teoría.

Cuando la entalla origina fuertes concentraciones de deformación tienen lugar esos procesos, pero varían de un material a otro en función de la ductilidad. De acuerdo con los resultados de esta investigación, cuanto más dúctil sea el material, más se desvía su comportamiento del que predice la teoría clásica, debido a que los procesos que entran en juego son más propios de una alteración del comportamiento elastoplástico que de interferencias con otros aspectos del comportamiento mecánico.

En el caso del acero menos dúctil, el acero A533B, las diferencias aparecen al dar comienzo un proceso de rotura por desgarramiento estable que se superpone al de deformación elastoplástica. La teoría clásica sería un complemento teórico suficiente de las probetas con entalla de fuerte curvatura para determinar el criterio local de fractura que gobierna la iniciación de esa primera etapa del proceso de rotura. En las fases posteriores del proceso la deformación elastoplástica y la rotura se desarrollan de manera simultánea e interactiva, y por tanto, cualquier modelización que sólo contemple uno de esos dos aspectos del comportamiento mecánico del material será insuficiente para reproducir los resultados de los ensayos realizados con probetas entalladas de este tipo.

El caso de un acero de muy alta ductilidad como el A316L, es distinto. Las desviaciones respecto a las predicciones teóricas no pueden asociarse a ningún proceso de rotura, pero sí a zonas de material debilitado por un proceso de daño atribuible a los elevados niveles de deformación plástica que originan en este acero las entallas de fuerte curvatura. El modelo adecuado para predecir el comportamiento de probetas con estas características sería una teoría de daño acoplada con la teoría clásica de la Plasticidad.

6. REFERENCIAS

- [1] McClintock, F.A., "A criterion for ductile fracture by the growth of holes", *Journal of Applied Mechanics*, **35**, 363-371 (1968).
- [2] Rice, J.R. y Tracey, D.M., "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **17**, 201-217 (1969).
- [3] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W., "On macroscopic and microscopic analysis for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys", *Metallurgical Transaction A*, **16A**, 233-248 (1985).
- [4] Mackenzie, A.C., Hancock, J.W. y Brow, D.K., "On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels", *Engineering Fracture Mechanics*, **9**, 167-188 (1977).
- [5] Hancock, J.W. y Mackenzie, A.C., "On the mechanism of ductile fracture in high-strength steels subjected to multiaxial stress states", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **24**, 147-169 (1976).
- [6] Ritchie, R.O. Servert, W.L., Wullaert, R.A., "Critical fracture stress and fracture strain models for the prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessels steels", *Metallurgical Transaction A*, **10A**, 1557-1570 (1979).
- [7] Bridgman, P.W., "Studies in large plastic flow and fracture", Harvard University Press (1964).
- [8] Valiente, A. "Inestabilidad plástica y resistencia a tracción de barras cilíndricas entalladas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **8**, 161-166 (1991).
- [9] Valiente, A. y Lapeña, J. "Efecto de la irradiación neutrónica sobre la resistencia de probetas entalladas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, 239-246 (1993).
- [10] Hibbit, H.D., Karlsson, B.I. y Sorensen, E.P., "ABAQUS User's Manual, Version 5.2" (1992).

AGRADECIMIENTOS

La realización de este trabajo ha sido posible gracias a la ayudas PR84-511 y MAT-1-0113-CE, concedidas por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la colaboración prestada en la experimentación por D. José M. Martínez y D. David Culebras, a quienes los autores desean expresar su agradecimiento.

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LA FATIGA Y TENACIDAD A LA FRACTURA DE ACEROS RÁPIDOS SINTERIZADOS EN UNA ATMÓSFERA DE NITRÓGENO

J. Amador, S. Talacchia, A. Linaza, S. Jauregi,
J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián y
Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Pº de Manuel Lardizabal 15, 20009 SAN SEBASTIÁN

Resumen. Se analiza la influencia de la temperatura de revenido en la propagación de grietas por fatiga y en la tenacidad a la fractura de varios aceros rápidos sinterizados en una atmósfera $N_2-H_2-CH_4$. La fatiga se llevó a cabo utilizando probetas CT y la tenacidad utilizando la flexión en tres puntos sobre probetas preagrietadas. Se han encontrado valores de la pendiente de Paris de alrededor de 4. La fractura parece estar relacionada principalmente con las propiedades de la matriz (fundamentalmente la dureza). La fractografía ha mostrado, que aunque el modo de fractura sea complejo (cuasi-clivaje), se puede observar alguna microplasticidad en materiales con alto contenido en austenita residual. En materiales más duros, sin austenita residual, las fracturas son más planas y sin asomo de plasticidad.

Abstract. The influence of the tempering temperature on crack propagation by fatigue and on the fracture toughness of several high speed steel sintered in a $N_2-H_2-CH_4$ atmosphere is analyzed. Fatigue was carried out using CT specimens and fracture toughness using three point bending on pre-cracked specimens. From crack growth data Paris exponent m-values around 4 were obtained for these materials. Fracture toughness was related to the properties of the matrix (hardness). Fractographic examination revealed that, although failure proceeded by complex modes, that could be described mainly as quasi-cleavage, microplasticity was observed in the high austenite materials, as opposed to the flatter fracture surfaces, with much less plasticity apparent, for the lower retained austenite case.

1. INTRODUCCION

La resistencia a la fractura en flexión y la tenacidad a la fractura de aceros rápidos de herramienta sinterizados (M2 [1], T6 [2], T42 [3], T15 [4]) han sido objeto de recientes investigaciones con objeto de relacionar los núcleos iniciadores de fractura con aspectos microestructurales. Se han investigado también las microestructuras de los mismos, en particular la porosidad y los carburos. La presencia de poros de gran tamaño - algunos de hasta $50 \mu m$ - es una de las características que se puede distinguir entre los aceros sinterizados de los convencionales de fusión y forja, en los que en cambio se pueden encontrar largas cadenas de carburos. Tanto las cavidades como las cadenas de carburos no parecen afectar fundamentalmente a las propiedades de corte de estos aceros, pero sí en cambio, y de forma notable, a la resistencia a la fractura de los mismos. Como se ha comentado en diversas ocasiones, los aceros rápidos están despertando gran interés en aplicaciones como rodamientos, en las que propiedades como la tenacidad y la resistencia a la fractura son del todo limitantes. De ahí la importancia de estudiar las

características de tenacidad [4 y 5] y el papel de los diversos defectos en el proceso de fractura de los mismos. Los primeros trabajos para evaluar la tenacidad en aceros rápidos estuvieron orientados a determinar el efecto de las variables del proceso de fabricación sobre esta propiedad. Se trataba de medir las ventajas que podrían tener los productos pulvimetalúrgicos sobre los mismos aceros fabricados por procesos convencionales. Se pensó que la tenacidad a la fractura podía ser la propiedad que discriminaría cual de las rutas producía aceros de mejor calidad.

Johnson [6] comparó la tenacidad a la fractura de dos aceros rápidos, M2 y M7, usando probetas compactas y preagrietadas por fatiga. Sus resultados variaron desde 12 a $32 MPa\sqrt{m}$ cuando la dureza lo hacía desde 66 a 42 HRC.

Olsson y Fischmeister [7] compararon la tenacidad a la fractura de un acero rápido M2, pero con tres rutas de fabricación diferentes: convencional, extrusión de polvos y forja de polvos. Utilizaron probetas compactas pero preagrietadas por impacto de acuerdo al método

propuesto por Eriksson [8]. Los resultados para el acero M2 convencional concuerdan con los de Johnson, y los valores de K_{Ic} variaron desde 13 a 32 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando la dureza lo hacía desde 65 a 50 HRC. Los aceros sinterizados -extruídos y sinterizados- forjados dieron valores de tenacidad similares, aunque encontraron que el elevado contenido de oxígeno en los polvos $\approx 2000 - 2500$ ppm - afectaba negativamente a la tenacidad a la fractura.

Wronski et al. [9] estudiaron las propiedades de tenacidad de un acero rápido 18-4-1 convencional y otro similar pero sinterizado. La tenacidad a la fractura de ambos materiales estuvo dentro del rango de 18 a 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (aunque ambos alcanzaron los 30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), pero de acuerdo con el rango de variación se puede decir que el acero sinterizado fue el más tenaz con un valor medio aproximado de 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Rescalvo y Averbach [10] en su trabajo con el mismo acero 18-4-1 convencional, determinaron en muestras compactas preagrietadas por fatiga un valor de K_{Ic} que variaba desde 20 a 22 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando la dureza disminuía de 63 a 59 HRC. Al igual que Olsson y Fischmeister, concluyen que la tenacidad a la fractura es controlada principalmente por la microestructura y propiedades de la matriz.

El fallo de los aceros rápidos de herramienta está generalmente asociado a inclusiones, porosidad y aglomerados de carburos [2,11]. El primero de ellos se puede evitar trabajando con aceros muy limpios (es el caso de los aceros fabricados convencionalmente). Estos mismos aceros no tienen el problema de porosidad residual, pero sí presentan una severa estratificación de carburos segregados, producto de los tratamientos termomecánicos previos. Bajo estas circunstancias, los carburos y sobre todo los aglomerados de carburos suelen ser núcleos de iniciación de grietas, pero el crecimiento de ellas se verá controlado por las características de la matriz - principalmente austenita y martensita- y de la intercara matriz-carburo. [12-13].

La metalurgia de polvos ofrece ventajas en cuanto a tener un control realmente efectivo en la distribución y tamaño de carburos. Además es un método alternativo que ofrece menores pérdidas de material en el proceso de mecanizado final y un costo de fabricación menor. La mejora en la microestructura puede permitir una notable disminución tanto de la deformación como del agrietamiento durante el tratamiento térmico de las piezas, así como mejores propiedades mecánicas. Una microestructura más uniforme proporciona una mejor tenacidad.

En el presente trabajo, que es continuación de otros realizados sobre el T15 y Px30 [14,15], se evalúa la

tenacidad a la fractura de tres aceros rápidos de herramienta (T15, M2 y M3/2) y el comportamiento a fatiga del acero M2. En ambos casos se considera la influencia de la microestructura.

2.- TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La composición química de los polvos de los diferentes aceros rápidos utilizados se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1.- Composición química de los polvos utilizados.

Acero	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co
T15	1.64	0.25	0.24	4.37	12.4	0.56	4.7	4.99
M2	0.91	0.27	0.2	4.05	6.28	5.07	1.86	0.44
M3/2	0.98	0.18	0.18	4.02	6.00	6.80	2.94	0.37

Las muestras se compactaron en frío, en una matriz rectangular a una presión de 500 MPa en una prensa de doble efecto para disminuir las posibles diferencias de densidad en altura que se pudieran producir en las mismas. La sinterización se realizó en un horno durante 1 hora en una atmósfera gaseosa rica en nitrógeno (90% N_2 , 9% H_2 1% CH_4) a las temperaturas: 1205°C, 1250°C y 1240°C para los aceros T15, M2 y M3/2 respectivamente. Tras el sinterizado las muestras se austenizaron a 1190, 1240 y 1230 °C durante tres minutos, se templaron en dos etapas consecutivas en aceite y nitrógeno líquido, y posteriormente se revinieron tres veces, con una hora de duración cada una y con un enfriamiento subcero en nitrógeno líquido entre cada una de ellas. Las temperaturas de revenido fueron 460, 500, 540, 580 y 620 °C para en T15 y el M2, y 525, 550, 575 y 600 °C para el M3/2.

Para la medición de la cantidad de austenita retenida el análisis se realizó utilizando técnicas de difracción de Rayos X, para posteriormente cuantificar la misma a partir de las áreas medidas de los diferentes picos de difracción mediante un proceso iterativo propuesto por Maeder [16].

Las probetas de flexión en tres puntos para la medida de la tenacidad se mecanizaron a partir de compactos sinterizados y tratados térmicamente. En la Fig. 1 se indica la geometría de la probeta utilizada. Los ensayos de tenacidad se realizaron de acuerdo con el procedimiento indicado en la norma ASTM E399.

Para la determinación de la ecuación de Paris se procedió a la compactación, sinterizado y posterior tratamiento térmico de probetas CT de $B = 4$ mm y $W = 25$ mm. Los ensayos se llevaron a cabo, según la norma ASTM E647-88, en una máquina de resonancia

Rumul con una relación de cargas $R = 0.1$. La longitud de la grieta se determinó mediante un sistema óptico de $\times 40$, recurriendo al método de la secante para calcular da/dN . Las superficies de fractura y fatiga de las probetas ensayadas se analizaron en un microscopio electrónico de barrido.

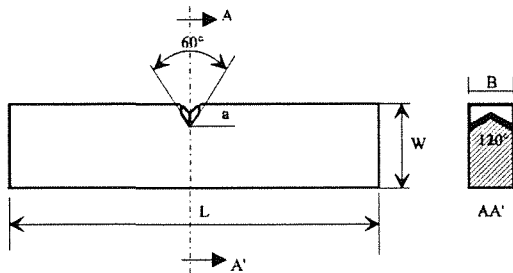


Fig. 1.- Geometría de las probetas ensayadas.

3. RESULTADOS

En la figura 2 se presentan las micrografías correspondientes a las muestras tratadas térmicamente del acero T15. La Fig. 2a corresponde al acero austenizado a $1190\text{ }^{\circ}\text{C}$ y posteriormente templado en aceite y nitrógeno líquido en dos pasos consecutivos, y las micrografías (b), (c) y (d) muestran el mismo material tras un triple revenido a 500 , 540 y $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ respectivamente.

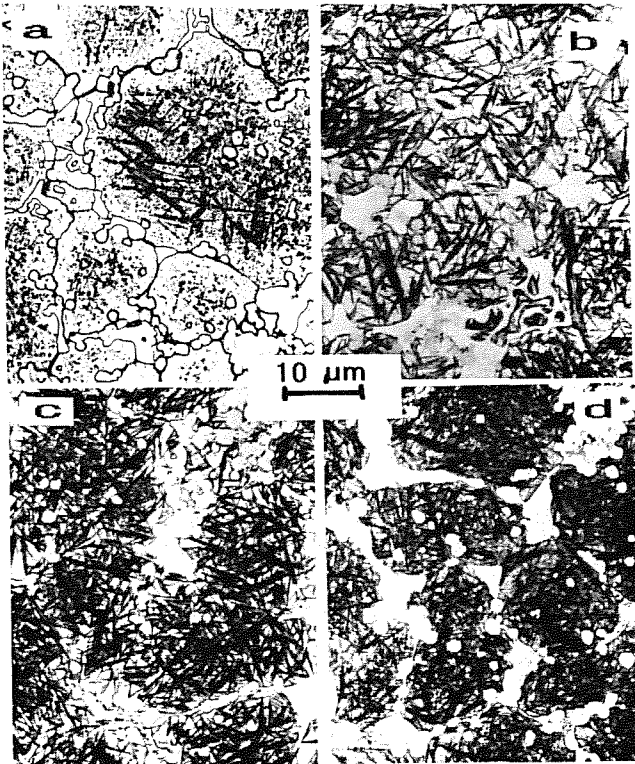


Fig. 2.- Microestructuras de tratamientos térmicos para el acero T15(a) Sinterizado en gas a $1205\text{ }^{\circ}\text{C}$ y austenizado a $1190\text{ }^{\circ}\text{C}$, y revenido a (b) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ y (d) $580\text{ }^{\circ}\text{C}$.

En la muestra sin revenir la microestructura está formada básicamente por martensita y austenita retenida, además de los carburos M_6C y carbonitruros MX de menor tamaño. En las muestras revenidas la cantidad de austenita retenida va disminuyendo con el incremento de la temperatura transformándose la misma en martensita y/o bainita inferior difícilmente diferenciable ópticamente. En la Tablas 2 y 3 se presentan las fracciones volumétricas de austenita retenida en función de los diferentes tratamientos térmicos así como sus correspondientes durezas.

Tabla 2. Dureza (HV2) y % de austenita retenida para las diferentes temperaturas de revenido en los aceros T15 y M2.

T Rev	T15			M2		
	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
460	671 ± 15	50 ± 5	16.4	852 ± 23	34 ± 4	17.1
500	857 ± 12	34 ± 3	15.6	892 ± 7	22 ± 3	16.8
540	998 ± 18	13 ± 2	12.5	940 ± 12	18 ± 2	16.4
580	1015 ± 19	6 ± 1	11.2	964 ± 3	4 ± 1	15.8
620	894 ± 12	6 ± 1	13	878 ± 11	12 ± 2	16.8

Tabla 3. Dureza (HV2) y % de austenita retenida para las diferentes temperaturas de revenido en el acero M3/2.

Tª REV	M3/2		
	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
525	900 ± 12	20 ± 3	14.8
550	961 ± 9	17 ± 2	13.9
575	975 ± 10	4 ± 1	13.3
600	873 ± 9	10 ± 2	14.4

Cada una de las medidas de tenacidad, K_{Ic} representa el valor medio de los tres ensayos realizados para cada condición. Se observa que conforme el valor de dureza va aumentando, el de tenacidad disminuye. Este descenso de tenacidad va igualmente acompañado de un descenso en la cantidad de la austenita retenida hasta el punto de máxima dureza, a partir del cual, y prácticamente sin que exista una variación en la cantidad de austenita retenida la tenacidad aumenta por el mismo motivo por el que la dureza disminuye.

En la Fig. 3 se han representado los valores de tenacidad frente a dureza. Se observa claramente como disminuye la tenacidad conforme lo hace la dureza para todos los casos.

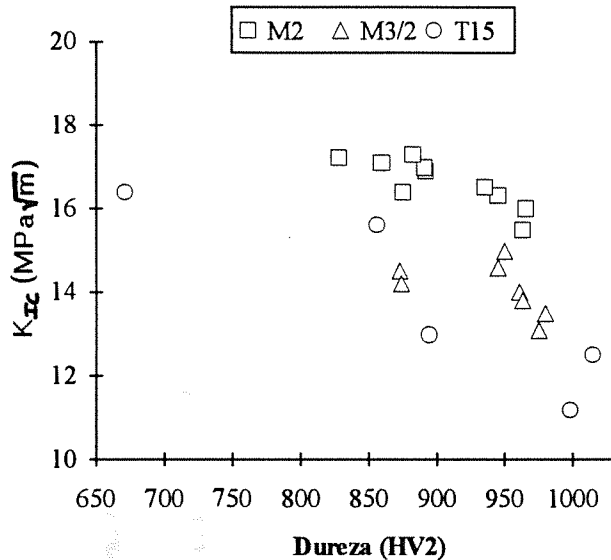


Fig. 3.- Tenacidad a la fractura frente dureza

La observación de las superficies de fractura ha mostrado que aunque en todas ellas se da un modo mixto de fractura -quasi cleavage-, las diferencias en función de las características del tratamiento térmico son evidentes. En las Figs. 4 (a) y (b) se muestran las superficies de fractura para muestras del acero T15 revenidas a 460 °C (Dureza 671 HV2 y 50% de austenita retenida) y 580 °C (Dureza 1015 HV2 y 6 % de austenita retenida) respectivamente. En la primera de ellas se observa una fractura en la que sin duda existe una parte de plasticidad debido a la presencia de gran cantidad de austenita y además una gran cantidad de carburos que no han sido fracturados, sino que o bien permanecen enteros o han sido arrastrados junto con la matriz. En la fractografía (b) sin embargo se observa una fractura mucho más plana en la que en la fase matriz aparece una mayor cantidad de agujas o lajas de martensita y no se aprecian las pequeñas cavidades ocasionadas por el arranque de los carbonitruros principalmente.

Los resultados de los ensayos de fatiga obtenidos con el acero M2 se indican en la Fig. 5. Tal como se observa, los datos pueden ajustarse mediante una ecuación de tipo Paris hasta valores de $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, apareciendo posteriormente la zona III de la curva sigmoidal $\Delta K - \text{da}/\text{dN}$. Los valores de las constantes de la ecuación de Paris se agrupan en la Tabla 4 en función de la temperatura de revenido

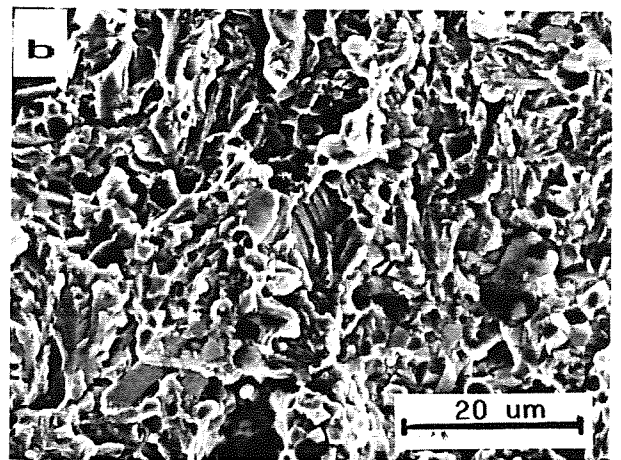
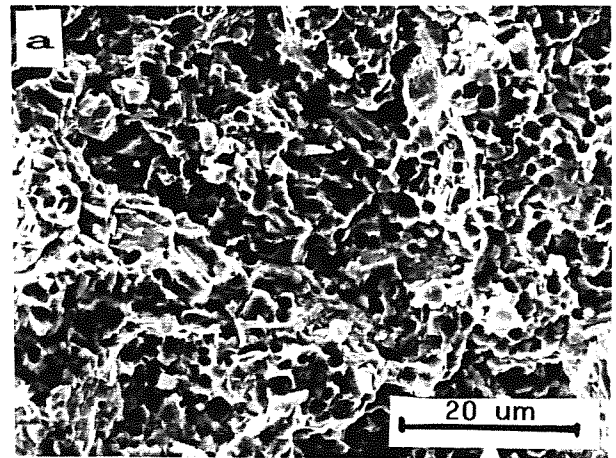


Fig 4.- Fractura de la probeta de acero T15 sinterizado en gas (1205 °C), austenizado (1190 °C) y revenido :(a) a 460 °C y (b) a 580 °C

Tabla 4. Ecuaciones de Paris del acero M2 para diferentes condiciones de revenido (R = 0.1)

T (°C)	500	540	580	620
C	$3,88 \cdot 10^{-12}$	$1,86 \cdot 10^{-12}$	$7,17 \cdot 10^{-12}$	$1,59 \cdot 10^{-12}$
m	3,85	4,06	3,57	4,28

El análisis fractográfico pone de manifiesto que la propagación de la grieta ha tenido lugar sin originar grandes cambios de relieve y presentando siempre un aspecto transgranular (Fig. 6). Un estudio fractográfico más detallado permite constatar la existencia de carburos primarios fracturados (Fig. 7) y de cavidades nucleadas a partir de carburos esféricos (Fig. 8). Dichas características se mantienen en todo el rango de ΔK estudiado, no apreciándose variaciones en los micromecanismos de fractura actuantes. Por otra parte,

las superficies de fractura muestran también la existencia de cierta porosidad en el material.

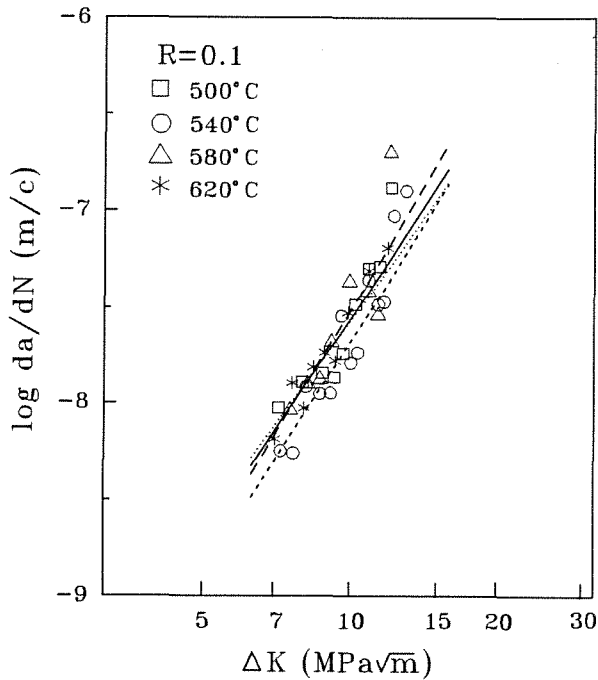


Fig. 5. Curvas $\Delta K - da/dN$ del acero M2 en función de la temperatura de revenido ($R = 0.1$).

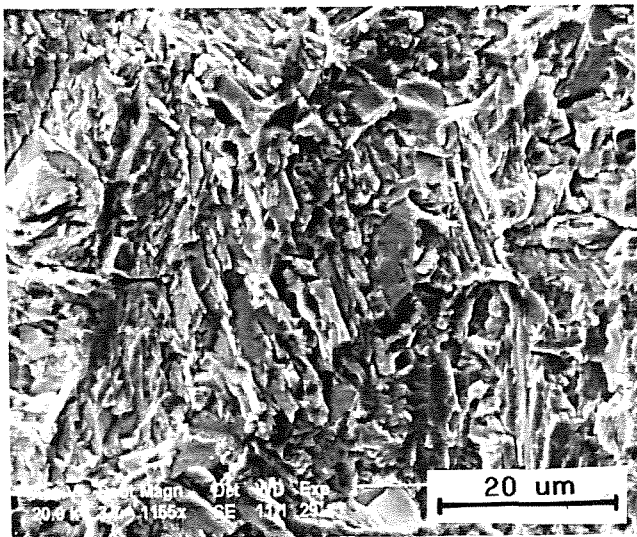


Fig. 6. Superficie de fractura de una probeta de fatiga ($R = 0.1$)

4. DISCUSION

En la Fig. 9 se comparan en un gráfico, de tenacidad a la fractura versus dureza, los valores experimentales medidos en probetas preagrietadas mediante flexión en

tres puntos con los valores medidos por otros autores utilizando ensayos Barker (probeta short rod). Se observa que para valores elevados de dureza, los datos de este trabajo se encuentran dentro de la banda de dispersión de resultados experimentales reportados en la bibliografía [19]. Se debe destacar que el valor experimental encontrado para una baja dureza y un alto contenido en austenita residual presenta una tenacidad muy inferior a la que se podría deducir de la prevista a partir de los datos obtenido en ensayos Barker. Este hecho que también fue observado por otro autor [20] en aceros rápidos, ha sido encontrado en fundiciones ADI para altos contenidos en austenita residual [21]. Este comportamiento puede ser atribuible a la inestabilidad de la austenita y a su transformación mediante deformación plástica, en un caso durante el proceso de preagrietamiento previo mediante fatiga del material y en otro caso durante el propio proceso de fractura.

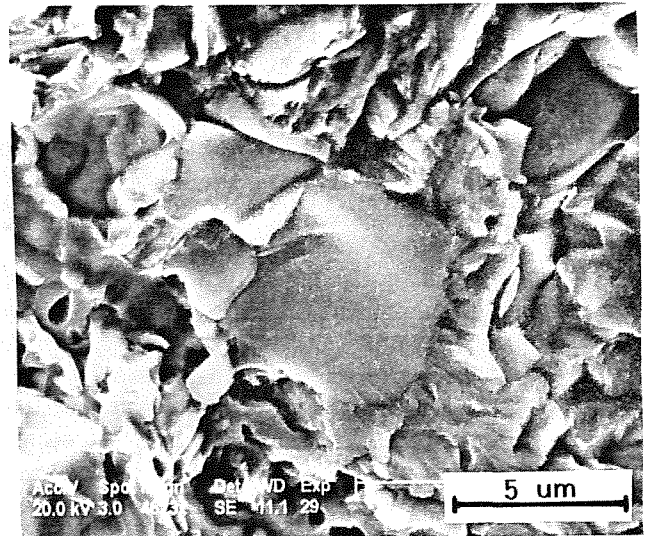


Fig. 7. Detalle fractográfico mostrando la existencia de un carburo primario fracturado en un ensayo de fatiga.

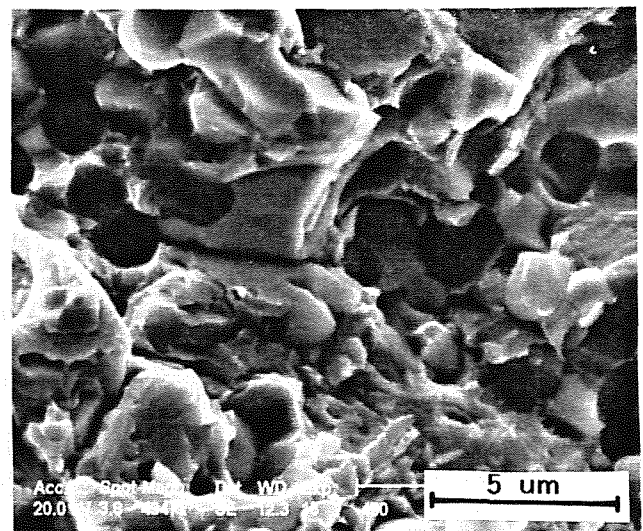


Fig. 8. Cavidades dúctiles nucleadas a partir de carbonitruros esferoidales. Ensayo de fatiga, $R = 0.1$

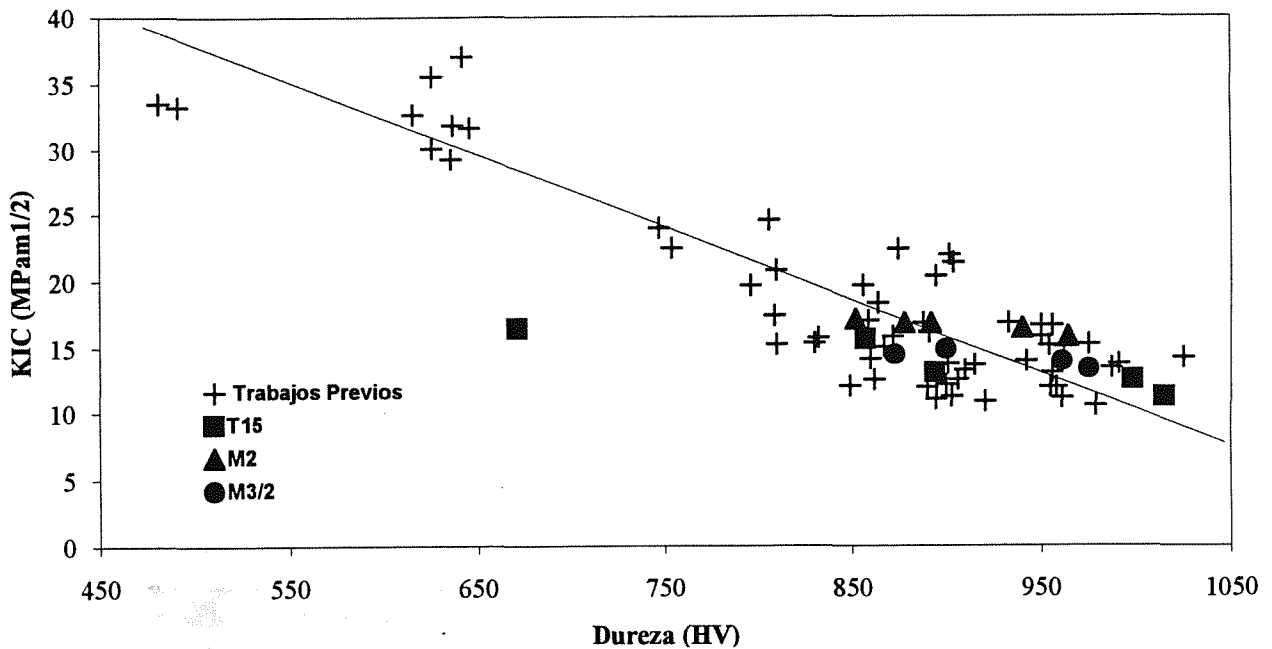


Fig. 9. Comparación entre los datos obtenidos en el presente estudio con diferentes datos de la bibliografía determinados mediante ensayos Barker [19].

En el primero de los casos (agrietamiento previo) la energía que consume el material durante la transformación no se absorbería durante la propia fractura sino previamente. En el segundo caso (ensayo Barker) se consumiría durante el propio ensayo de fractura, dando lugar a una energía absorbida durante la misma mucho más alta y por tanto un valor de K_{Ic} más elevado.

Se debe destacar, sin embargo, que quitando este punto singular, los valores propuestos por el ensayo con un preagrietamiento previo y por el ensayo Barker coinciden.

Los resultados de fatiga se comparan en la Fig. 10 con datos obtenidos con un acero rápido M50 procesado mediante procedimiento convencional [10]. Como puede comprobarse, los mismos prácticamente coinciden con obtenidos en el presente trabajo, por lo cual se pone de manifiesto que desde el punto de vista de propagación de grietas por fatiga la metalurgia de polvos proporciona unos comportamientos similares a los procesos convencionales. Si se analizan los resultados con los de otros tipos de aceros rápidos convencionales con tratamientos térmicos similares [22], para un mismo nivel de ΔK las velocidades de propagación son comparables.

Los valores del exponente m oscilan en un rango comprendido entre 3.5 y 4.3. Dichos valores son comparables con los obtenidos con aceros convencionales al C o aleados con tenacidades más elevadas. Sin embargo, el coeficiente C de la ecuación

de Paris es notablemente más elevado. Ello implica que para un mismo valor de ΔK la velocidad de propagación en los aceros rápidos (independientemente del proceso de obtención utilizado) es aproximadamente un orden de magnitud superior que en el caso de los aceros convencionales.

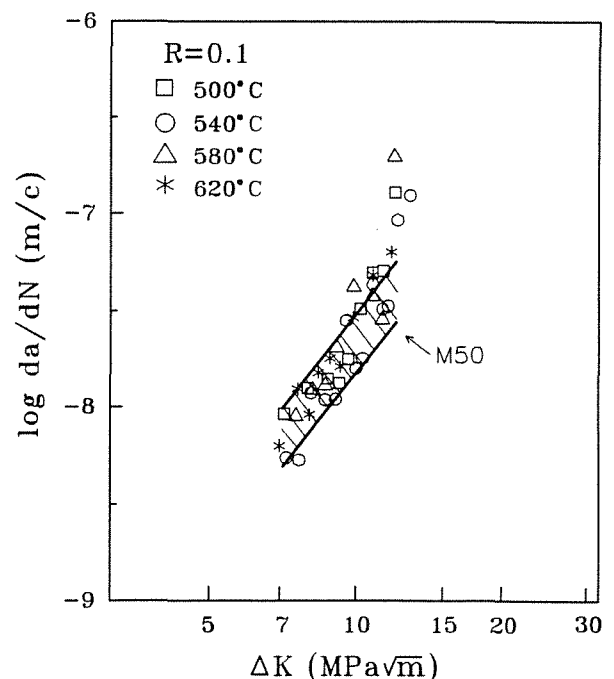


Fig. 10. Comparación de los datos de fatiga obtenidos en el presente trabajo con la banda de dispersión determinada para un acero M50 desarrollado mediante procedimientos convencionales [10].

El análisis fractográfico junto con el valor que toma la constante C ponen de manifiesto que los mecanismos estáticos tienen una gran importancia en la propagación de la grieta en los aceros rápidos. En efecto, la presencia de cavidades dúctiles nucleadas a partir de carbonitruros y la existencia de carburos M_6C fracturados (presumiblemente antes de que la grieta llegase al mismo) conduce a que el área efectiva que debe ser fracturada por la grieta de fatiga es notablemente inferior al área real. Si se realiza un análisis similar al señalado en la referencia [23], para que el coeficiente C presentase un valor un orden de magnitud superior al de otros aceros sería necesario que aproximadamente un tercio de la superficie se encontrase fracturada mediante modos estáticos. Teniendo en cuenta que en el acero M2 analizado la fracción volumétrica de carburos es del orden de un ~ 18% y de que la grieta puede mostrar una preferencia para desviarse localmente hacia zonas previamente fracturadas (zonas más densas de carburos y carbonitruros), resulta totalmente válido considerar que el aumento en la velocidad da/dN (es decir, en el coeficiente C) está relacionado con la presencia de dichos elementos microestructurales.

5. CONCLUSIONES

1. Los resultados de tenacidad a la fractura obtenidos mediante probetas preagrietadas coinciden con los previamente determinados mediante ensayos "short rod" Barker.
2. Los valores de tenacidad son función de la dureza, lo que indica que dependen más de la microestructura de la matriz que de la distribución y del tamaño de las partículas primarias.
3. Las velocidades de propagación de grietas por fatiga (zona de Paris) apenas dependen del tratamiento térmico y son muy similares a las encontradas en otros aceros rápidos.
4. Los valores de la velocidad de propagación se pueden hacer coincidir con los de otros aceros si se corrige el efecto de la fracción volumétrica de las partículas que producen mecanismos estáticos de fractura.

6. AGRADECIMIENTOS

M. A. Linaza y S. Jauregi agradecen al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la beca de investigación concedida.

7. REFERENCIAS

- [1].- Shelton, P.W. y Wronski, A.S. ; " Cracking in M2 High Speed Steel", J. Mater .Sci., 17, 533 (1983)
- [2].- P.W. Shelton y A.S. Wronski; " Strength, toughness, and stiffness of wrought and directly sintered T6 High Speed Steel", Mater Sci Technol., 3, 260 (1987).
- [3].- C.S: Wright, A.s. Wronski y M.M. Rebbeck;"Strength and toughness of T42 High Speed Steel", Metals Tech., 11, 181 (1984).
- [4]. V. Martinez, R.H. Palma, J.M. Rodriguez y J.J.Urcola; "Resistencia a la fractura en flexión en un acero de herramientas T15- sinterizado en vacío", Anales de Mecánica de la Fractura, 7, 3-8 (1990).
- [5]. V. Martinez, R.H. Palma y J.J.Urcola; Anales de Mecánica de la Fractura, 6, 20-25 (1989).
- [6]. Johnson A.R. "Fracture Toughness of AISI M2 and M7 High Speed Steels", Metall. Trans., 8A, 891-897 (1977).
- [7]. L.R. Olsson y H.F. Fischmeister "Fracture toughness of powder metallurgy and conventionally produced high speed steels". Powder Metall. nº 1, 127-140 (1978).
- [8]. Eriksson K., "Fracture toughness of High Speed Steels and white Cast Irons", Scand. J. Metall., 2, 197-203
- [9]. A.S. Wronski, M.M. Rebbeck y S.A. Amen "Fracture mechanisms and mechanics of an 18-4-1- high speed steel." J. Mater. Sci., 23, 2213-2219 (1988).
- [10]. Rescalvo J.A. y Averbach B.L., "Fracture and Fatigue in M-50 and 18-4-1 high speed steel"; Metall. Trans., 10A, 1265-1271 (1979).
- [11]. A.S. Wronski, L.B. Hussain Al-Yasiri and F.L.Jagger, "Camparison of strength and toughness of wrought and directly sintered T6 high speed steel"; Powder Metall., 22, 109-118 (1977).
- [12]. Lee S.C. y WOrzala F.J.; Metall. Trans., 12A, 1477-1484 (1981).

- [13]. Martínez V.P., Palma R.H. y Urcola J.J.; "Influence of HIP after Sintering on Fracture Toughness of high speed steels", J. Metal. Powder Rep., V44, 11, 751-757 (1989).
- [14]. Martínez V.P., Palma R.H. y Urcola J.J. "Tenacidad a la fractura de un acero rápido de herramientas T15 sinterizado en vacío", Anales de Mecánica de la Fractura, 7, 9-16 (1990).
- [15]. Urrutibeaskoa I., Martínez V.P., y Urcola J.J., "Tenacidad a la fractura de un acero rápido de herramientas PX30S sinterizado en gas y vacío", Anales de Mecánica de la Fractura, 9, 133-144 (1992).
- [16]. Maeder G., Ramon Y., Tharel G., y Barralis J., "Dosage par Radiocristallographie X de l'austenite résiduelle dans des aciers 16 NCD 13 cémentés", Mem. Scientifiques Revue Metallurgie, 397-405 (1975).
- [17]. Beiss P. y Pododb M.T. (1982) "Production of Heat Treatment of Full Dense Pressed and Sintered P.M. Tool Steel", Powder Metallurgy, 25 69-74
- [18]. Karlsson S., Lehtinen B. y Aronsson B. (1974), Swedish Inst. Metals Res. Report, N°IM, 996-1002
- [19] Urrutibeaskoa I. et al., "Improved Sintering Response of V-rich High Speed Steels", Int. J. Powder Met., 29, 367-378 (1993).
- [20] Martínez, V., Tesis Doctoral, ESII San Sebastián, (1990).
- [21] Irizar, X., Karrera Bukaerako Proiektua, ESII San Sebastián (1993).
- [22] Iqbal, A. y King, E., "The Role of Primary Carbide in Fatigue Crack Propagation in Aeroengine Bearing Steels", Int. J. Fatigue, 12, 234-244 (1990).
- [23]. Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Contribución de Mecanismos Estáticos de Fractura en la Velocidad de Propagación de Grietas por Fatiga en Aceros de Bajo y Medio Contenido de C", Anales de Mecánica de la Fractura, 11 (1994).

AGRIETAMIENTO DEL RECUBRIMIENTO DE UN MONOCRISTAL DE BASE NIQUEL EN FATIGA TERMOMECANICA.

M. Arana, J.M. Martínez Esnaola y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

y

Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra
Paseo Manuel de Lardizábal, 13, 20009 San Sebastián

Resumen. Los ensayos de fatiga termomecánica realizados sobre una superaleación monocristalina de base níquel con un recubrimiento aluminizado ponen de manifiesto la existencia de dos tipos diferentes de iniciación de grietas superficiales, dependiendo del tipo de ciclo y del rango de deformación aplicado. Se observa una iniciación tipo línea o una iniciación tipo punto, asociadas con fracturas frágil y dúctil del recubrimiento, respectivamente. La aparición de uno u otro tipo viene determinada por la deformación a fractura del recubrimiento. Ésta se puede calcular como función de la temperatura y del espesor del recubrimiento en base a la velocidad de liberación de energía. El modelo propuesto explica la influencia de la tenacidad del recubrimiento así como de la temperatura de transición dúctil-frágil sobre el tipo de fractura observado.

Abstract. Cracks induced on an aluminide coated single crystal nickel based superalloy during TMF testing show two different initiation modes depending on the type of cycle and the applied mechanical strain range. Line initiation and point initiation modes have been observed, which have been associated respectively to brittle and ductile fracture. The strain to cracking of the coating determines the presence of anyone of these two initiation modes. The energy release rate is used to calculate the strain to cracking as a function of temperature and coating thickness. The model highlights the influence of the fracture toughness of the coating and the ductile to brittle transition temperature onto the fracture mode.

1. INTRODUCCION

Los materiales para álabes de turbinas de aviación están diseñados para soportar considerables cargas termomecánicas. Sin embargo, el proceso de combustión que se produce genera una atmósfera muy favorable para la aparición de fenómenos de oxidación y corrosión, que pueden afectar a la vida del componente. El empleo de recubrimientos (coatings) tiene como objetivo proporcionar una estabilidad superficial.

Existen diversos tipos de recubrimientos que se utilizan para estos materiales. Genéricamente, se

pueden clasificar en dos grupos. Unos se generan a través de un proceso de difusión en el sustrato (en este caso Al). Este proceso se conoce como aluminizado y entre sus características cuenta con que la composición del material y sus propiedades mecánicas están altamente influenciadas por el tipo de sustrato sobre el que se aplican. El segundo tipo de recubrimientos es el de los obtenidos por deposición, con una composición tipo MCrAlY, donde M suele ser hierro, níquel, o cobalto, en los que la interacción con el sustrato es despreciable.

Durante un proceso de carga termomecánica (el depegue de un avión, por ejemplo) el álabe puede estar sometido a una deformaciones tractivas que produzcan

una rotura prematura del recubrimiento. De esta forma, se genera un punto débil en el álabe en el que existe una concentración de tensiones que favorece el fallo del componente.

Este fenómeno es especialmente frecuente en recubrimientos generados por un proceso de aluminizado en los que la ductilidad del material es considerablemente baja y la temperatura de transición dúctil-frágil elevada [1-2]. Es necesaria, por tanto, una caracterización del recubrimiento que determine el nivel de deformación admisible para que el agrietamiento prematuro no se produzca.

En esta comunicación, se hace un estudio sobre la deformación a fractura de un recubrimiento de aluminio aplicado sobre un monocristal de base níquel en condiciones de fatiga termomecánica.

2. DESCRIPCION DEL MATERIAL Y CONDICIONES DE ENSAYO

El sustrato ensayado es un monocristal de base Ni denominado SRR99 producido por Rolls-Royce (Reino Unido). El material se somete a un proceso de aluminizado de alta actividad que se divide en tres etapas fundamentales. Primeramente, se sumerge el material en una solución de polvo rico en aluminio durante aproximadamente 4 horas a una temperatura de 870°C. Posteriormente, el material se lleva a una temperatura de 1100°C en una atmósfera inerte de argón, donde se mantiene hasta que se obtiene una determinada difusión de aluminio en el sustrato. Finalmente, el material se somete a un envejecimiento durante 16 horas a 870°C en atmósfera inerte con objeto de relajar las tensiones residuales.

El aluminizado de alta actividad da lugar a una microestructura del recubrimiento con presencia de dos fases: β (NiAl) y γ' Ni₃(Al, Ti). El porcentaje de cada una de estas fases difiere en cada caso, según el espesor del recubrimiento, el tipo de sustrato y el proceso de aluminizado seguido. Para el caso aquí analizado, se ha observado un espesor de recubrimiento de aproximadamente 30 μ m.

Por último, el material se somete a fatiga termomecánica (TMF) entre 300°C y 1050°C bajo condiciones de control de deformación. Se han ensayado probetas en diferentes rangos de deformación. En los ensayos estudiados, la frecuencia del ensayo es de 0.66 ciclos/minuto, con un desfase de 135° entre los ciclos térmico y mecánico. Debido a limitaciones físicas del sistema, los 90 segundos que dura un ciclo se distribuyen 30 en calentamiento y 60 segundos en enfriamiento, lo que da lugar a una

velocidad de deformación del orden de 10^{-4} s⁻¹, dependiendo del rango de deformación aplicado. El ciclo de deformación mecánica-temperatura obtenido se esquematiza en la Figura 1 para un rango de deformación mecánica del 1%. Estos ensayos han sido realizados en el JRC Petten (Holanda). Los detalles pueden encontrarse en la ref. [3].

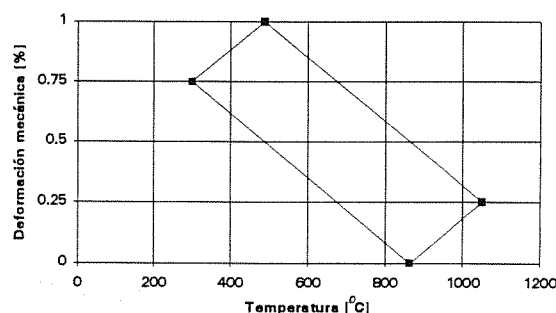


Fig. 1. Ciclo tensión-deformación para ensayos TMF entre 300-1050°C, -135° fuera de fase.

3. OBSERVACIONES EXPERIMENTALES

Las Figuras 2 y 3 muestran las superficies post-mortem de dos probetas tipo. En la Figura 2, correspondiente a un ensayo con rango de deformación 1.4%, se puede observar la presencia de un sistema de grietas perpendiculares a la dirección de tracción que tienden a ser equidistantes, macroscópicamente rectas, y ocupan toda la superficie de la probeta.

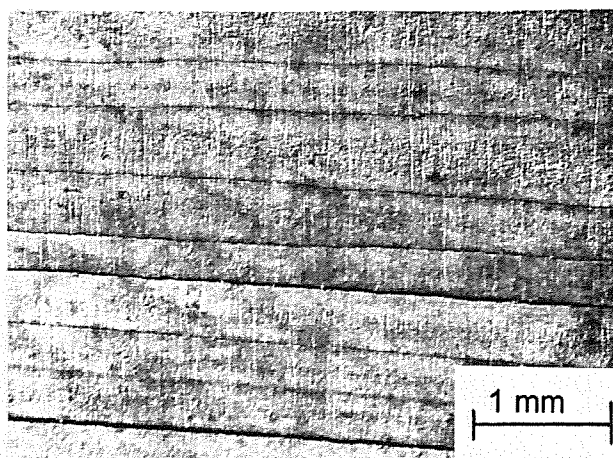


Fig. 2. Superficie de una probeta ensayada con un 1.4% de deformación mecánica.

Este tipo de fractura aparece en probetas recubiertas sometidas a niveles de deformación iguales o superiores a 0.8%. El ensayo es controlado por un sistema de video que confirma la presencia de este

sistema de grietas desde los primeros estadios del ensayo. Este tipo de agrietamiento se ha asociado con una rotura frágil del recubrimiento [2,4].

La Figura 3 muestra la superficie post-mortem de una muestra sometida a un nivel de deformación máximo de 0.7%. A primera vista, es difícil detectar la presencia de grietas debido al alto grado de oxidación. La observación a través del microscopio óptico revela la existencia de varias grietas cortas que siguen un camino macroscópicamente más tortuoso, como muestra la Figura 4.

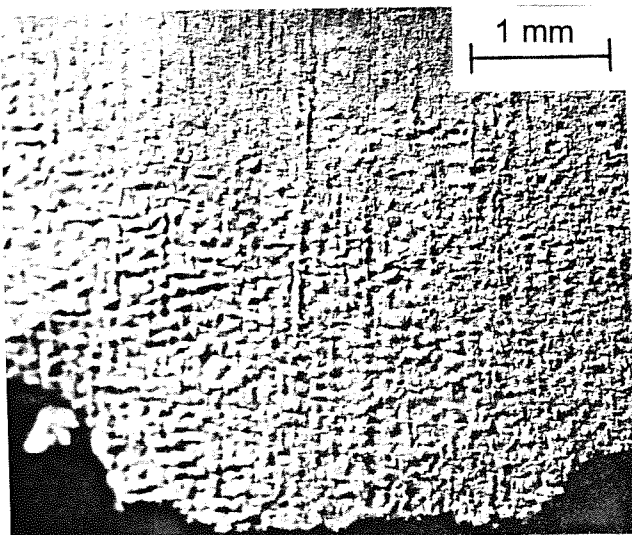


Fig. 3. Superficie post-mortem de una muestra ensayada con un 0.7% de rango de deformación mecánica.

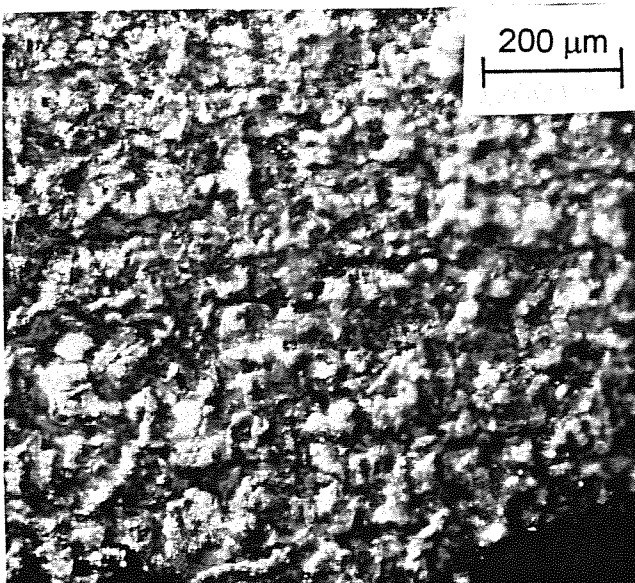


Fig. 4. Detalle de la superficie post-mortem de una muestra ensayada con 0.7% de rango de deformación mecánica.

El sistema de video confirma la iniciación de estas grietas en un punto de la superficie y su progresivo crecimiento. Este tipo de grietas son detectables entre el ciclo 200 y 2000, dependiendo del rango de deformación. Este tipo de agrietamiento se presenta en ensayos cuyo nivel de deformación mecánica es igual o inferior al 0.8%, y se ha asociado con una rotura dúctil del recubrimiento [2,4].

La rotura frágil del recubrimiento, tal y como se ha descrito, reduce la vida total de la probeta con respecto a la probeta sin recubrimiento en un factor del orden de 5. Esta diferencia es considerablemente menor para el caso en el que el agrietamiento sea del tipo punto.

4. DEFORMACION A FRACTURA DEL RECUBRIMIENTO

Las propiedades mecánicas de un recubrimiento aluminizado de alta actividad están íntimamente relacionadas con las características del sustrato sobre el cual se aplican; es por ello muy difícil encontrar en la bibliografía referencias apropiadas de la deformación a fractura del sistema recubrimiento-sustrato.

En la Figura 5, se muestran dos valores encontrados en la bibliografía [5-6] de la deformación a fractura para un recubrimiento de aluminizado de alta actividad aplicado sobre una superaleación de base Ni. Se puede observar que la dispersión entre las dos curvas es considerable.

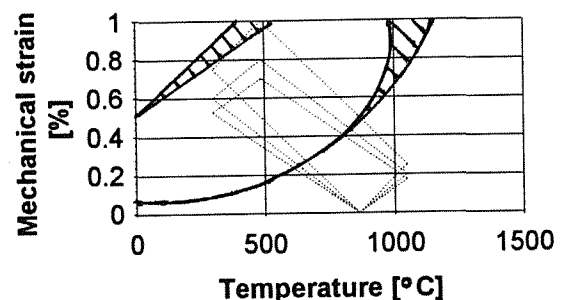


Fig. 5. Deformación a fractura de recubrimiento de aluminización de alta actividad [5-6].

Se superponen también en la Figura 5 esquemas de la deformación mecánica sufrida por el recubrimiento durante distintos ensayos de fatiga termomecánica. El ciclo superior representa un ensayo en el que se ha superado la deformación a fractura, ya que su agrietamiento es sistemáticamente tipo línea o frágil, el inferior representa un caso que muestra siempre un agrietamiento tipo punto (dúctil), mientras que el ciclo intermedio puede presentar ambos.

El modelo desarrollado por Nairn y Kim [7] relaciona la tenacidad del material, parámetro intrínseco al tipo de recubrimiento y no dependiente de otros factores como su espesor, con la deformación aplicada necesaria para la aparición de la primera grieta, y las grietas subsiguientes.

El modelo resuelve el problema de la fractura frágil del recubrimiento representado en la Figura 6 bajo las siguientes hipótesis:

- Estado de deformaciones y tensiones elástico.
- Tensiones tractivas en la dirección x dependientes únicamente de la coordenada x, e independientes de la coordenada z o dirección del espesor.
- La propagación de una nueva grieta es instantánea desde un borde al otro de la probeta.

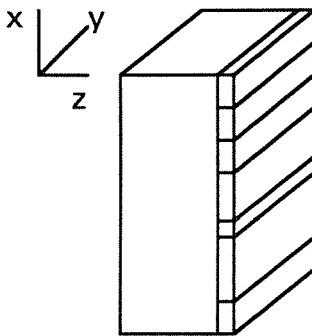


Fig. 6. Representación esquemática del modelo de Nairn y Kim [7].

Aplicando las condiciones de equilibrio y continuidad de tensiones en la intercara así como el principio de la mínima energía complementaria, se puede obtener una expresión para la velocidad de liberación de energía en función de la densidad de grietas.

La velocidad de liberación de energía para la primera grieta tiene la forma:

$$G = (E_c \varepsilon_o + C_1)^2 C_2 t_c \quad (1)$$

donde G es la velocidad de liberación de energía, E_c es el módulo elástico del recubrimiento, ε_o es la deformación aplicada, t_c es el espesor del recubrimiento, y C_1 y C_2 son constantes geométricas y mecánicas del material.

Para las grietas subsiguientes,

$$G = (E_c \varepsilon_o + C_1)^2 C_2 t_c f(D) \quad (2)$$

donde la velocidad de liberación de energía queda afectada por una función de la densidad de grietas, $f(D)$ [7].

5. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Los resultados que se presentan a continuación pretenden efectuar, primeramente, una estimación "in situ" de la tenacidad del recubrimiento tomando como dato de partida la rotura frágil del recubrimiento por encima de un 0.8% de deformación aplicada a 487.5°C (temperatura a la que se alcanza la máxima deformación mecánica durante los ensayos TMF). Se considera, además, que la tenacidad del material es prácticamente constante hasta que se alcanza la temperatura de transición dúctil-frágil acotada entre 600°C y 800°C, valores coherentes con los encontrados en la bibliografía [5-6].

La Figura 7 muestra la tenacidad del recubrimiento de acuerdo con las hipótesis indicadas. Aunque no se han podido encontrar en la bibliografía referencias para la tenacidad de este tipo de recubrimiento, como primera aproximación, Noebe et al. [8] presentan tenacidades que varían entre 6 y 20 MPa√m, crecientes con la presencia de precipitados γ' .

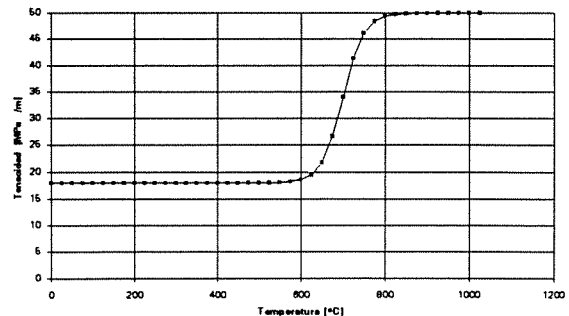


Fig. 7. Tenacidad del recubrimiento

La Figura 8 representa la deformación a fractura obtenida utilizando la ecuación (1) para diversos espesores de recubrimiento. Los valores del módulo elástico y coeficientes de expansión térmica del sustrato han sido suministrados por JRC Petten (Holanda), y los correspondientes al recubrimiento por Rolls-Royce (Reino Unido). Los resultados son aceptables y están en concordancia con las referencias encontradas en la bibliografía, como se puede comprobar comparándolos con los presentados en la Figura 5. Se observa una considerable dependencia del espesor del recubrimiento enfragilizándose a medida que aumenta el espesor. Este comportamiento ha sido observado por Handcock et al. [6].

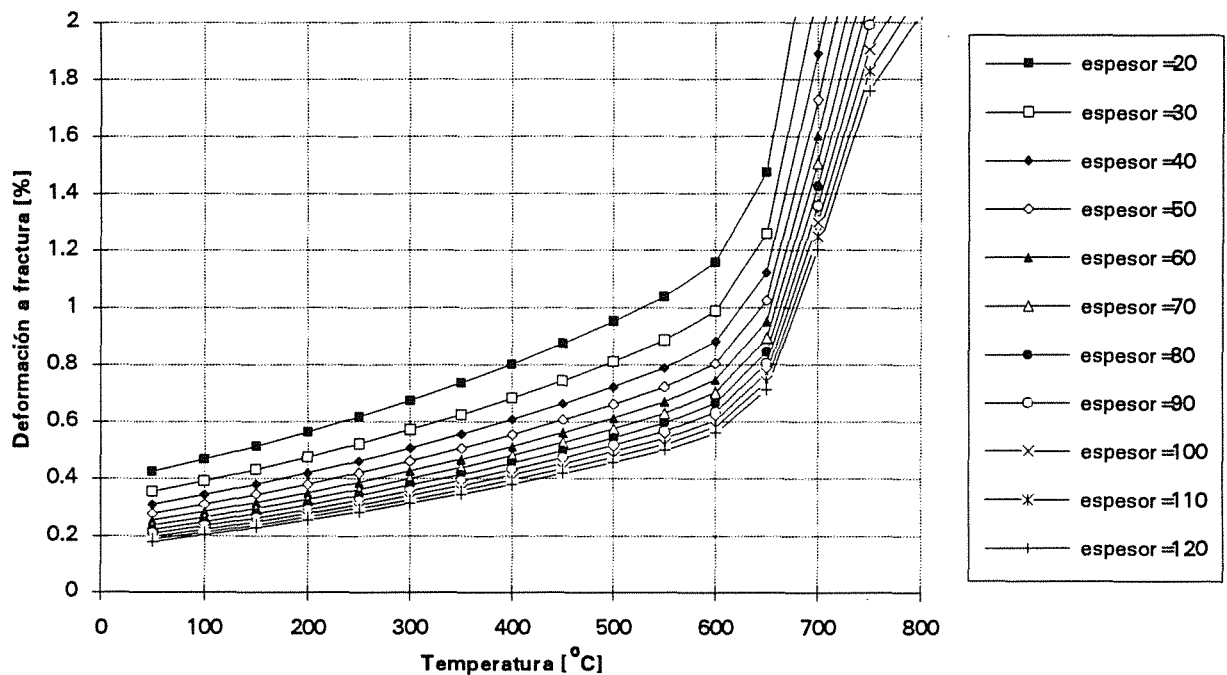


Fig. 8. Deformación a fractura para diferentes espesores de recubrimiento (unidades en μm).

En el presente trabajo, se ha considerado la posible influencia de las tensiones residuales de origen térmico, estableciendo la temperatura de envejecimiento de 870°C como aquella en la que el sistema está libre de tensiones bajo cargas nulas. Se debe subrayar que ésta es una primera estimación, ya que no se han encontrado en la bibliografía estudios sobre las tensiones residuales que puede generar una aluminización de las características descritas. El modelo describe una variación de la deformación a fractura del orden del 10% dependiendo de la temperatura a la que se considere que el recubrimiento está libre de tensiones. Las tensiones residuales son, por tanto, un factor a tomar en consideración en futuras investigaciones.

Agradecimientos. Esta investigación se enmarca dentro del proyecto Brite-Euram BE3338-89, con financiación de la Comunidad Económica Europea, liderado por Rolls-Royce (UK) y en colaboración con Motoren und Turbinen Union, MTU (Alemania) y JRC Petten (Holanda). Uno de los autores (M.A.) quiere agradecer al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la beca concedida para la realización de su tesis doctoral, así como la financiación de su estancia en JRC Petten durante dos meses. M.A. quiere agradecer también a

JRC Petten, y en particular al Dr. J. Bressers, la hospitalidad recibida.

REFERENCIAS

- [1] Saunders S.R.J. and Nicholls J.R., "Coatings and surface treatments for high temperature oxidation resistance", *Materials Science and Technology*, 5, 780-798 (1989).
- [2] Bernard H. and Remy L., "Ductile-brittle transition of an aluminide coating on IN100 superalloy", *Proceedings of the Conference on High Temperature Materials for Power Engineering 1990, Liège, Belgium, Part II*, pp. 1185-1194.
- [3] Bressers, J., Timm, J., Williams, S., Bennett, A. and Affeldt, E., "Effects of cycle type and coating on the TMF lives of a single crystal, nickel based gas turbine blade alloy", to appear in the *Second Symposium on Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of Materials*, November 14-15, 1994, Phoenix, Arizona (USA).
- [4] Zhang Detang, "Effect of ductile-brittle transition temperature of Al-Si coating on fatigue properties

- of Ni-base superalloys", *Acta Metall. Sin. Series A*, 3, 435-438 (1990).
- [5] Heine J.E., Warren J.R. and Cowles B.A., "Thermal mechanical fatigue of coated blade materials", Final Report, United Technologies Corporation, Pratt & Whitney (1988).
- [6] Handcock P., Chien H.H., Nicholls J.R. and Stephenson D.J., "In situ measurements of the mechanical properties of aluminide coatings", *Surface and Coatings Technology*, 43/44, 359-370.
- [7] Nairn J.A. and Kim, S.R., "A fracture mechanics analysis of multiple cracking in coatings", *Engineering Fracture Mechanics*, 42, 195-208 (1992).
- [8] Noebe R.D, Bowman R.R. and Nathal M.V., "Physical and mechanical properties of the B2 compound NiAl", *International Materials Reviews*, 38, 193-232 (1993).

CARACTERIZACION DINAMICA DE VARIOS ACEROS DE VIA.

Coz Díaz ,J.J.del;Fdez.Canteli,A.;Kalthoff,J.F.

Universidad de Oviedo
E.T.S. INGENIEROS INDUSTRIALES DE GIJON.
Departamento de Construcción
Crtra. de Castiello s/n . Gijón - 33204

Resumen.- Se han realizado ensayos de caracterización dinámica de varios aceros de vía , los cuales han sido llevados a cabo en una unidad de impacto constituida por un péndulo Charpy convenientemente instrumentado . El movimiento de la probeta ha sido captado mediante fotografía de alta velocidad , en una cámara Cranz-Schardyn . Los resultados obtenidos han sido analizados mediante métodos numéricos , obteniéndose el valor de la tenacidad a la fractura dinámica ($K_{I_{dyn}}$) según ASTM E24.03, Curvas de respuesta al impacto y la señal de la probeta instrumentada . Asimismo se ha calculado la evolución de la energía cinética de la probeta .

Abstract.- We have made dynamic mechanical tests in some different railway steels in one dynamic machine called Instrumented Charpy pendulum . With high speed camera Cranz-Schardyn , we photographed the specimen motion . The experimental results have been analyzed by numerical methods and we obtained the dynamic fracture toughness ($K_{I_{dyn}}$) by different procedures ; such as ASTM E24.03 , Impact Response Curves and signal of instrumented specimen . Also , the evolution of the Kinetic Energie of the specimen was calculated .

1.INTRODUCCION.

La mayoría de las estructuras en ingeniería están sometidas a cargas dinámicas . En el caso de aceros de vía , estas sollicitaciones se acentúan con la llegada de los trenes de alta velocidad , en los cuales se combinan presiones superficiales de rodadura elevadas con tensiones de flexión y tracción/compresión realmente importantes . Ello obliga a la utilización , en la mayoría de los casos , de aceros con muy alto límite elástico (mayor de 600 N/mm²) y una importante dureza superficial (mayor de 260 HB) .

Tales requisitos han de hacerse compatibles , igualmente , con una conveniente resistencia a la propagación de grietas en el material , por lo que resulta de interés el conocimiento del comportamiento del material agrietado bajo cargas de impacto .

En el presente artículo se muestran los resultados obtenidos en la caracterización dinámica de diferentes

aceros de vía , así como las técnicas experimentales utilizadas en los ensayos.

2.MATERIALES UTILIZADOS.

Se han ensayado tres aceros diferentes , cuyas características mecánicas y composición química se muestra en las tablas 1 y 2 .

El material nº1 ha sido utilizado en la ejecución del carril del tren de alta velocidad (AVE) que une Madrid y Sevilla , para los tramos rectos . El material nº2 se ha empleado para los tramos curvos , cruces de vías y zonas altamente sollicitadas .

El material nº3 está siendo elaborado por la empresa ENSIDESA S.A. para ser utilizado , asimismo , en vías férreas de alta capacidad . La alta dureza superficial de este material ha motivado importantes dificultades en la elaboración de las probetas .

N°	Denominación	σ_F	σ_R	HB	v	DIR
		N/mm ²	N/mm ²		%	
1	Carril AVE UIC-60	614.0	980.0	265-285	0.30	L-T
2	Carril AVE Aleado	654.0	1019.0	277-296	0.30	L-T
3	Carril AVE Aleado-50	700.0	1180.0	340-360	0.30	L-T

Tabla 1. Características mecánicas de los aceros ensayados.

Material n°1

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	V	Mo	Ni	Sn	Cu	As
720	236	1094	018	012	001	019	001	002	001	015	001	007	002

Material n°2

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	V	Mo	Ni	Sn	Cu	As
743	217	1189	026	013	004	447	002	002	134	019	001	009	003

Material n°3

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	V	Mo	Ni	Sn	Cu	As
770	240	1210	024	011	003	487	002	000	167	000	001	000	000

Tabla 2. Composición química de los aceros ensayados.

3.EQUIPOS UTILIZADOS

Para la realización de los ensayos de caracterización dinámica , se han utilizado algunos equipos del departamento de Mecánica experimental de la Universidad de Bochum , con el cual se están llevando a cabo diferentes Proyectos de Investigación .

Como unidades de impacto dinámicas se han utilizado las siguientes :

- Péndulo Charpy marca IBERTEST , modelo PIB-30 , energía de impacto 300 J., velocidad de impacto máxima 5.42 m/s , dotado de un prototipo "Low-Blow" , que permite regular la altura de caída y , por tanto , la velocidad y energía del impacto , entre 0.0 y 0.9 m.
- Péndulo Charpy marca WOLPERT-Probat , Modelo PW 30/15 Clase 1s s/DIN 51220 , energía de impacto 300 - 150 J., velocidad de impacto máxima 5.5 m/s , con enclavamiento automático y regulable entre 0.013 y 1.54 m.
- Torre de impacto (Drop-Weight Impact Machine) marca Dynatup , modelo GRC 8210 , energía de impacto 100 J. ,cuya altura es regulable entre 0.0 y 2.0 m.

Otros equipos utilizados en los ensayos , y que merecen ser destacados son :

- Cuchillas instrumentadas mediante galgas extensométricas , según normativa DVMS , elaboradas en Titanio y en Acero X210 CrMo 12 .

- Equipo de amplificación y filtrado de la señal de las galgas extensométricas de la cuchilla , de una frecuencia de muestreo hasta 1MHz , y diferentes frecuencias de filtrado , entre 50 y 300 MHz.
- Equipo de amplificación y filtrado de la señal de galgas extensométricas colocadas en la probeta a ensayar , de una frecuencia de muestreo de hasta 1 MHz , y diferentes frecuencias de filtrado y tensiones de alimentación (entre 0.5 y 10 V.).
- Tarjetas de recogida de datos marca Keithley-Metrabite, modelo DAS-50, frecuencia de muestreo hasta 1 Mmuestra/s , 1MB de memoria RAM . Parámetros de funcionamiento seleccionables por software : Frecuencia de muestreo , número de puntos de adquisición de datos , tipo de trigger escogido , número de puntos captados antes del trigger , nombre del fichero de datos en que se guarda la información , etc.. La señal de las galgas extensométricas de la cuchilla del péndulo es usada como trigger para la tarjeta .
- Ordenador personal , Mod. 486/30MHz , 8MB RAM, 200 MB H.D. que aloja las citadas tarjetas , encargado de la lectura y procesado de los datos adquiridos por la misma . Todo el proceso de adquisición de datos , así como el posterior tratamiento de la señal se realiza bajo Windows® 3.1 , mediante el programa OSCIOS-3 V.1.0 ©OFS-JJCD(ETSII) .
- Cámara de alta velocidad Cranz-Schardin , marca DRELLO , modelo BAL 1501 , de 24 lentes , con generador para flash regulable entre 100 ns y 99.999 ms .

- Máquina dinámica de ensayos marca MTS , modelo 318.10 , de una capacidad de carga de ± 100 KN . Utilizada para la calibración de probetas instrumentadas .

4.PREPARACION DE LOS ENSAYOS

El proceso seguido en la preparación de los ensayos ha sido el siguiente :

- 1.- Mecanización de las probetas , tanto Charpy como prefisuradas .
- 2.- Calibración de la cuchilla del péndulo Charpy .
- 3.- Obtención de la flexibilidad de la máquina , para cada material .
- 4.- Instrumentación y calibración de probetas prefisuradas.

4.1.Mecanización de probetas

Con los materiales indicados en el apartado 2 se han mecanizado las siguientes probetas Charpy (10x10x55 mm) :

- Veinte (20) del material n°1 , diez prefisuradas .
- Veinte (20) del material n°2 , diez prefisuradas .
- Treinta (30) del material n°3 , diez prefisuradas .

Todas ellas ha sido extraídas en dirección longitudinal , con las entallas en dirección L-T .

El proceso de prefisuración ha sido realizado mediante electroerosión , con electrodos de cobre de 0,4 mm de espesor , regulando las variables del proceso a los valores siguientes :

- Corriente de impulsos : III
- Tiempo de impulso : 5 s.
- Pausa de impulso : 3 s.
- Capacidad de erosión por minuto : 7 mm³
- Abertura entre el electrodo y la pieza : 35 μ
- Rugosidad máxima : 16 μ

Con dichos valores se consiguen radios de entalla de 0.25 mm . La profundidad de la fisura se mide una vez rota la probeta , de acuerdo a la Norma ASTM , en cinco puntos de la misma .

4.2.-Calibración de la cuchilla del péndulo Charpy.

Las calibraciones de las cuchillas instrumentadas del péndulo Charpy se han realizado midiendo el valor de la tensión en las mismas , al aplicar una carga estática de valor conocido sobre una probeta de una anchura de 10 mm , y a una temperatura ambiente de 18°C . El rango de carga estática utilizado para la calibración de la cuchilla de acero ha sido de 0 a 25 KN , y para la de Titanio de 0 a 10 KN .

A continuación se realiza una una regresión lineal de los puntos de la curva Fuerza-Voltaje , obteniéndose los resultados de calibración siguientes :

- Cuchilla de titanio : 23.70286 KN/V
- Cuchilla de acero : 12.51564 KN/V

4.3.Obtención de la flexibilidad de la máquina .

La importancia de la flexibilidad de la máquina en los ensayos dinámicos ya ha sido apuntada por diferentes autores [7][8] , por lo que hemos procedido a su determinación en el péndulo de nuestros laboratorios .

Existen diferentes técnicas para la determinación del valor de la flexibilidad de la máquina , (C_M) . Cada técnica requiere la utilización de una probeta cuya flexibilidad (C_S) sea conocida con suficiente aproximación . Dicho valor puede calcularse a partir de la teoría elástica de vigas , teniendo en cuenta todas las contribuciones a la flexibilidad (tracción , compresión y cortante) .

El ensayo de baja velocidad "Low-blow" resulta conveniente para determinar la flexibilidad C_M . En éste ensayo , la cabeza del péndulo se lanza desde una altura tal que la energía máxima disponible E_0 , sea inferior a la necesaria para producir cualquier deformación permanente en la probeta , incluida cualquier deformación de contacto por efecto Brinell .

Se han utilizado tres métodos diferentes para el cálculo :

- 1.- Determinación de la pendiente inicial del diagrama Fuerza-desplazamiento (F- Δ).
- 2.- Conservación de la energía del impacto.
- 3.- A partir del periodo de oscilación de la probeta .

Los ensayos han sido llevados a cabo en el péndulo Charpy de nuestros laboratorios , sobre probetas 10x10x55 mm sin entalla . Los resultados para cada uno de los materiales pueden verse en la tabla 3 .

Mat	Mét. 1	Mét. 2	Mét. 3	Media
n°1	9,21E-09	8,27E-09	9,79E-09	9,09E-09
n°2	8,96E-09	8,13E-09	9,14E-09	8,74E-09
n°3	12,50E-09	10,59E-09	13,37E-08	12,14E-08

Tabla 3.Flexibilidad C_M

4.4.Instrumentación y calibración de las probetas prefisuradas .

Para la instrumentación de las probetas se han utilizado galgas extensométricas marca HBM , tipo LY 11 , tamaños 0.6/120 y 1.5/120 , siguiendo las recomendaciones del fabricante de las mismas .

Dichas galgas han sido colocadas en las proximidades del fondo de la entalla , por una de las caras de la probeta , como se muestra en la Fig. 1 .

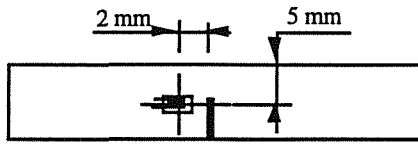


Fig. 1.Posición de las galgas extensométricas .

Para la calibración de las mismas se ha medido el valor de la tensión que resulta al aplicar una carga de valor conocido . La sollicitación se efectúa de forma idéntica a la que se va a realizar en el ensayo de impacto.

Al objeto de evitar toda plastificación del material , las cargas aplicadas se encuentran en el rango de 0 a 2 KN , con lo cual las tensiones en el fondo de la entalla son inferiores al 30 % del límite elástico del material .

Con las mediciones obtenidas se realiza en cada probeta una regresión lineal de la curva Fuerza-Voltaje . Dado que la posición de la galga no es exactamente la misma en cada una de ellas , se obtienen coeficientes de calibración en el rango de 25.125 ± 2.500 KN/V .

5.DETERMINACION DE LA TENACIDAD A FRACTURA K_{Id} .

Para la determinación de la tenacidad a fractura se han seguido los procedimientos experimentales siguientes :

- 1.-Análisis de la señal de la probeta instrumentada [6].
- 2.-Análisis cuasiestático basado en la Norma ASTM.E24.03.03 [4] .
- 3.-Análisis dinámico según el método de las curvas de respuesta al impacto (I.R.C) [3][6] .

5.1.Análisis de la señal de la probeta instrumentada .

Una vez calibradas las galgas extensométricas , éstas son ensayadas en un péndulo Charpy instrumentado , obteniéndose el registro de la señal de la galga en función del tiempo . Las condiciones de operación han sido las siguientes :

- Velocidad de impacto = 1.2 m/s
- Energía de impacto = 14.2 J.
- Frecuencia de muestreo = 1 MHz
- Número de puntos almacenados ≥ 2000
- Puntos antes del Trigger = 160
- Rango de voltaje = ± 2.50 V
- Tensión de disparo "Trigger" = + 0.01 V
- Tipo de cuchilla = Acero/Titanio

En la fig. 2 se puede apreciar la evolución de la señal de impacto , captada por la cuchilla y probeta , en función del tiempo.

Fichero =c:\jj\progw\aa401.dat
Velocidad =1.20 m/s

Material =Carril AVE aleado
Temperatura=18.00 °C

Fecha =02/10/94
Cuchilla tipo DIN-DVM.Metálica

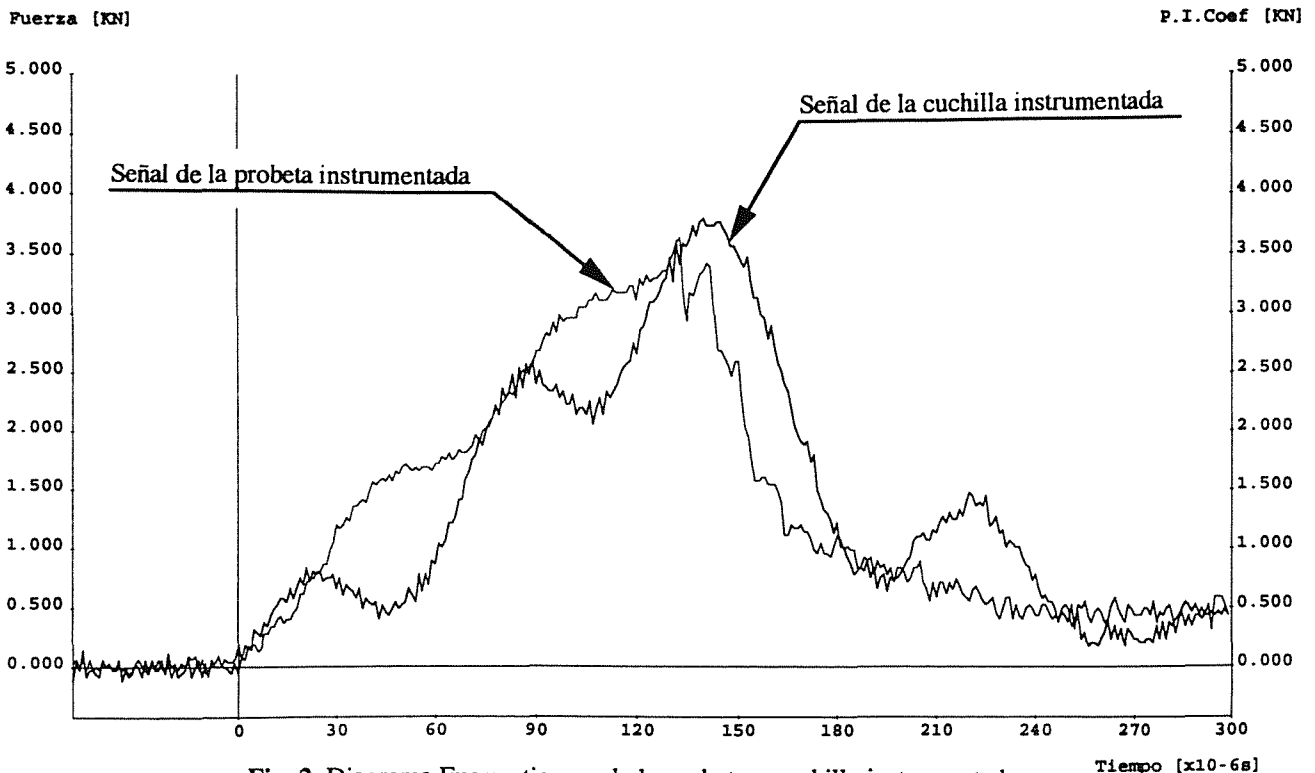


Fig. 2 .Diagrama Fuerza-tiempo de la probeta y cuchilla instrumentadas .

El valor de la tenacidad a fractura K_{Id} se obtiene a partir del valor máximo de la señal en el impacto, el cual se produce en el instante de propagación dinámica de la grieta, denominado tiempo de fractura (t_f). La formulación utilizada (1) (2) tiene en cuenta la prefisura con radio finito [2].

$$K_I(t) = \frac{3}{2} \frac{F(t) \cdot S}{B \cdot W^2} \sqrt{\pi \cdot a} \cdot F_m \left(\frac{a}{W} \right) \quad (1)$$

$$F_m \left(\frac{a}{W} \right) = a_0 + a_1 \cdot \left(\frac{a}{W} \right) + \dots + a_6 \cdot \left(\frac{a}{W} \right)^6 \quad (2)$$

Siendo:

$F(t)$ Señal del impacto
 S ... Distancia entre apoyos
 B ... Anchura de la probeta
 W .. Canto de la probeta
 a Longitud de grieta
 $(a_0, a_1 \dots a_6) = (1.2653 ; -3.8895 ; 28.4182 ; -107.2701 ; 243.8598 ; -286.275 ; 142.1932)$

La tenacidad a fractura del material viene dada, entonces por (3).

$$K_{Id} = K_I(t = t_f) \quad (3)$$

5.2.-Análisis cuasiestático basado en la Norma ASTM.E24.03.03.

En este caso se parte de la señal captada por la cuchilla instrumentada de la unidad de impacto, a partir de la cual se obtiene la evolución de la fuerza de la cuchilla en función del tiempo.

Los requerimientos para la realización de éste ensayo son los siguientes:

1.- Energía de impacto: $E_0 \geq 3 \cdot E_I$.

Siendo:

E_0 Energía disponible en el péndulo.

E_I Energía de rotura de la probeta hasta el instante $t=0.02 F_m$, siendo F_m la fuerza máxima del impacto.

2.- Tamaño de grieta: $0.45 \leq a/W \leq 0.55$

3.- Tiempo de fractura: $t_f \geq 3 \cdot \tau$

Siendo:

t_f Tiempo de rotura.

τ Semiperiodo de oscilación de la probeta.

El valor del citado semiperiodo de oscilación, teniendo en cuenta la deformación por cortante de la probeta [2] y la fisura con radio finito de entalla, se obtiene mediante la expresión (4), válida para:

$$0.0 \leq \frac{a}{W} \leq 0.7.$$

$$\tau = b_0 + b_1 \left(\frac{a}{W} \right) + b_2 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + b_3 \left(\frac{a}{W} \right)^3 \quad (4)$$

Siendo:

$$(b_0, b_1, b_2, b_3) = (39.102; 13.199; -4.4383; 86.73) .$$

El desplazamiento se calcula mediante integración numérica, a partir del registro fuerza-tiempo [1][2][5], mediante las fórmulas (5) (6).

$$v(t) = v_0 - \frac{\Delta t}{2m} \sum_{i=t_i}^t F_i + F_{i+1} \quad (5)$$

$$s(t) = \frac{\Delta t}{2} \sum_{i=t_i}^t s_i + s_{i+1} \quad (6)$$

Siendo:

v_0 Velocidad de impacto.

F Fuerza.

Δt Intervalo de tiempo (1/Frecuencia).

m Masa de la cabeza del Péndulo.

Una vez calculado el desplazamiento, la evolución de la energía se obtiene mediante (7).

$$E(t) = \sum_{i=t_i}^t \frac{1}{2} (F_i + F_{i-1}) (s_i - s_{i-1}) \quad (7)$$

La energía de iniciación de la fractura viene dada por la ecuación (8), para un sólido agrietado sometido a una carga de rápida variación, en la cual E_T es la energía cinética de la probeta.

$$G_I = \frac{E_I}{B \cdot W} - \frac{E_T}{B \cdot W} \quad (8)$$

El valor de la carga máxima F^* se determina, una vez conocida G_I , a partir de la fórmula (9).

$$F^* = \sqrt{2 \cdot G_I \cdot B \cdot W \cdot C} \quad (9)$$

Siendo:

$C = \frac{F(t)}{\delta(t)}$ la pendiente inicial del registro fuerza-

desplazamiento (N/m), hasta el instante de rotura.

Dado que las oscilaciones en la evolución de $F(t)$ son importantes, para la obtención de dicha pendiente inicial se realiza un filtrado numérico de la señal y, a continuación, se efectúa una regresión lineal, mediante mínimos cuadrados, sobre dicha señal filtrada [2]. El proceso se lleva a cabo en los instantes iniciales del impacto, comprendidos entre $\tau/2$ y 2τ . En la Fig.4 pueden apreciarse los resultados obtenidos.

El valor de la tenacidad a fractura se determina, entonces, a partir de la formulación (1), (2), (3).

El valor de la energía cinética de la probeta, E_T , se ha obtenido mediante los procedimientos indicados en apartado 6.

Fichero =c:\bochum\datos\avealins\aa4Material =Carril AVE Aleado Fecha =02/03/94
 Velocidad =1.20 m/s Temperatura=18.00 °C Cuchilla tipo DIN-DVM.Metálica(Bochum)

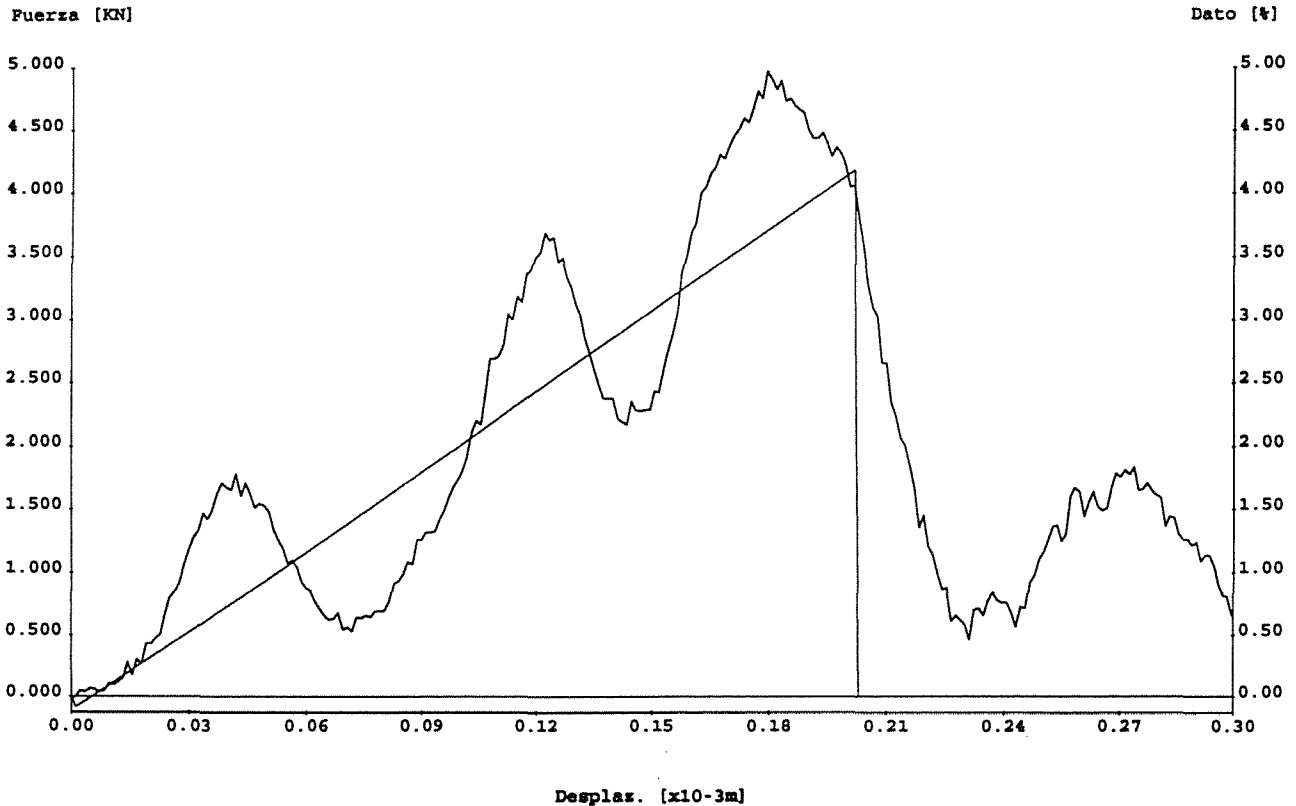


Fig.4.Regresión lineal efectuada en los instantes iniciales del impacto .

5.3.-Análisis dinámico según el método de las curvas de respuesta al impacto (I.R.C)

Partiendo del registro de las señales de la probeta y cuchilla instrumentadas , es posible determinar el instante de rotura , t_f , de la probeta [2][3] .

Una vez determinado dicho instante , el valor de la tenacidad a fractura del material se calcula mediante la formulación (10) , (11) , (12) , (13) .

$$K_{Id} = R \cdot v_0 \cdot t'' \tag{10}$$

$$R = 301 \cdot \frac{C_M \cdot 1.276}{8.1 \cdot 10^{-9}} \tag{11}$$

$$t'' = f(t') \tag{12}$$

$$t' = t_f \cdot \left[1 - 0.62 \cdot \left(\frac{a}{W} - 0.5 \right) + 4.8 \cdot \left(\frac{a}{W} - 0.5 \right)^2 \right] \tag{13}$$

Siendo :
 C_M .. Flexibilidad de la máquina .
 v_0 .. Velocidad de impacto .
 t'' .. Función de tiempo ("impact response curve") tabulada desde 0 hasta 298 μs .

6.DETERMINACION DE LA ENERGIA CINETICA DE LA PROBETA

Para la obtención de la energía cinética de la probeta se han efectuado ensayos de impacto instrumentado en la torre "Drop-Weight " , fotografiando el movimiento de las dos partes de la probeta mediante la cámara de alta velocidad Cranz-Schardin . Las imágenes ha sido obtenidas para quince ensayos , siendo las condiciones de operación las siguientes :

- Velocidad de impacto = 2.4 ; 3.7 y 5.0m/s
- Energía de impacto = 15.0 ; 35.6 y 65 J.
- Temperatura de ensayo = 18°C y -70°C
- Intervalo de tiempo entre fotos = 0.040 ; 0.128 ; 0.160 ; 0.200 ; 0.320 ; 1.000 y 4.000 s.10⁻³ .
- Tipo de cuchilla = Acero

A partir de las fotografías del ensayo , se determinan las coordenadas locales de cada una de las esquinas de la probeta , obteniéndose la velocidad traslacional y rotacional (v_t y ω_r) del centro de gravedad de cada una de las partes en que ésta se divide tras el impacto . Dichas coordenadas son procesadas mediante un hoja de cálculo , obteniéndose el valor de la energía cinética de la probeta mediante las ecuaciones (15) , (16) y (17) . En la Fig.5 puede apreciarse la evolución de la energía cinética de la probeta .

$$E_{cin} = \frac{1}{2} m_p \cdot v_t^2 \quad (15)$$

$$E_{rot} = \frac{1}{2} I_p \cdot \omega_r^2 \quad (16)$$

$$E_T = E_{cin} + E_{rot} \quad (17)$$

Siendo :

m_p Masa de la probeta .

I_p Inercia a rotación de la probeta .

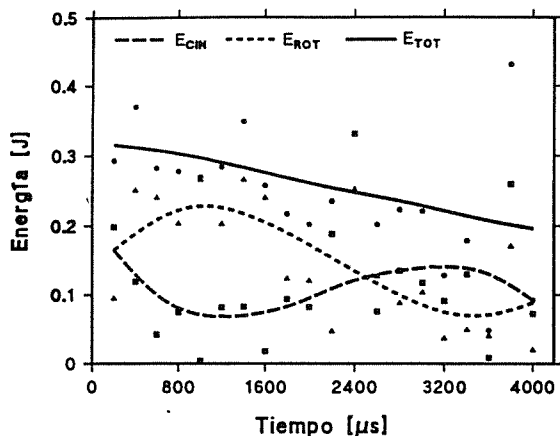


Fig.5 Evolución de la Energía en el impacto .

7.RESULTADOS OBTENIDOS

La evolución de la tenacidad a fractura dinámica K_{Id} en función del tamaño de grieta adimensionalizado (a/W) para cada uno de los materiales puede apreciarse en las Figs. 6,7 y 8 . En la tabla 4 se resumen los resultados obtenidos . El valor de la tenacidad se define como (14) :

$$K_{Id} = \bar{K}_{Id} - 2\sigma \quad (14)$$

MAT	Fmax	Señal	Astm24	IRC
n°1	35,68	29,54	31,97	51,58
n°2	38,18	38,34	39,46	59,80
n°3	40,28	39,20	38,50	60,50

Tabla 4.Tenacidad a Fractura K_{Id} .

En las Figs.9,10 y 11 se han representado las curvas de respuesta al impacto para éstos materiales , conjuntamente con las I.R.C tabuladas [3] .

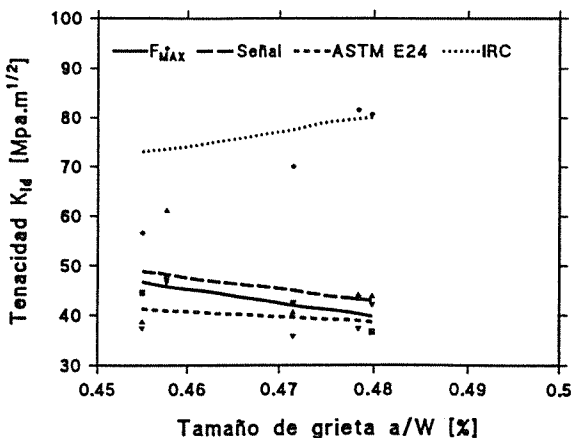


Fig.6 Resultados para el material n°1

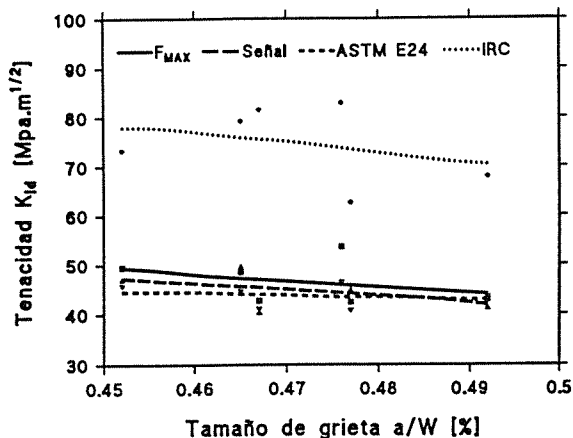


Fig.7 Resultados para el material n°2

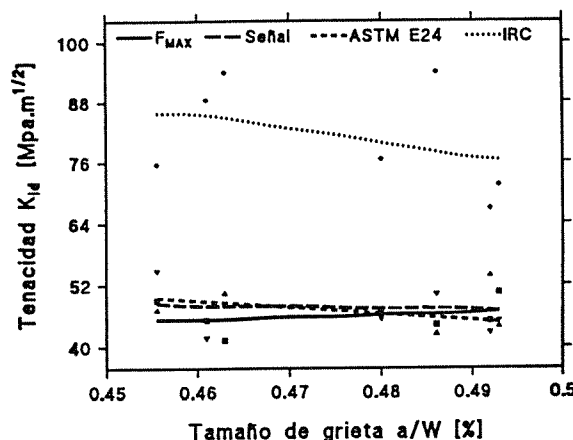


Fig.8 Resultados para el material n°3

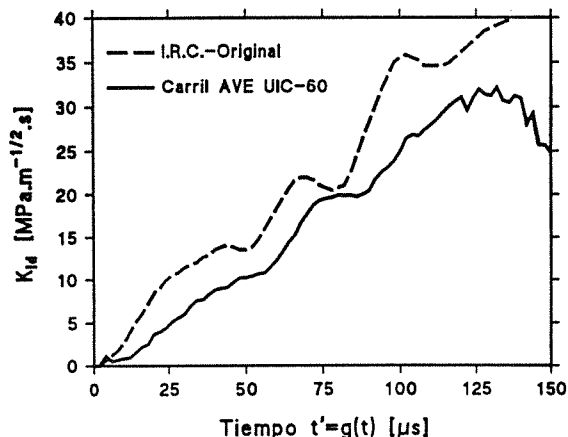


Fig.9 Curvas de respuesta al impacto

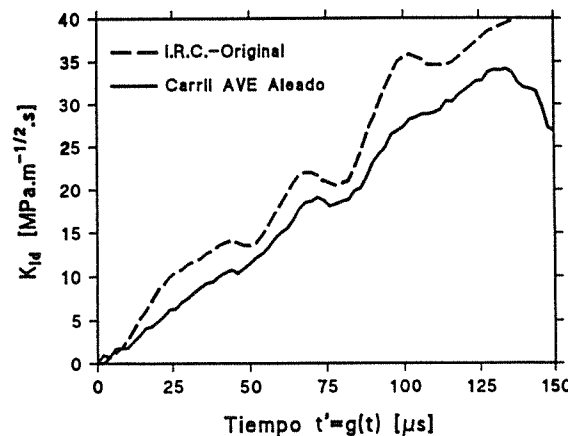


Fig.10 Curvas de respuesta al impacto

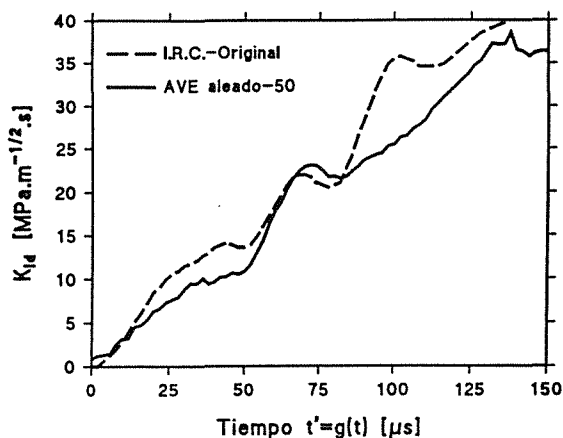


Fig.11 Curvas de respuesta al impacto

8.CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos , se apuntan las siguientes conclusiones :

- Los ensayos mediante el péndulo Charpy instrumentado proporcionan una valiosa y rápida información acerca del comportamiento dinámico del material .

- La caracterización del material según el método de las curvas de respuesta al impacto no parece apropiado para materiales frágiles de alto límite elástico . La variación del módulo elástico en las proximidades de la entalla , parece ser uno de los motivos de las variaciones observadas .

- Los valores de tenacidad a fractura obtenidos a partir de la señal de la probeta instrumentada , ASTM E24 y fuerza máxima del ensayo , son similares y pueden considerarse válidos desde un punto de vista ingenieril .

- La corrección de la energía cinética de la probeta se hace necesaria en el caso de materiales con baja energía de fractura , del orden de 1.0 J., como es el caso . No obstante , para los materiales ensayados se ha observado que el valor de la energía cinética es similar al de propagación de la fisura , del orden de 0.3 J.

- La selección de bajas velocidades de impacto resulta apropiada para la caracterización dinámica de los materiales .

- Los valores de la tenacidad a fractura dinámica aumentan con el grado de aleación del material , aunque muy lentamente.

- Debe prestarse atención a la zona de extracción de las probetas dentro del carril , ya que las características del material varían dentro de la misma sección transversal , del núcleo hacia la parte exterior ; observándose un menor valor de la tenacidad en aquellas probetas que han sido extraídas de los patines y se encuentran próximas a la cara externa del carril .

9.AGRADECIMIENTOS

El presente artículo se ha realizado en el marco del Proyecto de Investigación "Técnicas para la determinación de la tenacidad a fractura dinámica en aceros industriales", (Ref. PA-MAT92-03) financiado a través del Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias , y con participación de FICYT, ENSIDESA y la Universidad de Oviedo .

Agradecemos especialmente al Grupo de Mecánica experimental de la Universidad de Bóchum y , en particular , al Dr. J.F.Kalthoff el uso de sus Laboratorios y la atención prestada .

10.REFERENCIAS

- [1] COZ DIAZ,J.J ; BETEGON BIEMPICA ,C. ; FDEZ.CANTELLI,A. ; KALTHOFF,J.F. ; " Caracterización dinámica de materiales mediante ensayos con el péndulo Charpy Instrumentado", X Congreso Nacional de Ingeniería mecánica" .Vol.5 pp 59-65 (1992) .
- [2] COZ DIAZ,J.J. " Aplicación de técnicas experimentales y métodos numéricos en la determinación de los parámetros de fractura dinámica " .Trabajo de Investigación .ETSII-Gijón (1993).
- [3] J.F.KALTHOFF,"The Concept of Impact Response Curves". *Metals Handbook* - Vol *,Mechanical testing, American Society for Metals, Metals Park,Ohio,272,(1985) .
- [4] ASTM E 24.03.03,"Proposed Standard method of test for instrumental impact testing of precracked Charpy specimens of metallic materials ."Draft 2d,ASTM, 1981.
- [5] ESIS TC5 - European Structural Integrity Society - Technical Sub-Committee on Dynamic Testing at intermediate Strain Rates . "Proposed Standard method for the instrumented Charpy-V Impact test on metallic materials " . Draft 7:30 June 1992 .
- [6] ESIS TC5 - European Structural Integrity Society - Technical Sub-Committee on Dynamic Testing at intermediate Strain Rates . "Proposed Standard methods for instrumented pre-cracked Charpy Impact testing of metallic materials " . Draft 1:23 March 1992 .
- [7] ASTM - STP-563 "Instrumented Impact Testing".26 Annual Meeting American Society for Testing and Materials , Philadelphia,Pa,24-29 June 1973.
- [8] ASTM - STP-466 "Impact Testing of Metals".22 Annual Meeting American Society for Testing and Materials , Atlantic City,22-27 June 1969.

INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS SOBRE EL COMPORTAMIENTO A CORROSION DE UN ACERO INOXIDABLE 22.05

E. Erauzkin*, A.M. Irisarri **

* ITP. PARQUE TECNOLOGICO. EDIFICIO 300. ZAMUDIO

** INASMET. CAMINO DE PORTUETXE. SAN SEBASTIAN

Resumen. Se estudió en el presente trabajo el comportamiento a la corrosión bajo tensión y corrosión intergranular de un acero inoxidable austenoferrítico después de haber sufrido diferentes sobrecalentamientos a temperaturas comprendidas entre 400 y 900°C. En todos los casos se observa la influencia negativa que la precipitación de fases intermetálicas ejerce sobre la resistencia a la corrosión intergranular y bajo tensión de estos materiales, reduciéndola incluso hasta límites inferiores a la de los aceros austeníticos convencionales.

Abstract. The stress corrosion cracking resistance and intergranular corrosion susceptibility of a duplex stainless steel was studied in the present work. The stainless steel was treated in a range of temperature between 400 and 900°C. It was noted a marked loss of these corrosion properties in all the case studied, due to the precipitation of intermetallic phases. This situation reduces the corrosion properties of duplex stainless steels even under the austenitic ones.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidables austenoferríticos están siendo cada día más empleados debido a la buena combinación de propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión que presentan. Es bien conocido el hecho de que estas propiedades están marcadamente influenciadas por el balance de austenita-ferrita en la microestructura de estos aceros, siendo un balance próximo al 50-50 al que mayores propiedades consigue. Si la proporción de austenita se incrementa considerablemente, se reducirán las propiedades de resistencia a la corrosión bajo tensión. Por el contrario si es la proporción de ferrita lo que se incrementa se esperaría una disminución en la tenacidad a la fractura. No obstante aún a pesar de una correcta proporción entre ambas fases, éstas no son completamente estables y pueden provocar en su descomposición la precipitación de fases intermetálicas como sigma, chi, carburos, etc. que finalmente condicionarán las propiedades de estos materiales (1).

En el presente trabajo se pretende conocer la influencia que fases intermetálicas precipitadas en un rango de temperaturas comprendido entre 400 y 900°C ejercen sobre las propiedades de resistencia a la corrosión bajo tensión e intergranular de un acero inoxidable austenoferrítico tipo 22.05.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Para el presente estudio se parte de una chapa de 13,5 mm. de espesor de un acero inoxidable duplex tipo UNS 31803(2) cuya composición química en porcentaje en peso y propiedades mecánicas en estado de suministro y dirección longitudinal se muestra en las siguientes tablas 1 y 2.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N2	Fe
0.017	0.41	1.48	0.028	0.001	22.1	5.6	3.0	0.13	Resto

Tabla 1: Composición química del acero estudiado.

Carga última	782 MPa
Límite elástico (0.2%)	553 MPa
Alargamiento	37%
CTOD	1,57 mm.

Tabla 2: Propiedades mecánicas en estado de suministro.

El material estudiado fue tratado térmicamente en un horno Heavy Duty en un rango de temperaturas comprendido entre 400°C a 900°C y tiempos comprendidos entre 2 y 24 horas. Los enfriamientos se realizaron al aire. Las microestructuras encontradas en cada estado de tratamiento fueron observadas en microscopio óptico y electrónico de barrido empleándose en los casos considerados necesarios el uso del analizador de elementos por energía de rayos X dispersivo acoplado la microscopio electrónico de barrido.

Los ensayos de corrosión bajo tensión se realizaron a carga constante siguiendo la norma NACE TM0177 (3). La carga aplicada fue equivalente al 100% del límite elástico empleándose para ello unos anillos de deformación equivalente CORTEST. El medio del ensayo fue agua de mar artificial sobre la que se borbotea SH₂ durante todo la realización del ensayo. Lógicamente estos ensayos se realizaron sobre cada probeta que había sufrido un tratamiento térmico. Se midió también en cada caso la dureza exhibida por las probetas.

La susceptibilidad a la corrosión intergranular fue medida sobre las probetas tratadas tanto por los ensayos clásicos recogidos en la norma ASTM A-262 (4) en sus diferentes prácticas como por ensayos electroquímicos de doble lazo DLEPR para los cuales se empleó un potencióstato SOLARTROM, con electrodo de calomelanos como referencia y la solución standard, 2M H₂SO₄ + 0.02M KSCN + 0.5M NaCl empleado para los aceros inoxidable típicos. (5)

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Corrosión bajo tensión en presencia de SH₂

Los resultados obtenidos en el ensayo de corrosión bajo tensión se muestran en la siguiente tabla 3:

Temperatura tratamiento °C	Tiempo Hr	Dureza Hrc	Tiempo de ensayo hasta rotura (hr)
475	2	27.2	> 720
	4	26.3	sin rotura
	24	27.3	
675	2	21.7	> 720
	8	24.8	401
	24	27.7	380
750	2	25.7	> 720
	4	29.2	> 720
	8	35.4	> 720
	20	36.7	60
825	2	27.5	326
	8	29.3	2
	24	35.8	2
900	2	25.4	> 720
	4	26.5	490

Tabla 3: Resultados de ensayos SSC.

Debe mencionarse que una muestra de este material en estado de suministro hipotemplado no sufre una rotura en el mismo ensayo después de las 720 horas de ensayo.

La tabla 3 permite apreciar claramente la influencia negativa que algunos tratamientos térmicos realizados ejercen sobre los aceros objeto de estudio, especialmente los tratamientos térmicos de tan sólo una hora a 825°C provocan roturas prematuras para estos materiales. No obstante tratamientos a mayores temperaturas que la mencionada 900°C, e inferiores 675°C también provocan una susceptibilidad al agrietamiento en presencia de SH₂ en tiempos menores que los establecidos en la norma. La extremada sensibilidad a la corrosión bajo tensión en presencia de SH₂ por las nuestras tratadas a 825°C parece estar relacionada con la precipitación de fase σ (4) (5) a esta temperatura la cual presenta una gran avidez por el hidrógeno, provocando situaciones de facilidad de progreso de grietas.

Un estudio fractográfico realizado sobre estas muestras pone en evidencia este hecho. La

siguiente figura 1 (x950) muestra la superficie de fractura de una muestra tratada a 825°C durante 8 horas y ensayada en presencia de SH₂. En la misma se aprecia una colonia de fase σ que no se ha desprendido, paralela a grietas que probablemente se han producido en otras colonias de fase σ precipitadas en la fase ferrita. Los tratamientos a 675°C durante tiempos cortos (2 horas) provocan una precipitación de carburos de cromo que no tiene una mayor repercusión frente al fenómeno de corrosión bajo tensión. Tiempos mayores de tratamiento producen una precipitación más importante de carburos de cromo en las juntas de grano y una incipiente formación de fase σ . En este caso la rotura tiene lugar a tiempos sustancialmente mayores que los observados para la anterior temperatura y parece tener una mayor influencia el efecto corrosión, el cual se manifestará por picaduras como consecuencia del empobrecimiento de cromo en las zonas adyacentes a la junta de grano, siendo además el lugar de inicio del agrietamiento posterior.

Temperaturas superiores a 825°C presentarán unas características similares a las mencionadas para esta temperatura, a la vez que temperaturas intermedias presentarán comportamientos también intermedios entre los expuestos para 675°C y 825°C.

3.2 Corrosión intergranular

Los resultados de los ensayos de corrosión intergranular siguiendo la norma ASTM A-262 y a través de ensayos electroquímicos se muestran en la siguiente tabla:

Temperatura °C	Tiempo (Hr)	Práctica B m.p.y.	Práctica C m.p.y.	ir/ip 10 ⁻²
475	4	20.3	11.5	5.10
475	10	348	229	31.10
675	2	558	1516	9.1
675	8	942	2490	13
675	24	327(1)	1890(1)	7.8
750	4	286	72	17
750	8	240	79	19
825	2	149	21	18
825	8	150	11.9(1)	16
825	24	-2	-2	5.7(3)
900	2	155	13	3.3
900	4	251	10	3.3

- (1) El ensayo sólo se paró después de 48 horas.
- (2) Comienzan a disolverse rápidamente.
- (3) Se utiliza la solución sin cloruros.

Tabla 4: Ensayos de corrosión

A la vista de los resultados obtenidos se observa una clara diferencia entre las muestras que han sido tratadas a diferentes temperatura. En efecto, los tratamientos a 475°C y 4 horas dan unas velocidades de corrosión muy bajas según los tres procedimientos de ensayo empleados. Para la temperatura de tratamiento de 675°C se observa un importante incremento de la velocidad de corrosión incluso para tiempos tan reducidos como dos horas. No obstante se detecta en este caso un hecho destacable. La práctica C revela velocidades de corrosión mucho más altas que la práctica B.

Estas velocidades de corrosión tan elevadas tienen que ver con la precipitación de carburos de cromo que tiene lugar a estas temperaturas. A la temperatura de tratamiento de 825°C se aprecian menores velocidades de corrosión que para 675°C cuando se trata de los ensayos clásicos de medida de la corrosión intergranular, destacándose también en este caso que la práctica B, detecta valores superiores que la C. No obstante los ensayos electroquímicos reflejan para la temperatura de 825°C las mayores velocidades de corrosión. Este hecho podría ser demostrado teniendo en cuenta a la fase σ la cual se encuentra precipitada en gran medida en todo el material provocando grandes zonas e las que se sufre un enriquecimiento de cromo y molibdeno y consecuentemente un empobrecimiento en las zonas adyacentes de estos elementos.

En la siguiente figura 2 (x1000) se puede ver una muestra tratada a 900°C y ensayada según la práctica B de la norma ASTM A-262. La figura 3 (x1000) presenta el resultado de un ensayo de corrosión intergranular electroquímico sobre una muestra tratada 2 horas a 825°C. Mientras que en la primera figura detectamos una pérdida de material sólo en la periferia, en el segundo caso ocurre mayoritariamente en la fase σ pero en todo el material. En la figura 4 (x1000) observamos a una muestra tratada a 675°C durante 8 horas y ensayada según la práctica B de la norma ASTM A-262.

4. CONCLUSIONES

Los aceros inoxidable austeroferíticos presentan una clara influencia del efecto de los tratamientos térmicos sobre la corrosión.

1.- Los tratamientos térmicos a 825°C provocan una gran susceptibilidad a la corrosión bajo tensión en presencia de SH₂ como consecuencia de la precipitación de la fase σ .

2.- A pesar de existir una normativa NACE, que relaciona la dureza con la inmunidad frente al agrietamiento de corrosión bajo tensión en presencia de SH₂, no se cumple en los casos en los que la microestructura se ha modificado por ejemplo por tratamientos térmicos.

3.- Los tratamientos a 675°C incluso a tiempos cortos tienen una gran influencia en la reducción de propiedades de estos materiales frente a la corrosión intergranular. El tratamiento a 825°C también tiene efecto en este mismo sentido aunque en menor relevancia.

4.- Existe una buena correlación entre las normas clásicas y ensayos electroquímicos en la medida de la corrosión intergranular. La práctica B parece

ser más sensible a la precipitación de fases intermetálicas.

5. BIBLIOGRAFIA

[1] Redjaimia A. Tesis Doctoral. Ecole de mines de Nancy (France).

[2] ASTM A240: Standard specification for heat resisting chromium and chromium nickel stainless steel ASTM V01 01.04.

[3] NACE TM0177: Testing of metals for resistance to SSC at Ambient Temperature. National Association for Corrosion Engines.

[4] ASTM A262: Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attac in Austenitic Stainless Steels ASTM VOL 0302.

[5] PAal tonen, I Aho Mantila and H. Hanninen "Electrochemical Methods for Testing the Intergranular Corrosion susceptibility of Stainless Steel". Corrosion Science Vol 23 (1983)

[6] E. Erauzkin, A.M. Irisarri: "Relation between the microstructure and mechanisms involved in the fracture and SH₂ embrittlement of a duplex stainless steel". Congreso Europeo de Fractura 1992.

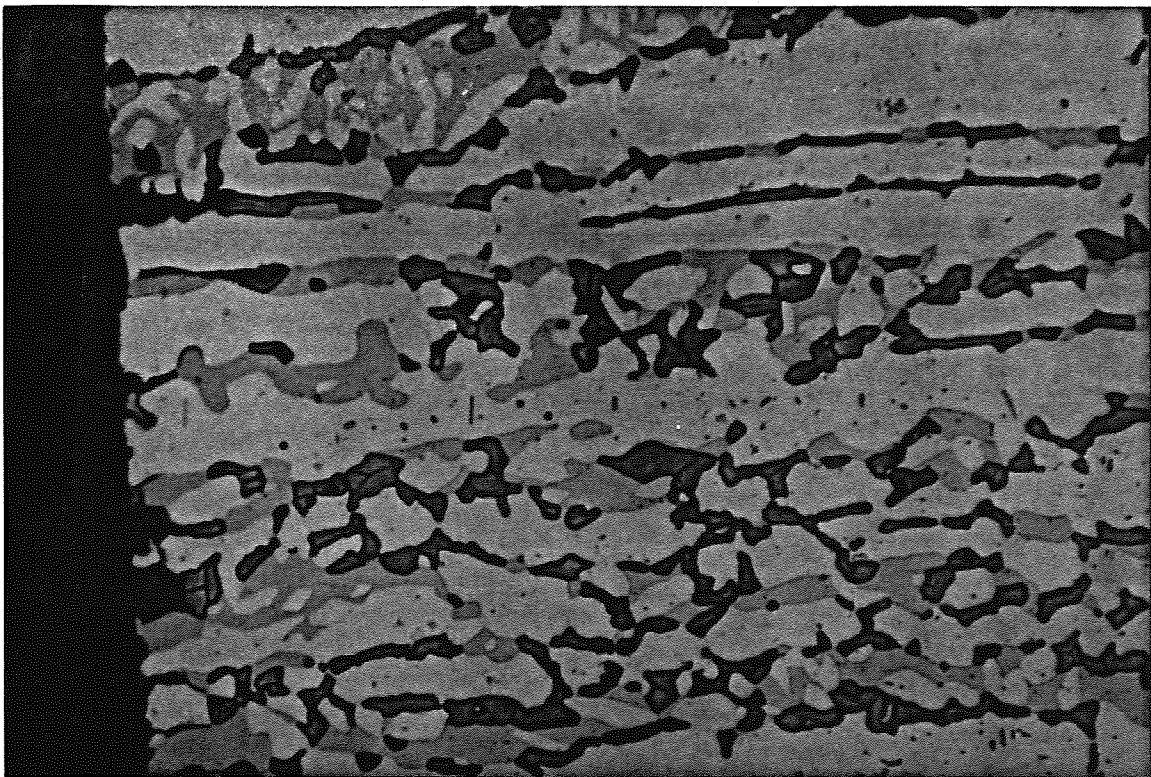
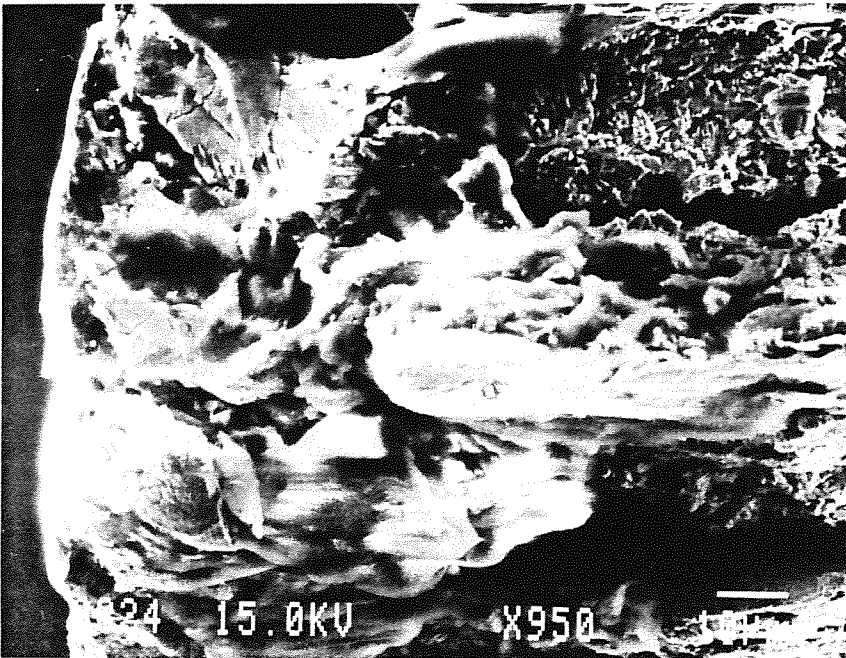
FIGURA 1 (x950): AVANCE GRIETA, ENSAYO SSC**FIGURA 2 (x1000): ENSAYO CORROSION INTERGRANULAR**

FIGURA 3 (x1000): ENSAYO CORROSION INTERGRANULAR

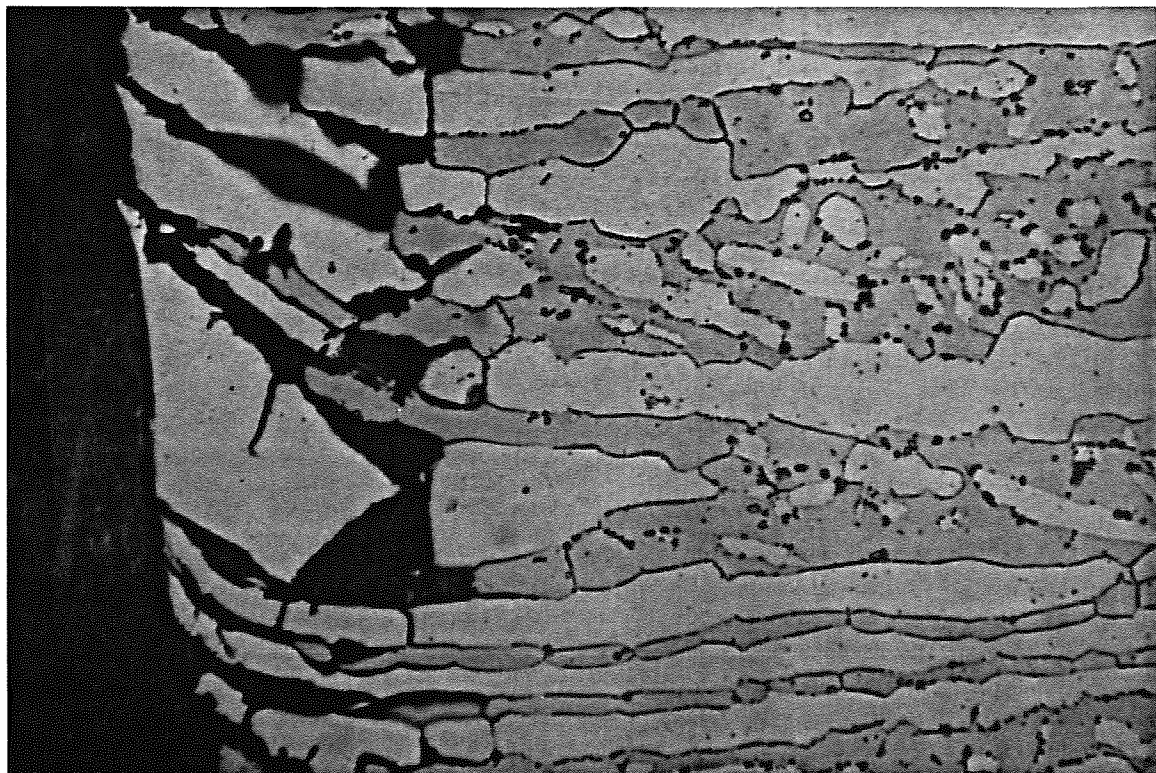
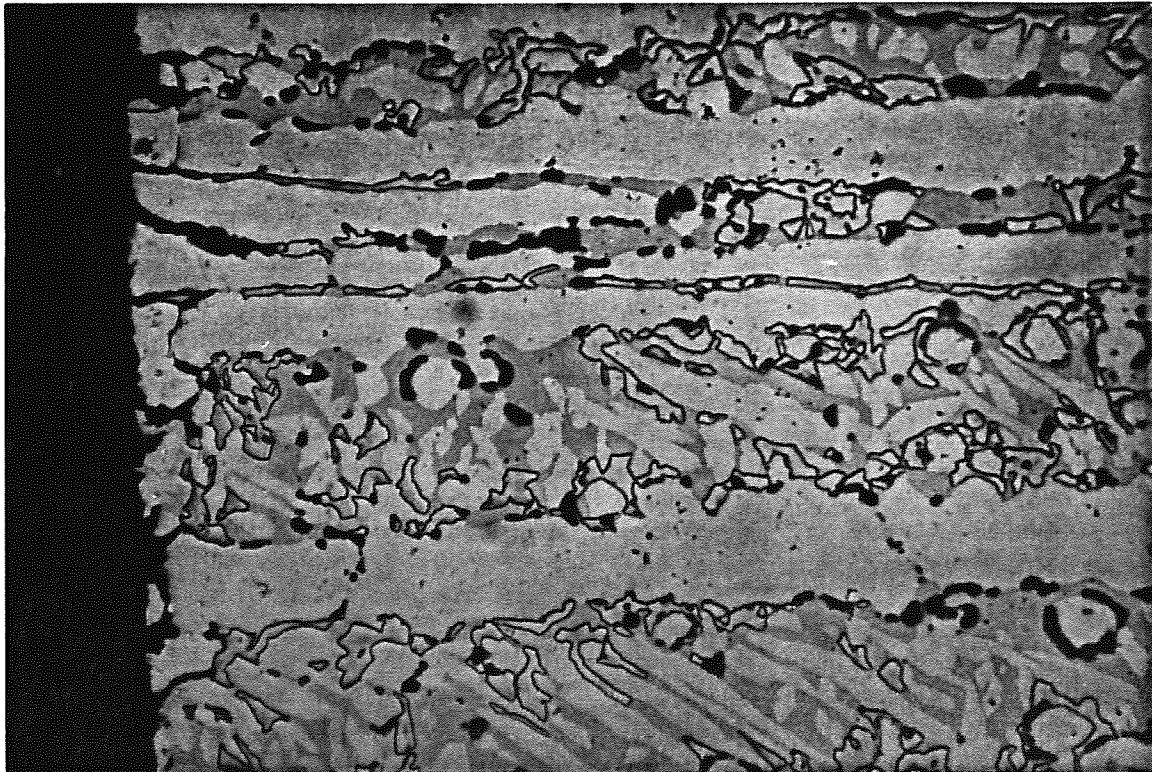


FIGURA 4 (x1000): ENSAYO CORROSION INTERGRANULAR

CINÉTICA DE LA FRAGILIZACIÓN DEL ACERO INOXIDABLE AUSTENO-FERRÍTICO AISI 329

L. Iturgoyen, A. Mateo y M. Anglada

E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona - Universidad Politécnica de Catalunya
Dpt. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Avda. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

Resumen. El proceso de fragilización de los aceros inoxidable austeno-ferríticos es térmicamente activado en el rango intermedio de temperaturas (250-500 °C). Por lo tanto en el estudio de la cinética del proceso el parámetro crucial a determinar es la energía de activación del mismo. En el presente trabajo se determina esta energía de activación a partir de los resultados obtenidos de tenacidad de fractura para el material envejecido hasta 10000 horas a diversas temperaturas dentro del intervalo. A partir de la energía de activación calculada se han ajustado ecuaciones que permiten correlacionar envejecimientos acelerados en el intervalo alto de temperaturas con envejecimientos en servicio en el intervalo bajo de temperaturas.

Abstract. Embrittlement of duplex stainless steels is thermally activated when they are exposed in the intermediate range of temperatures (250-500 °C). Then in the study of the kinetics process a crucial parameter to determine is its activation energy. In present work this activation energy is obtained from fracture toughness results for materials aged to 10000 hours within the 250-500 °C interval. From the calculated activation energy, a set of equations has been fitted that allows to correlate accelerated ageing in the higher interval of temperatures with service ageing in the lower interval of temperatures.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los principales problemas en el uso de los aceros inoxidable austeno-ferríticos es la fragilización que sufren al ser mantenidos en el rango intermedio de temperaturas. Esta fragilización es debida básicamente a la descomposición espinodal que sufre la fase ferrítica en zonas ricas en Cr y en zonas ricas en Fe [1].

Para poder determinar un modelo de extrapolación de las condiciones en servicio a partir de envejecimientos acelerados, es necesario realizar un estudio de la cinética del envejecimiento para determinar los parámetros característicos de la misma. Numerosos autores [2-8] han realizado estudios de este tipo utilizando propiedades del material tales como: durezas, microdurezas de cada una de las fases, energía absorbida en el ensayo de Charpy, temperaturas de transición dúctil-frágil, etc. La novedad del presente trabajo es que el estudio de la cinética del envejecimiento se ha realizado a partir de parámetros

de la mecánica de fractura tales como: K_{Ic} (parámetro característico del material), K_{E-E} y K_J (valor de $J_{0.2/BL}$ determinado transformado a valores de K mediante la expresión $K=(EJ_{0.2/BL})^{1/2}$).

Es bien aceptado que el envejecimiento es un proceso térmicamente activado que sigue una relación del tipo Arrhenius:

$$\frac{dK}{dt} = Ae^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1)$$

donde dK/dt es la velocidad del proceso de fragilización a la temperatura T , Q es la energía de activación del proceso y R es la constante de los gases. A partir de la ecuación de Arrhenius podemos obtener un parámetro función del tiempo y de la temperatura de envejecimiento, $P(t,T)$, con el cual se puede describir la cinética del envejecimiento, usándose también en el estudio de la evolución de las propiedades mecánicas

con el grado de envejecimiento del material [9-11]. El parámetro $P(t,T)$ tiene por expresión:

$$P(t,T) = \log(t) + 0.43 \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_0} - \frac{1}{T} \right) \quad (2)$$

donde T_0 es una temperatura de referencia que en general se toma igual a la temperatura más alta de las estudiadas dentro del rango, en nuestro caso 475 °C (748 K). El parámetro $P(t,T)$ así definido nos permite ajustar sobre una única curva los incrementos que se producen en cierta propiedad respecto la temperatura de referencia T_0 , la cual será generalmente a la que se realizarán los envejecimientos acelerados.

Para poder utilizar dicho parámetro es necesario en primer lugar determinar el valor de la energía de activación del proceso, Q . El valor de la energía de activación aparente del proceso se pueden determinar utilizando dos metodologías. La primera de ellas se basa en la determinación de curvas de isotenacidad mediante curvas T^{-1} frente $\log(t)$ [2,11]. La segunda de ellas consiste en el ajuste de ecuaciones del tipo tangente hiperbólica sobre las curvas cinéticas [3]. Existen también diversas expresiones que relacionan la energía de activación, Q , con la composición química del acero [9,14].

En el presente trabajo se ha utilizado la metodología de ajuste de tangentes hiperbólicas sobre las curvas cinéticas, definidas por la evolución de la tenacidad de fractura con el envejecimiento del material. La expresión de la ecuación ajustada es:

$$\log K = A + B * \tanh \left(\frac{\log t - C}{D} \right) \quad (3)$$

donde t es el tiempo de envejecimiento, A , B y D son constantes y C es un parámetro que depende de la temperatura de envejecimiento según la expresión:

$$C(T) = E + \frac{0.43Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (4)$$

La función tangente hiperbólica se escoge en base a que es una forma matemática apropiada, que para tiempos cortos y largos tiende a valores asintóticos constantes y permite modelar diferentes pendientes y curvaturas entre las asintotas, y no porque se considere que tenga ningún significado fundamental en el proceso de envejecimiento. Cabe hacer notar que el parámetro $C(T)$ se utiliza para minimizar el número de parámetros a estimar en el ajuste matemático, a partir del mismo y representándolo frente $1/T$, se determinará la energía de activación aparente media del proceso.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1.-Material.

El acero estudiado AISI 329 (UNS 32900) fue suministrado por ACENOR en forma de palanquilla cuadrada de 70 mm de lado, laminada en caliente entre los 900-1000 °C, con posterior enfriamiento en aire. La composición química del acero se detalla en la Tabla 1. En orden a homogeneizar la microestructura, aumentar la proporción de fase austenítica y mejorar la tenacidad del material, se realizó un recocido a 1000 °C durante 2 horas con posterior enfriamiento en agua.

Tabla 1. Composición química del acero y de cada una de las fases en % de peso.

Acero	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn
AISI 329	0.036	0.072	24.6	5.4	1.4	1.73
α	-	-	26.5	3.9	1.8	1.7
γ	-	-	21.8	6.4	1.1	1.8

La microestructura final está formada por una proporción del 35% de fase austenítica en forma de granos aislados dentro de una matriz ferrítica. Los granos de austenita se dividen en los granos procedentes del proceso de laminación (granos grandes y orientados según la dirección de laminación) y granos pequeños y orientados al azar resultado del proceso de recocido. La composición química de cada una de las fases determinada mediante el análisis de dispersión de energía de rayos X se detalla en la Tabla 1.

2.2.-Ensayos mecánicos.

Los ensayos mecánicos de tracción y de tenacidad se realizaron sobre el material sin envejecer y envejecido hasta 10000 horas a las temperaturas de 475, 425, 375, 325 y 275 °C.

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas cilíndricas de 6mm de diámetro en la sección de ensayo. Los ensayos se realizaron siguiendo la norma ASTM E-8.

Las probetas utilizadas en los ensayos de tenacidad fueron de tipo WOL (Wedge Opening Load) de 25.4 mm de espesor con ranuras laterales a la altura de la entalla de 2 mm de profundidad por cada lado. Los ensayos de tenacidad se realizaron siguiendo las siguientes normas: ASTM E-399 (K_{Ic}), ASTM E-992 (K_{E-E}) y EGF P1-90 ($J_{0.2/BL}$). La utilización de uno u otro ensayo venía dada por el grado de fragilidad del material.

3. RESULTADOS

En las Figs. 1 a 3 podemos observar la evolución de la tenacidad de fractura, límite elástico y carga de rotura con el tiempo de envejecimiento para las diferentes temperaturas estudiadas. En la Fig. 4 podemos ver el ajuste matemático realizado sobre las curvas de evolución de la tenacidad a la fractura con el tiempo de envejecimiento mediante la ecuación (3) para las diferentes temperaturas estudiadas. El valor -1 en la escala logarítmica de tiempos se ha utilizado para representar la condición del acero sin envejecer. Los parámetros A, B, C(T) y D determinados se detallan en la Tabla 2. Los valores de C(T) para cada temperatura de envejecimiento se representan en función del inverso de temperatura (Fig. 5). Como se puede observar estos valores se pueden ajustar mediante la ecuación (4), con la pendiente de la recta ajustada se determinó el valor de la energía de activación aparente del proceso, dando como resultado $Q = 165 \text{ KJ mol}^{-1}$.

Tabla 2. Parámetros A, B, C y D de la ecuación (3).

Temperatura	A	B	C(T)	D	χ^{2*}
475 °C	1.972	-0.371	0.771	1.301	0.003
425 °C	1.904	-0.390	1.468	1.293	0.006
375 °C	1.917	-0.385	2.717	0.970	0.003
325 °C	2.068	-0.217	3.660	0.103	0.0008
275 °C	2.093	-0.189	4.856	1.340	0.0008

*Parámetro estadístico que mide la bondad del ajuste realizado (para una tolerancia de 0.05).

A partir de la energía de activación determinada y utilizando el parámetro $P(t,T)$ podemos establecer una relación que permite determinar el valor del incremento o disminución de una propiedad con el tiempo y temperatura de envejecimiento, estableciendo una única curva cinética referenciada respecto la temperatura T_0 . En las Figs. 6 a 8 podemos ver representadas las variaciones relativas de la tenacidad a la fractura, límite elástico y resistencia a la tracción en función del parámetro $P(t,T)$ para el material estudiado. Sobre estas mismas gráficas, se ajustó una ecuación del tipo:

$$\Delta H = \Delta H_0 + \Delta H_1 \tanh\left(\frac{P - P_0}{P_1}\right) \quad (5)$$

Donde ΔH es la variación de la propiedad a un tiempo y temperaturas de envejecimiento, a los cuales está asociado un valor P del parámetro equivalente, y P_0 , P_1 , ΔH_0 y ΔH_1 son constantes a determinar para cada una de las propiedades a estudiar (en la Fig. 9 se detalla un esquema en el cual se describen las constantes anteriores). En la Tabla 3 se detallan los valores de P_0 , P_1 , ΔH_0 y ΔH_1 determinados en las curvas de variación de la tenacidad a la fractura, límite elástico y resistencia a la tracción.

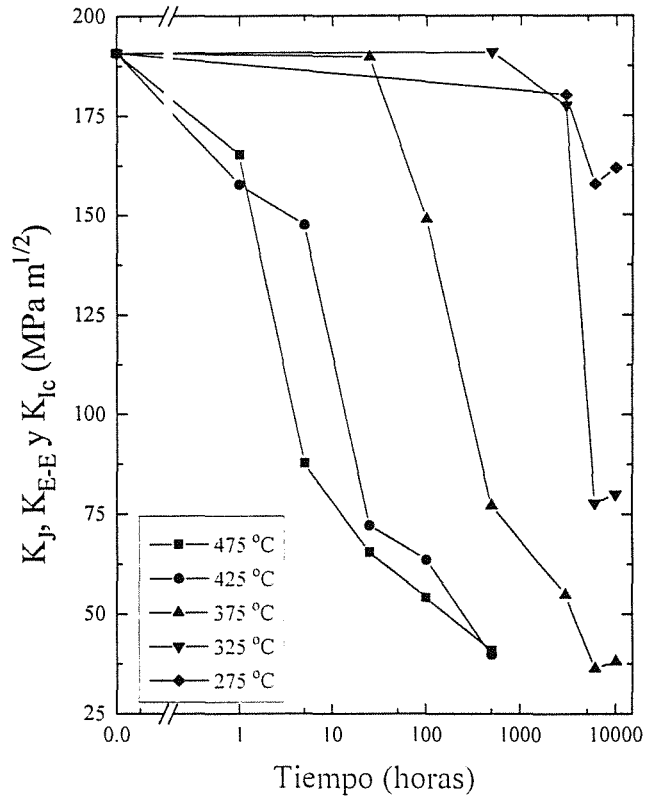


Fig. 1. Evolución de la tenacidad de fractura con la temperatura y tiempo de envejecimiento.

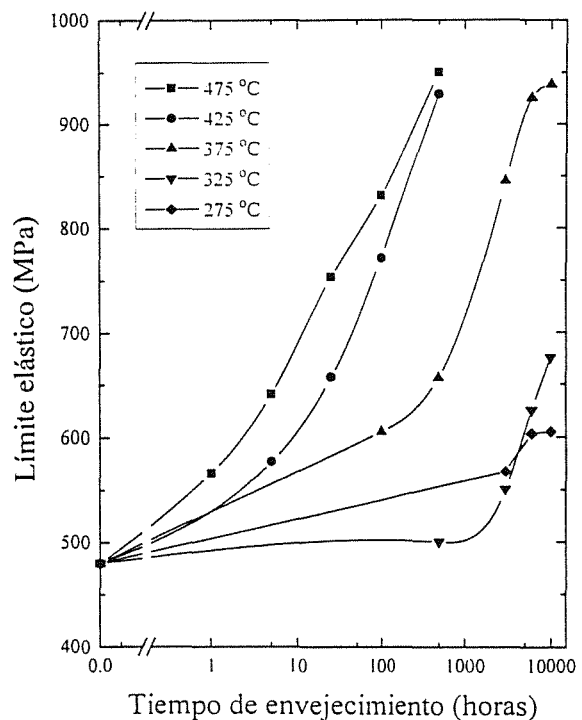


Fig. 2. Evolución del límite elástico con la temperatura y tiempo de envejecimiento.

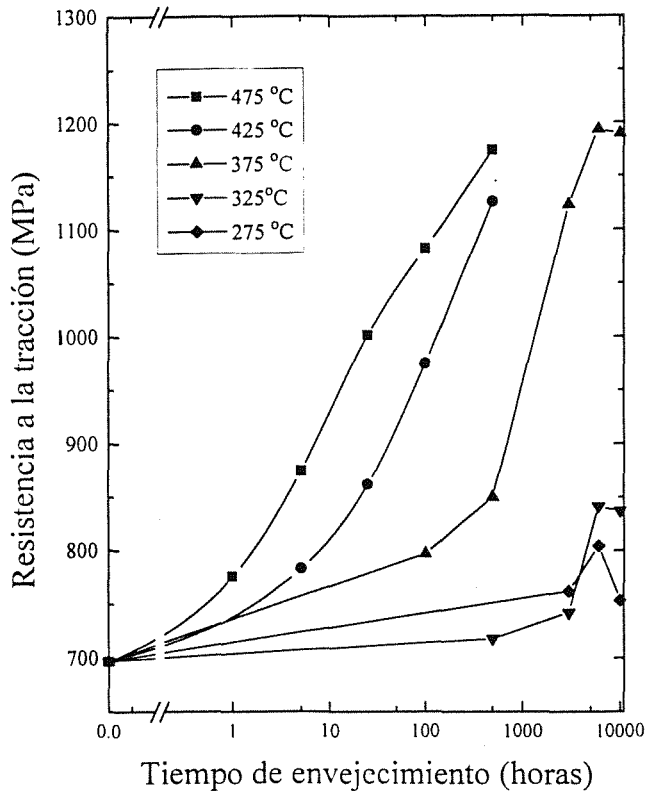


Fig. 3. Evolución de la resistencia a la tracción con el tiempo de envejecimiento y temperatura.

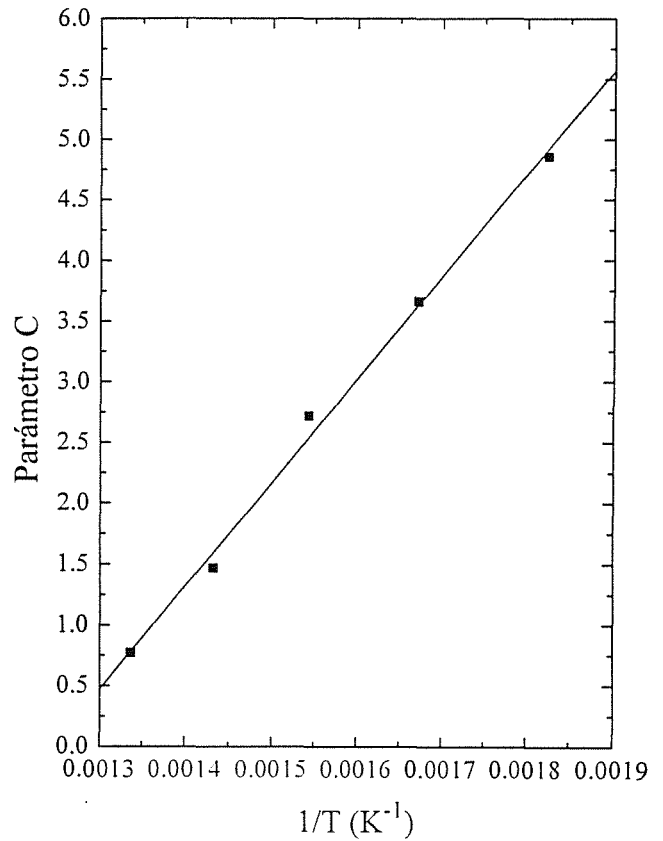


Fig. 5. Ajuste de la ecuación (4). (Coeficiente de correlación $r^2=0.995$).

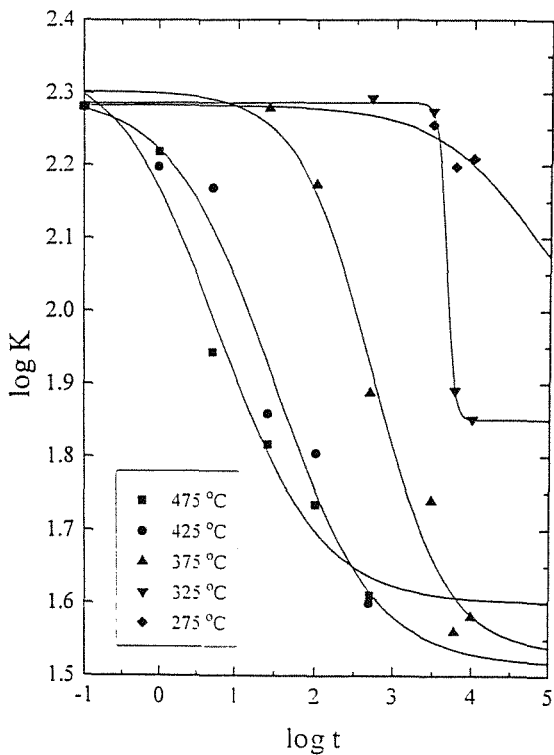


Fig. 4. Ajuste de la ecuación (3) para las diferentes temperaturas de envejecimiento.

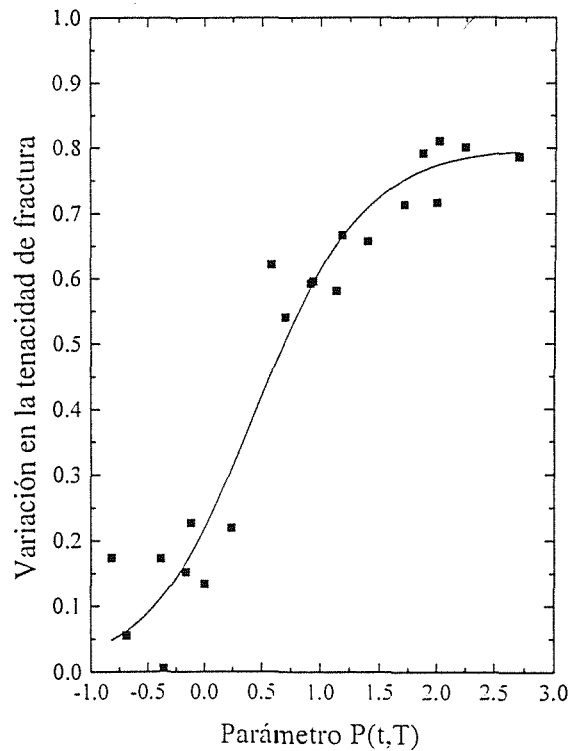


Fig. 6. Evolución de la variación relativa de la tenacidad en función del parámetro P.

Tabla 3. Valores de los parámetros P_0 , P_1 , ΔH_0 y ΔH_1 de la ecuación (5).

Propiedad	P_0	P_1	ΔH_0	ΔH_1	χ^2
Tenacidad a la fractura	0.4845	0.6973	0.4128	0.3496	0.00516
Límite elástico	1.3399	0.5956	0.4056	0.3002	0.00383
Tensión a rotura	1.2906	0.595	0.5584	0.3657	0.00732

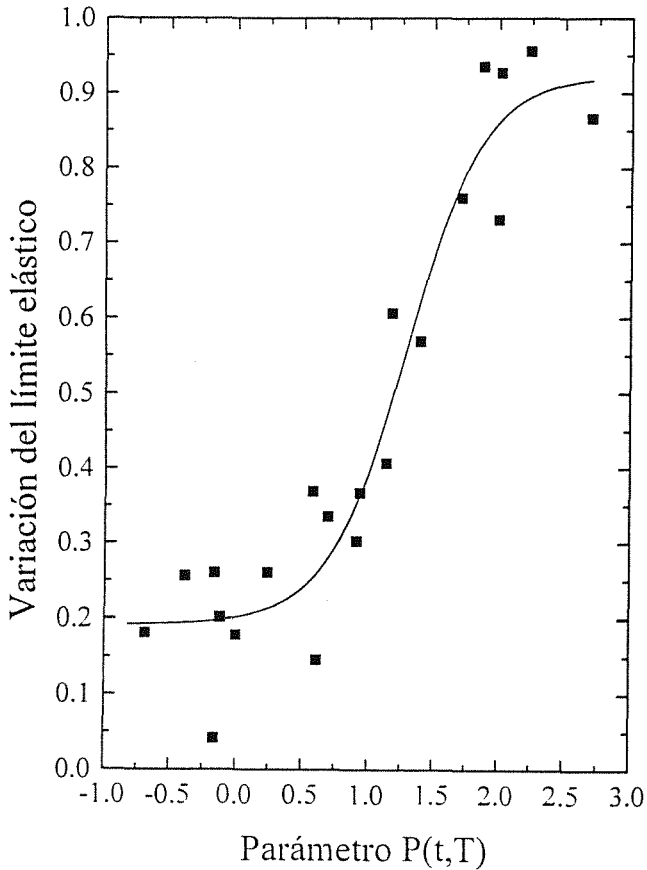


Fig. 7. Evolución de la variación relativa del límite elástico en función del parámetro P.

A partir de la ecuación (5) y los valores detallados en la Tabla 2, podemos realizar correlaciones entre los envejecimientos en servicio y envejecimientos acelerados, en orden a realizar estudios de las propiedades de servicio mediante envejecimientos acelerados en laboratorio.

4. DISCUSIÓN.

En la determinación de la energía de activación del proceso se ha supuesto que tanto esta como el mecanismo de fragilización son invariantes y únicos en todo el rango de temperaturas estudiado [3]. Diversos autores [7,8] han observado que en aceros inoxidables austeno-ferríticos del tipo CF8 y CF8M (ricos en Mo y/o C) y envejecidos a temperaturas altas dentro del intervalo (≥ 400 °C), se produce adicionalmente la precipitación de carburos ($M_{23}C_6$) en borde de grano y se favorece enormemente la precipitación de fase G. Al

ser diferentes los mecanismos de fragilización a temperaturas altas y bajas del rango estudiado no se pueden realizar correlaciones de condiciones de servicio mediante envejecimientos acelerados. En otro estudio realizado por los autores del presente trabajo [12], en el cual se llevan a cabo observaciones mediante MET (microscopía electrónica de transmisión) del acero estudiado en el presente trabajo con envejecimientos de hasta 200 horas a 475 °C, no se ha podido observar la precipitación de carburos en borde de grano ni la precipitación de fase G dentro de la fase ferrítica, tan solo se pudo observar el aspecto de "piel de naranja" característico de la descomposición espinodal de la ferrita.

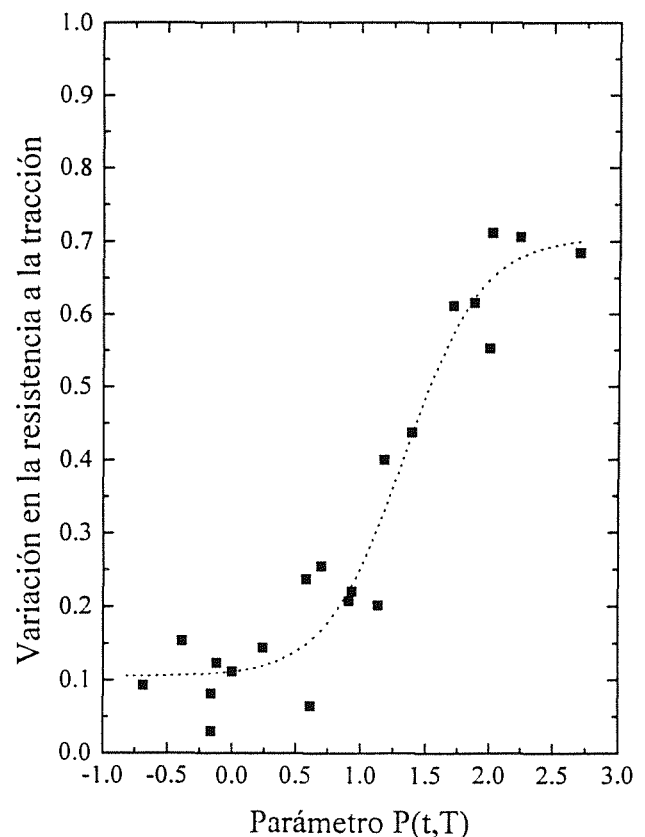


Fig. 8. Evolución de la variación relativa de la tensión a rotura en función del parámetro P.

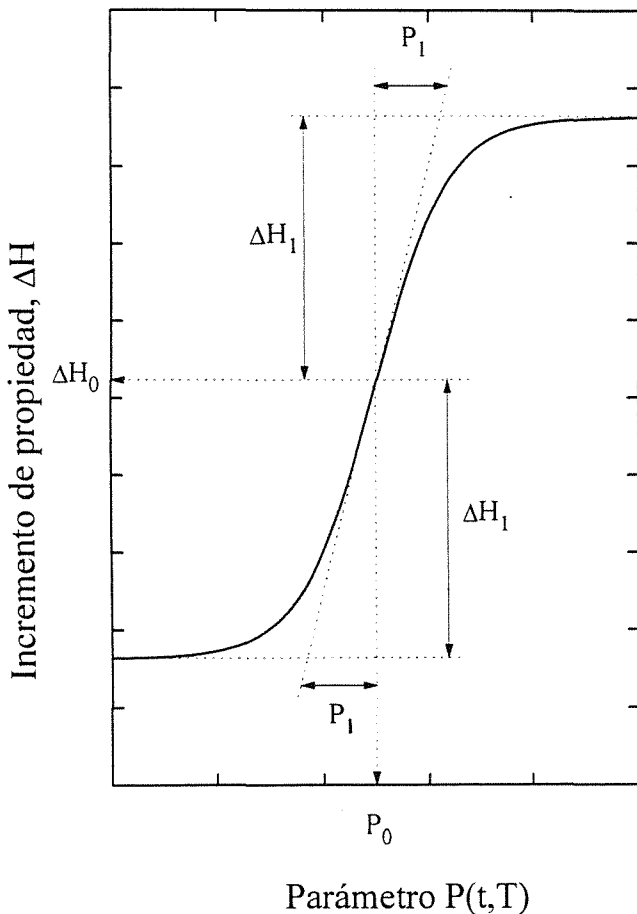


Fig. 9. Descripción de las constantes utilizadas en la ecuación (5).

Es bien aceptado que el proceso de envejecimiento está controlado por la difusión del Cr en la ferrita, por ello numerosos autores [2,5,8,13] opinan que la energía de activación del proceso ha de ser similar a la de difusión del Cr en la ferrita (210-260 KJ mol⁻¹). No cabe duda que la difusión del Cr en la ferrita es muy importante en la fragilización, pero hay que tener en cuenta otros factores como son la microestructura del material, porcentaje de ferrita presente en el acero, composición química del mismo, parámetro mecánico utilizado en la determinación de Q, etc.

La composición química del acero tiene gran influencia en el valor de la energía de activación del proceso. Es claro que un aumento del contenido en Cr favorecerá el proceso de fragilización del material, por lo que disminuirá la energía de activación. Hay otros elementos que influirán sobre el valor de Q. Como hemos dicho anteriormente, la presencia de Mo favorecerá la precipitación de fase G, el Ni favorece la fragilización por descomposición espinodal, etc. Es por ello que existen diversas fórmulas para obtener el valor

de la energía de activación a partir de la composición química del acero [14]:

$$Q = 90.59 + 9.63Cr - 8.12Ni - 7.53Mo + 20.60Si - 123.06Mn + 317.84N \quad (6-a)$$

$$Q = -66.68 + 6.91Cr - 5.44Ni + 8.08Mo + 17.16Si + 44.12Mn + 297.21N \quad (6-b)$$

donde las concentraciones de los distintos elementos son en tanto por ciento en peso y Q se expresa en KJ mol⁻¹. Cabe hacer notar la gran diferencia que existe entre las estimaciones de Q que nos da cada una de las ecuaciones. Si tomamos como ejemplo la composición química de un acero del tipo CF3 obtenemos unas estimaciones de 209 y 65 KJ mol⁻¹ respectivamente. Podemos ver como a partir de estas expresiones existe también una gran dispersión.

Incluso para una misma composición química, podemos tener diferentes energías de activación dependiendo del porcentaje de fase ferrítica. Es bien conocido que dependiendo de la temperatura de recocido o del proceso de enfriamiento en molde podemos obtener cantidades muy diferentes de ferrita para un mismo acero. Diversos autores [3,6,7] han determinado diferentes energías de activación para un mismo acero, dependiendo del porcentaje de fase ferrítica (Fig. 10).

Además del porcentaje de fase ferrítica, es muy importante la microestructura del material. Existen fuertes diferencias de comportamiento cuando el material está formado por una matriz ferrítica con granos aislados de austenita o viceversa. Marrow [15] comprobó como en un acero Zeron 100 envejecido hasta 500 horas a 400 °C, el efecto del envejecimiento sobre la propagación de grietas de fatiga solo se presenta a partir de cierto valor de ΔK, debido básicamente a que al existir una matriz austenítica se inhibe la tendencia a la propagación por clivaje de la ferrita. Strangwood y Druce [8] observaron que la energía de activación variaba con el parámetro mecánico utilizado en su determinación. La energía de activación era mayor y muy cercana al valor de difusión de Cr al ser determinada mediante nanodurezas, disminuía ligeramente si se determinaba mediante microdurezas y era claramente menor al utilizar la energía absorbida en el ensayo de Charpy. Esto nos indica que si utilizamos un parámetro mecánico en que intervengan ambas fases, la fuerte interacción que existe entre ellas produce que la energía de activación determinada sea menor. El problema de utilizar parámetros mecánicos que solo dependan de la fase ferrítica (microdurezas y nanodurezas) es la enorme dispersión que se obtiene, con lo que los valores de la energía de activación así obtenidos pueden tener un factor de dispersión de hasta ±90 KJ mol⁻¹.

Existen autores [2] que mediante curvas de isotenacidad, determinan energías de activación dependientes de la temperatura de envejecimiento, las cuales en general aumentan al disminuir la temperatura de envejecimiento. Este hecho está relacionado a la precipitación de terceras fases (fase G en la ferrita y carburos y películas de compuestos intermetálicos en borde de grano) y el cambio del carácter de la descomposición de la solución Fe-Cr que pasa a altas temperaturas del de descomposición espinodal al de nucleación y crecimiento. La precipitación de estas fases es debido a que los aceros estudiados son de un alto contenido en Mo ($\approx 3\%$) y Ni ($\approx 10\%$).

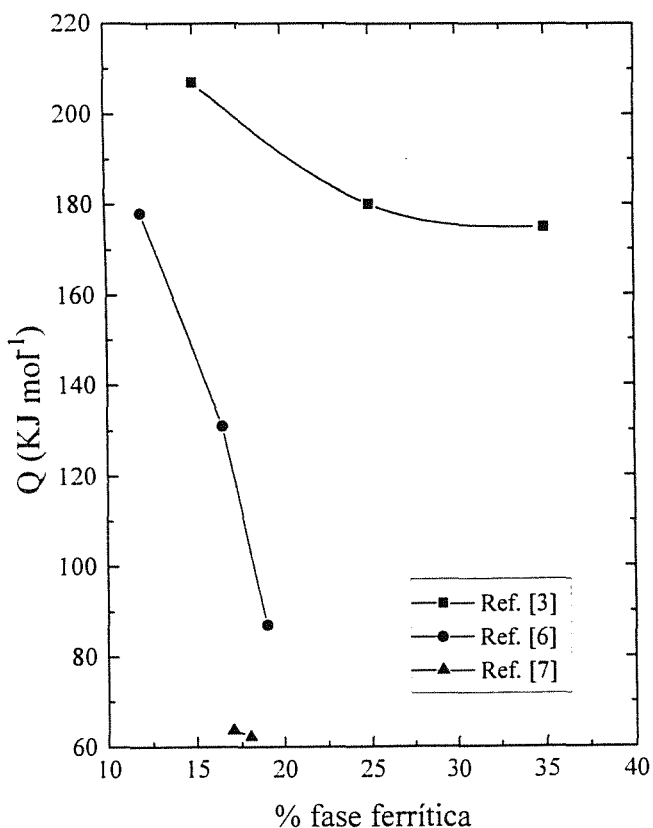


Fig. 10. Evolución de la energía de activación con el porcentaje de ferrita presente en el acero.

La energía de activación determinada en el presente trabajo, $Q=165 \text{ KJ mol}^{-1}$, nos da unos ajustes y correlaciones muy buenos. Teniendo en cuenta que en nuestro caso tenemos un gran porcentaje de fase ferrítica (60%) y que no se ha observado la precipitación de otras fases, podemos pensar que tanto el valor de energía de activación determinado así como la suposición de que este es único en todo el rango de temperaturas estudiado son ambos correctos.

5. REFERENCIAS

- [1] H.D. Solomon y T.D. Devine, "Duplex stainless steels. A tale of two phases". Duplex Stainless Steels, Metals Park, Ohio, ASM, 693 (1983).
- [2] S. Bonnet, J. Bourgoïn, J. Champredonde, D. Guttman y M. Guttman, "Relationship between evolution of mechanical properties of various cast duplex stainless steels and metallurgical and ageing parameters: outline of current EDF programmes". Mater. Sci. Technol., 6, 221-229 (1990).
- [3] P.H. Pumphrey y K.N. Akhurst, "Aging kinetics of CF3 cast stainless steel in temperature range 300-400 °C". Mater. Sci. Technol., 6, 211-219 (1990).
- [4] H.M. Chung y T.R. Leax, "Embrittlement of laboratory and reactor aged CF3, CF8 y CF8M duplex stainless steels". Mat. Sci. and Technol., 6, 249 (1990).
- [5] J.P. Massoud, M. Bethmont y J. Champredonde, "Long term aging of cast duplex stainless steels between 300 and 400 °C. Relationship between toughness properties and metallurgical parameters". Duplex Stainless Steels'91, 1, eds. J. Charles y S. Bernhardsson, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex A (Francia), 93-100 (1991).
- [6] G. Slama, P. Petrequin y T. Mager, "Assuring structural integrity of steel reactor pressure boundary components". SMIRT Post-conference Seminar 6, Monterey (Estados Unidos) (1983).
- [7] O.K. Chopra y H.M. Chung, "Aging degradation of cast stainless steels: effects on mechanical properties". Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors. Ed. G.J. Theus y J.R. Weeks, The Metallurgical Society, 737 (1988).
- [8] M. Strangwood y S.G. Druce, "Ageing effects in welded cast CF3 stainless steel", Mat. Sci. and Technol., 6, 237 (1990).
- [9] A. Trautwein y W. Gisel, in "Stainless steel castings", ASTM STP 756, 165 (1982).
- [10] O.K. Chopra, PVP-ASME, 195, 193 (1990).
- [11] B. Yrieix y M. Guttman, "Ageing between 300 and 450 °C of wrought martensitic 13-17 wt-%Cr stainless steels". Mater. Sci. Technol., 9, 125 (1993).
- [12] A. Mateo, L. Iturgoyen, L. Llanes y M. Anglada, Trabajo no publicado.

[13] M. Guttman, "*Intermediate temperature ageing of duplex stainless steels. A review*". Duplex Stainless Steels'91, I, ed. J. Charles y S. Bernhardsson, Les Editions de Physique, 79 (1991).

[14] O.K. Chopra y H.M. Chung, Proc. 16th US Nuclear Regulator Commission Water Reactor Safety Information Meeting, Gaithersburg, MD, US National Bureau of Standards (1988).

[15] T.J. Marrow, Tesis doctoral, Universidad de Cambridge (1991).

6. AGRADECIMIENTOS

Agradecer a la CECA la subvención del presente trabajo a través del proyecto 7210-MA/940, al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de una beca FPI a L. Iturgoyen y a ACENOR la donación del acero estudiado. Agradecer a L. Llanes el tiempo dedicado en discusiones y las sugerencias realizadas y a M. Marsal su dedicación en las sesiones de microscopía electrónica.

MICROMECHANISMOS DE FRACTURA FRÁGIL EN ACEROS MICROALEADOS DE FORJA

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. Se han analizado los micromecanismos controlantes de la fractura frágil de tres aceros microaleados de forja. Se ha determinado la tensión crítica de fractura frágil y a partir del análisis fractográfico ha sido posible identificar el inicio de la fractura frágil, siendo el mismo asignado a la rotura de partículas de TiN. Conocido el valor de la tensión local y del tamaño de la partícula causante de la fractura se ha determinado el valor de la energía γ_{pm} ($8 \div 20 \text{ J/m}^2$). Por otra parte, el proceso de la fractura frágil en nitrógeno líquido está controlado por la propagación de la grieta a través de la intercara partícula-matriz, no ejerciendo efecto alguno la junta matriz-matriz.

Abstract. The micromechanisms controlling the cleavage fracture of three different forging microalloyed steels have been analysed. The critical cleavage fracture stress has been measured and the origins of the fracture have been identified by fractographic analysis, being assigned to the cracking of TiN particles. Known the local stress value and the particle size originating the fracture, γ_{pm} energy was determined ($8 \div 20 \text{ J/m}^2$). On the other way, the cleavage fracture process in liquid nitrogen is controlled by the crack propagation across particle-matrix interface, having no influence the matrix-matrix boundary.

1. INTRODUCCION

En la mayoría de los metales la fractura frágil tiene lugar a partir de la nucleación de una grieta en un elemento microestructural (carburo, inclusión, fase frágil, etc.), implicando dicha nucleación que la matriz que circunda el elemento microestructural se encuentre deformada plásticamente [1, 2]. Sin embargo, la nucleación de la microgrieta no es una condición suficiente para que la fractura frágil progrese. A bajas temperaturas el factor crítico que controla la fractura viene definido por la propagación de la microgrieta a través de la matriz como consecuencia de que la tensión tractiva actuante ha alcanzado un valor crítico determinado [3].

Las características microestructurales de los aceros conducen a que tanto el elemento nucleante de la

microgrieta como los parámetros determinantes de la propagación varíen de unos a otros. En el presente trabajo se aborda el estudio de los micromecanismos controlantes de la fractura frágil de tres aceros microaleados de forja (dos de ellos al Ti y el tercero al Ti-V) con estructuras ferrítico-perlíticas. La tenacidad de dichos aceros fue previamente estudiada [4, 5] a temperatura ambiente, habiéndose constatado que en aquellos casos en los que la fractura es de carácter frágil, el elemento nucleante de la misma ha sido una partícula de TiN de gran tamaño ($> 1\mu\text{m}$) formada durante la solidificación del acero. A continuación se van a exponer los resultados obtenidos en ensayos en nitrógeno líquido realizados con probetas entalladas de flexión en cuatro puntos. A partir de dichos resultados se han estudiado los micromecanismos controlantes de la fractura en condiciones totalmente frágiles.

2. TECNICAS EXPERIMENTALES

Las composiciones químicas de los tres aceros microaleados de forja (suministrados por AFORA (GSB), Azkoitia) que se han considerado en el presente estudio se detallan en la Tabla 1. Se trata de dos aceros microaleados con diferentes cantidades de Ti y uno con Ti y V. En condiciones de suministro los aceros poseen una estructura ferrítico-perlítica. Los procesos de obtención de los aceros y sus características microestructurales más relevantes se señalan en las referencias [4, 6]. Debido a la importancia que tienen las partículas de TiN en los mecanismos de fractura frágil de los tres aceros, en la Fig. 1 se indican los histogramas de distribuciones de tamaños mínimos y máximos determinadas mediante microscopía óptica.

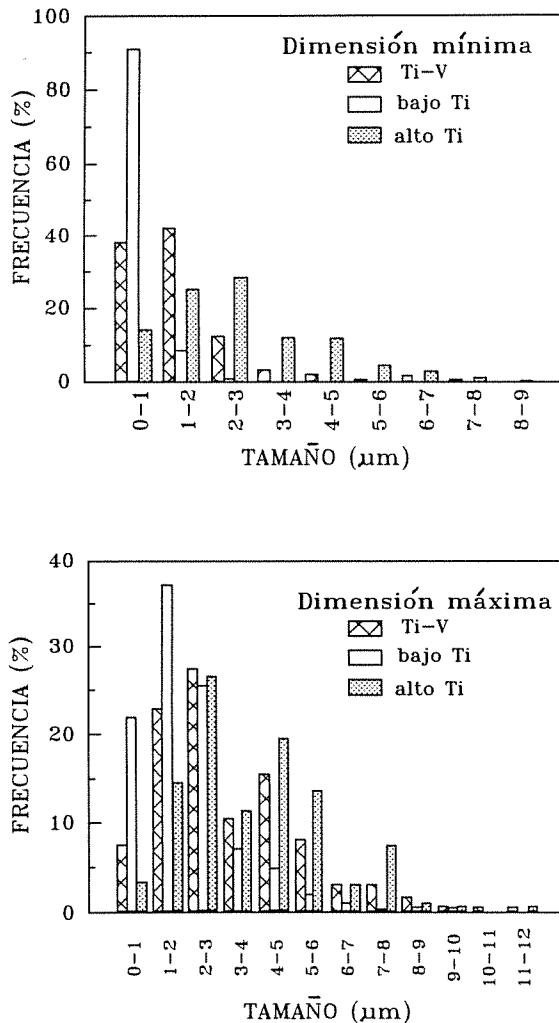


Fig. 1. Histogramas de las dimensiones máximas y mínimas de partículas de TiN observadas mediante microscopía óptica en los tres aceros analizados.

Tabla 1. Composición química de los tres aceros microaleados utilizados

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	162
Ti-b	.35	1.56	.33	.004	.007	-	.027	.028	89
Ti-a	.23	1.72	.23	.011	.009	-	.023	.044	75

Con objeto de conocer las características mecánicas convencionales de cada acero, se llevaron a cabo ensayos de tracción en nitrógeno líquido.

Para la determinación de la tensión crítica de fractura frágil se realizaron ensayos en nitrógeno líquido de probetas de flexión de cuatro puntos con entalla en V. La geometría y dimensiones de las probetas corresponden al modelo utilizado por Griffiths y Owen [7]. Para cada tipo de acero se realizaron seis ensayos bajo control de desplazamiento a una velocidad de desplazamiento del actuador de 0,1 mm/min. Durante el transcurso del ensayo se registró la curva carga-desplazamiento.

El valor de la carga en el instante de la fractura se convirtió en tensión nominal de flexión, y una vez dividido dicho valor por el límite elástico, se procedió, utilizando los resultados obtenidos por Griffiths y Owen mediante análisis de elementos finitos [7], a determinar la tensión máxima de la probeta en el instante de la fractura (σ_f).

Las superficies de fractura de todas las probetas ensayadas se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos de tracción realizados en nitrógeno líquido se detallan en la Tabla 2 junto con los valores de las constantes K y n de la ecuación de Hollomon.

Tabla 2. Propiedades mecánicas en nitrógeno líquido

Acero	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	R.T. (MPa)	K	n
Ti-V	1138	1219	1867	0.105
Ti-b	1053	1194	1817	0.121
Ti-a	932	1099	1661	0.117

Los resultados de los ensayos de flexión se resumen en la Tabla 3. Junto al valor de la tensión crítica de fractura σ_f , determinado tal como se ha señalado en el apartado anterior, se muestra otra serie de datos

obtenidos mediante el análisis fractográfico y que se describen a continuación.

La observación fractográfica de las probetas ensayadas permitió identificar en 16 de los 18 casos el inicio de la fractura frágil. En todos los ensayos el estallido es único y su distancia d a la entalla de la probeta se señala en la Tabla 3. Conocido d y utilizando los resultados de elementos finitos de Griffiths y Owen se determinó el valor de la tensión crítica local de fractura σ_f^* .

La Fig. 2 muestra el estallido en una probeta de flexión correspondiente al acero microaleado con Ti alto. Como puede apreciarse, el inicio de la fractura frágil ha tenido lugar como consecuencia de la rotura de una inclusión de TiN. En todos los ensayos realizados el inicio siempre ha estado inducido por la fractura de una partícula de TiN, por lo que fue posible identificar las dimensiones de la partícula rota. Las dimensiones mínima (a_{\min}) y máxima (a_{\max}) de los TiN causantes del inicio frágil se detallan en la Tabla 3.

Conocidos los valores de σ_f^* y las dimensiones de la partícula rota causante del proceso de fractura se puede determinar el valor de la energía de superficie γ_{pm} necesaria para que la grieta se propague a través de la intercara partícula-matriz. Para ello, puede utilizarse la ecuación de Griffith:

$$\sigma = \left(\frac{\pi E \gamma_{pm}}{(1 - \nu^2) a} \right)^{1/2} \quad (1)$$

donde σ es la tensión aplicada, E el módulo de elasticidad, γ_{pm} la energía de superficie, ν el módulo de Poisson y a la longitud de la grieta.

En la ecuación (1) se considera que la grieta presenta un aspecto circular. En el caso de las partículas de TiN, éstas poseen formas paralelepédicas, con lo cual se ha considerado más conveniente realizar la aproximación correspondiente a grietas elípticas con ejes a_{\min} y a_{\max} . Realizada dicha consideración, la ecuación (1) queda modificada de la siguiente forma [8]:

$$\sigma = \left(\frac{2E\gamma_{pm}}{(1 - \nu^2)\pi a_{\min}} \right)^{1/2} \phi \quad (2)$$

donde ϕ viene dado por la siguiente expresión:

$$\phi = \frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8} \left(\frac{a_{\min}}{a_{\max}} \right)^2 \quad (3)$$

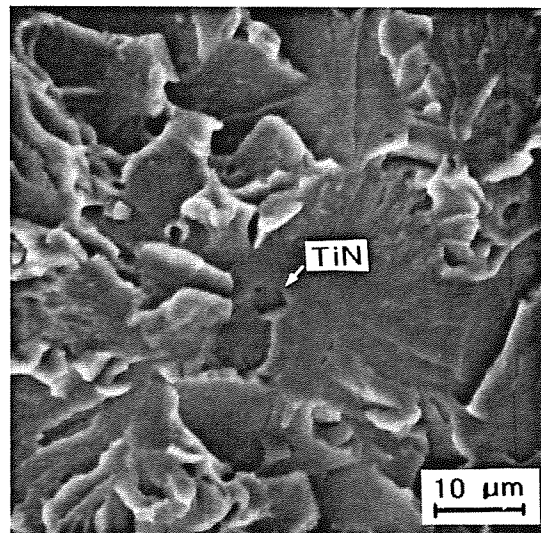


Fig. 2. Ejemplo de inicio de fractura frágil en una partícula de TiN en una probeta de flexión de cuatro puntos ensayada en nitrógeno líquido (acero microaleado al Ti-V).

Tabla 3. Valores de las tensiones críticas de fractura (macroscópica y local), parámetros microestructurales y energías de superficie determinadas mediante ensayos de flexión en cuatro puntos en nitrógeno líquido.

Material	σ_f (MPa)	d (μm)	σ_f^* (MPa)	a_{min} (μm)	a_{max} (μm)	β ($^\circ$)	γ_{pm} (J/m ²)	γ^*_{pm} (J/m ²)
Ti - V	2182	-	-	-	-	-	-	-
	2193	275	2162	1	2,9	0	10,6	10,6
	2135	135	1741	3,4	7,9	22	22,2	16,4
	2089	180	2002	1,7	2,9	0	13,4	13,4
	2011	190	1946	2,4	5	15	19,0	16,5
	2044	200	2008	2	3,3	0	15,6	15,6
Ti bajo	2172	213	2054	2,6	5,9	0	23,3	23,3
	2335	243	1952	1,0	2,5	0	8,4	8,4
	1962	175	1900	2,9	4	0	18,5	18,5
	2105	295	2023	2,7	2,9	16	16,1	13,7
	2207	250	2106	1,2	1,2	0	7,3	7,3
	2108	250	2065	1,9	2,6	10	14,1	13,3
Ti alto	1798	-	-	-	-	-	-	-
	1869	235	1817	4,7	4,8	5	21,8	21,5
	1890	80	1556	3	4,0	7,5	12,5	12,1
	1878	250	1827	1,9	2,1	9,4	9,5	9,0
	1793	237	1791	3	3,4	16,5	14,8	12,5
	1745	280	1626	2,4	2,9	16,5	10,2	8,6

Si en la ecuación (2) se sustituye el valor de σ por σ_f^* , se puede determinar el valor de la energía de superficie γ_{pm} para cada probeta.

Por otra parte, a través de un exhaustivo análisis fractográfico, ha sido posible determinar en cada probeta ensayada la primera faceta formada tras la propagación de la microgrieta inicial (partícula rota). En la ecuación (2) para calcular la energía γ_{pm} se considera que la propagación de la microgrieta a través de la matriz va a tener lugar a lo largo de un plano situado perpendicularmente a la tensión σ_f^* . En la realidad, entre la dirección de aplicación de la tensión y el plano de clivaje existe un ángulo de desorientación β . Identificada la primera faceta formada en la matriz tras la propagación de la microgrieta y utilizando el procedimiento de pares estereográficos, fue posible medir el ángulo de inclinación β . Los valores obtenidos se señalan en la Tabla 3. Conocida la desorientación, se determinó la componente de la tensión σ_f^* perpendicular al plano de clivaje, y por medio de la ecuación (2) se calculó el nuevo valor, γ_{pm}^* , de la energía de superficie (Tabla 3).

4. DISCUSION

Los análisis fractográficos de las probetas ensayadas indican que la iniciación de la fractura frágil es un proceso controlado por la tensión máxima. En efecto,

en la Fig. 3 se han representado los valores de la tensión macroscópica crítica de fractura frágil, σ_f , frente al valor local σ_f^* . Como puede apreciarse en la figura, la distancia a la entalla donde ha tenido lugar el inicio de la fractura frágil corresponde a unos valores de la tensión muy próximos al máximo macroscópico, encontrándose en un 75% de los casos dentro de un margen de un 95%. Por otra parte, si bien entre el acero al Ti-V y el acero con Ti bajo no existen diferencias apreciables en los valores de σ_f , los datos correspondientes al acero con alto contenido de Ti se encuentran claramente por debajo de los demás.

El inicio de la fractura frágil está relacionado con la rotura de una partícula de TiN en los tres aceros analizados. Si se compara la Fig. 1 de distribución de tamaños máximos de partícula existentes con los valores de la Tabla 3 se pueden realizar las siguientes consideraciones. Por una parte, en los tres aceros la dimensión máxima de la partícula causante de la fractura es superior a 2 μm (excepto en una probeta con Ti bajo). Ello implica que un elevado porcentaje de partículas de TiN no forma parte del grupo de las susceptibles de iniciar la fractura frágil. En concreto, para el acero al Ti (bajo) un 60% de partículas posee la dimensión máxima inferior a 2 μm , un $\sim 30\%$ en el caso del acero al Ti-V y un $\sim 17\%$ para el acero al Ti (alto). Por otra parte, excepto en un caso, en el resto de las situaciones el tamaño máximo de la partícula no

supera las 6 μm y, en consecuencia, una importante fracción de partículas de gran tamaño (en el acero al Ti (alto) alcanzan el 12%) tampoco ha colaborado en la nucleación de la fractura.

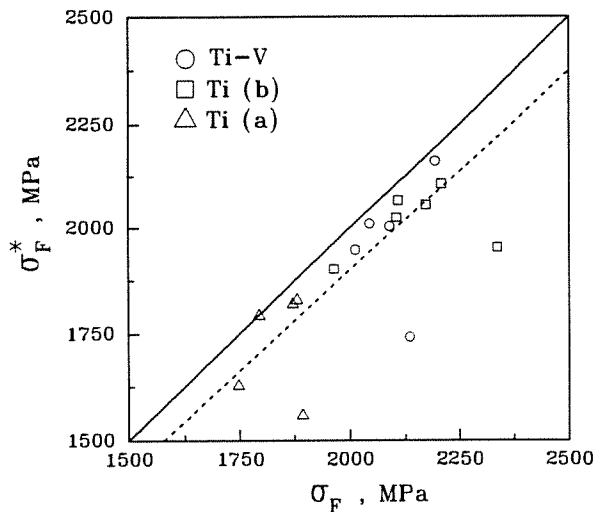


Fig. 3. Comparación entre los valores de la tensión crítica macroscópica de fractura σ_f y la tensión crítica local σ_f^* . Mediante trazo continuo se indica la condición de igualdad de las dos tensiones y mediante trazo discontinuo el rango para el cual la diferencia entre ambas es inferior al 5%.

Si se analiza la dimensión mínima de las partículas de TiN las conclusiones que se obtienen son similares. En el caso del acero al Ti (bajo) la dimensión mínima es siempre mayor que 1 μm , con lo cual un $\sim 90\%$ de las partículas deja de ser efectivas (en cambio, las partículas observadas en las fracturas en este acero tienden a corresponder a los tamaños mínimos más grandes). En el acero al Ti-V un $\sim 38\%$ (menores que 1 μm) y un $\sim 5\%$ (mayores que 4 μm) quedan fuera del rango observado. Finalmente, en el acero al Ti (alto) un $\sim 15\%$ (inferior a 1 μm) y un $\sim 10\%$ (superior a 5 μm) no han sido causantes del inicio frágil. Resultados similares se obtienen si en vez de considerar las dimensiones máximas y mínimas, se toma como dimensión de las mismas el valor de la media geométrica ($\sqrt{a_{\min} \cdot a_{\max}}$).

Una vez fracturada la partícula, para que la microgrieta progrese a lo largo de la matriz debe atravesar la intercara partícula-matriz. En esas condiciones la posible desorientación existente entre la microgrieta y el plano de clivaje del grano adyacente adquiere una gran relevancia. Los valores del ángulo β de desorientación medidos señalan que los mismos son notablemente bajos. Sólo en un caso se superan los 20° y, en consecuencia, en la mayoría de las probetas el

valor de la componente de la tensión normal al plano de clivaje experimenta una disminución, con relación a la tensión total actuante, inferior a un 12%.

Partículas de tamaño inferior a 1 μm no intervienen en el proceso de fractura. Resultados similares han sido obtenidos por McRobie y Knott [9] y Tweed y Knott [10] en estructuras de soldadura. La explicación de que dichas partículas no son causantes de fractura frágil se basa en dos argumentaciones. Por un lado, si se considera una influencia del volumen de la partícula (efecto tipo Weibull), para lograr la fractura de las partículas más pequeñas será necesaria la aplicación de una tensión más alta. En consecuencia, antes de alcanzar la tensión dicho valor otras partículas de tamaño más grande se habrán fracturado. Por otra parte, una vez que la partícula está fracturada, la tensión mínima necesaria para que la microgrieta atraviese la intercara y se propague a través de la matriz (ecuación (2)) se alcanzará más fácilmente con microgrietas de mayor tamaño, es decir, con partículas grandes. En consecuencia, los dos argumentos señalados priman la importancia de las partículas grandes frente a las pequeñas.

Sin embargo, las partículas que aparecen como iniciadoras del clivaje no son las más grandes posibles, con lo cual este fenómeno aparece en contradicción con lo señalado en el apartado anterior. Para valorar dicho fenómeno es necesario realizar un análisis de la distribución de partículas. Teniendo en cuenta que tal como quedó señalado anteriormente los micromecanismos de fractura frágil están controlados por el valor máximo de la tensión tractiva, a efectos de zona de proceso que interviene en la fractura puede considerarse una franja de $\sim 100 \mu\text{m}$ (en el 90% de los ensayos realizados la fractura se inició dentro de dicha franja) centrada en el pico máximo de tensión tractiva. Si la anchura de la franja se multiplica por el espesor de la probeta, la superficie de la zona de proceso es $\sim 1,2 \text{ mm}^2$. Para una distribución de partículas de TiN homogénea y teniendo en cuenta la distribución de tamaños, el número de partículas de tamaño medio (lo mismo se obtiene si se considera la dimensión máxima) superior a 6 μm que correspondería a una zona de $1,2 \text{ mm}^2$ no llegaría a la unidad. Si a esto se añade el hecho de que, tal como se indicó anteriormente, para que la partícula sea efectiva la desorientación del grano de ferrita adyacente debe ser pequeña, la posibilidad de que una de las partículas de gran tamaño se encuentre dentro de la zona de proceso rodeada de un grano de ferrita favorablemente orientado es muy pequeña.

En la Fig. 4 se representa el valor de la tensión crítica local frente a $\phi/\sqrt{a_{\min}}$ de acuerdo con la ecuación (2). En la misma figura se han representado las rectas cuyas pendientes vendrían determinadas por los valores de la energía de superficie de 8, 14 y 20 J/m^2 . Como puede

apreciarse en la figura la mayoría de los puntos experimentales se encuentran dentro de esa banda. Si en vez de considerar la tensión local σ_f^* total, se toma la componente de la misma normal al plano de clivaje del primer grano de ferrita la variación que se observa es muy pequeña. Considerando todos los datos, puede tomarse como razonable el valor medio de 14 J/m^2 .

Los valores de γ_{pm} citados en la bibliografía coinciden en gran medida con los obtenidos en el presente trabajo. Bowen y col. [11] analizando diferentes microestructuras de un acero A533B y de soldaduras proponen valores medios comprendidos entre 9 y 14 J/m^2 (al no poder identificarse los elementos causantes de la fractura, en el cálculo de γ_{pm} los autores utilizaron el tamaño máximo de carburo observado en la microestructura). Por otra parte, en fracturas de varios aceros perlíticos eutectoides nucleadas en inclusiones Alexander y Bernstein [12] obtienen unos valores medios de γ_{pm} comprendidos entre 5 y 13 J/m^2 (dentro de cada microestructura estudiada algunas medidas superaron los 20 J/m^2). De forma similar, Gibson y col. [13] con un acero de recipiente de presión fracturado frágilmente a partir de carburos obtienen un intervalo de γ comprendido entre $2,5$ y 6 J/m^2 . Como límite superior se puede citar los resultados de Gerberich y Kurman [14] con γ igual a 25 J/m^2 .

La utilización de la ecuación (1) implica que el factor controlante de la fractura frágil es la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz y no la nucleación de la misma. Diversos autores [10, 15] han especulado con que el proceso se halla controlado por la propagación; en cambio, otros [16, 17] diferencian los micromecanismos dominantes en función de la temperatura. Para temperaturas bajas (nitrógeno líquido) la fase controlante sería la nucleación de la microgrieta, mientras que para temperaturas más elevadas el micromecanismo controlador sería la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz [17].

Si se considera que se trata de un proceso controlado por la fractura de la partícula, entonces $\sigma_f = \sigma_p > \sigma_{pm}$, con lo cual los valores de la energía de superficie determinados al tomar $\sigma_f = \sigma_{pm}$ constituyen un límite superior del valor físico real. En los tres aceros analizados en el presente trabajo y suponiendo que el proceso de propagación de la microgrieta es dinámico, la pequeña desorientación existente entre la dirección de la tensión tractiva macroscópica y la normal al plano de clivaje de la primera faceta hace suponer que las diferencias existentes entre la tensión crítica necesaria para la fractura de la partícula y la propagación de la microgrieta a través de la intercara son muy pequeñas. En efecto, si $\sigma_p \gg \sigma_{pm}$ entonces hubiese sido posible

la propagación de microgrietas a través de planos con una importante inclinación. En cambio, las mediciones experimentales del ángulo β ponen de manifiesto que esta desorientación debe ser pequeña para que la propagación sea posible. En consecuencia, σ_p debe ser ligeramente superior a σ_{pm} , con lo cual para la determinación de γ_{pm} resulta válido realizar la consideración de que $\sigma_f = \sigma_{pm}$.

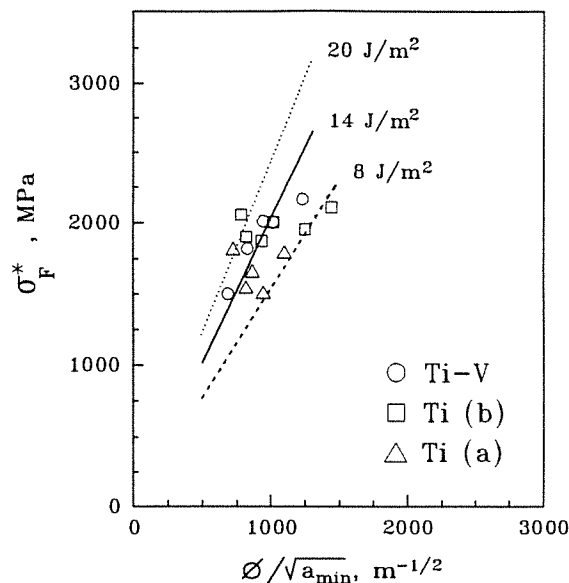


Fig. 4. Tensión crítica local versus $\phi/\sqrt{a_{min}}$, indicándose las rectas correspondientes a valores de la energía γ_{pm} de 8, 14 y 20 J/m^2 .

Para finalizar, habría que considerar la tercera fase del crecimiento de la microgrieta, es decir, su propagación a través de la intercara matriz-matriz. Volviendo a realizar una consideración similar a la tenida en cuenta para la intercara partícula-matriz, si se supone que la propagación de la grieta está controlada por la fase matriz-matriz, entonces $\sigma_f \cong \sigma_{mm}$. Determinadas las dimensiones de la primera faceta formada inmediatamente después de la fractura de la partícula de TiN y utilizando una ecuación similar a (2) sustituyendo a_{min} por d_{min} (tamaño mínimo de la faceta) y γ_{pm} por γ_{mm} se puede representar σ_f^* frente a $\phi/\sqrt{d_{min}}$ (Fig. 5). Los valores obtenidos de γ_{mm} oscilan entre 110 y 210 J/m^2 (en este caso no se han realizado correcciones por desviación de ángulo).

Si bien a la hora de analizar la fractura frágil la propagación de la misma se relaciona con las tres fases (nucleación, propagación a través de la intercara partícula-matriz y propagación a través de la matriz), en la práctica la gran mayoría de las publicaciones existentes consideran decisoria la segunda fase [10, 11, 15] tanto desde el punto de vista experimental como del

de la modelización (en este último caso debe exceptuarse la ref. [18] que también considera la tercera fase). Ello ha conducido a que los resultados publicados de γ_{mm} sean muy escasos, si bien se admite que $\gamma_{pm} < \gamma_{mm}$. En una recopilación bibliográfica Hahn [19] considera un valor de γ_{mm} de 56 J/m². Tomando dicho valor como referencia se deduce que los datos de la Fig. 5 corresponden a un límite superior del valor físico real de γ_{mm} . En consecuencia podría deducirse que la propagación a través de la junta ferrita-ferrita no es el factor controlante de la fractura frágil, sino que ésta vendría dada por la propagación a través de la frontera partícula-matriz.

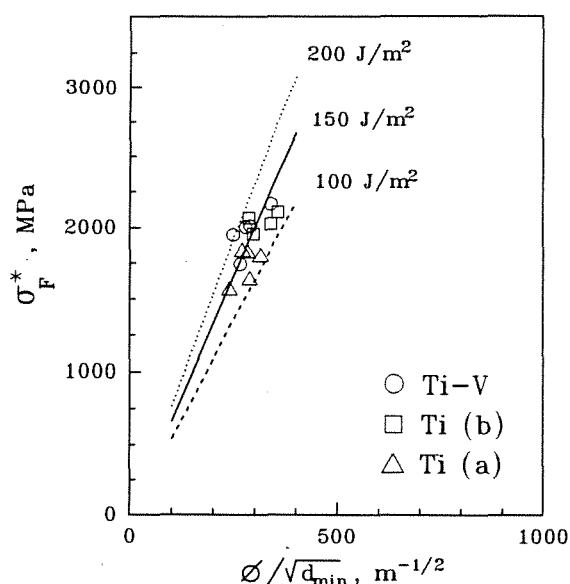


Fig. 5. Tensión crítica local versus $\phi/\sqrt{d_{\min}}$, donde d_{\min} representa la dimensión mínima de la primera faceta formada tras la fractura de la partícula de TiN. En la misma se indican las rectas correspondientes a los valores de γ_{mm} de 100, 150 y 200 J/m².

Resultados obtenidos recientemente con estructuras ferrítico-perlíticas afinadas mediante tratamientos termomecánicos, estructuras de ferritas aciculares y aceros martensíticos [20] ponen de manifiesto que en aquellas situaciones de fractura frágil total a bajas temperaturas el mecanismo controlante es la intercara partícula-matriz, no ejerciendo ningún efecto la frontera matriz-matriz. En consecuencia, a bajas temperaturas el valor estimado de 100 J/m² es notablemente superior al valor real de γ_{mm} . En cambio, a medida que aumenta la temperatura hay razones [15] para considerar que el valor de γ_{mm} va subiendo como consecuencia de una aportación cada vez más importante de la componente plástica de la energía y, en consecuencia, la junta matriz-matriz comenzaría a ser la controlante del proceso. Este hecho estaría en

consonancia con los resultados experimentales que muestran a temperatura ambiente islas frágiles paradas en juntas de grano y mejoras notables de la tenacidad al afinar el tamaño de grano sin modificar los parámetros microestructurales nucleadores de microgrietas (partículas de TiN) [4, 5, 6, 20].

Las facetas correspondientes a la propagación de la grieta de la partícula a la matriz están formadas por granos de ferrita o por unidades microestructurales con la misma orientación de ferrita. Resultados similares se han obtenido con otras estructuras ferrítico-perlíticas a temperatura ambiente [4, 5].

5. CONCLUSIONES

El estudio de los mecanismos de fractura frágil de tres aceros microaleados de forja ha conducido a las siguientes conclusiones:

- la fractura frágil se inicia por la rotura de partículas de TiN de tamaños superiores a 1 μm , siendo el factor controlante de la misma la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz.
- la localización de los inicios de las fracturas corresponde a una zona donde actúa la máxima tensión tractiva.
- la energía efectiva de superficie γ_{pm} oscila entre 8 y 20 J/m², siendo el valor medio de 14 J/m².
- la faceta frágil correspondiente a la inmediata propagación de la grieta de la partícula a la matriz se caracteriza por estar muy poco desviada con relación al plano normal a la tensión macroscópica y por estar constituida por una unidad ferrítica (grano de ferrita o grano de ferrita + colonias de perlita con la misma orientación ferrítica).
- la fractura frágil a bajas temperaturas (ausencia de deformación plástica macroscópica) es un proceso controlado por la intercara partícula-matriz, no ejerciendo ningún efecto la junta matriz-matriz.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación realizado en colaboración con la empresa AFORASA (Grupo GSB, Azkoitia). M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J.L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

7. REFERENCIAS

- [1] McMahon, C.J. y Cohen, M., *Acta Met.*, **13**, 591-604 (1965).
- [2] Smith, E., *Int. J. Fract. Mech.*, **4**, 131-145 (1968).
- [3] Knott, J.F., "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworths, Londres, 1973.
- [4] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).
- [5] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Fractura*, **10**, 56-63 (1993).
- [6] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).
- [7] Griffiths, J.R. y Owen, D.R.J., *J. Mech. Phys. Sol.*, **19**, 419- 431 (1971).
- [8] Ewalds, H.L. y Wanhill, R.J.H., *Fracture Mechanics*, Edward A., Londres, p.43 (1984).
- [9] McRobie, D.E. y Knott, J.F., *Mater. Sci. and Technol.*, **1**, 357-365 (1985).
- [10] Tweed, J.H. y Knott, J.F., *Acta Metall.*, **35**, 1401-1414 (1987).
- [11] Bowen, P., Druce, S.G. y Knott, J.F., *Acta Metall.*, **34**, 1121-1131 (1986).
- [12] Alexander, D.J. y Bernstein, I.M., *Met. Trans.*, **20A**, 2321-2335 (1989).
- [13] Gibson, G.P., Capel, M. y Druce, S.G., *Defect Assessment in Components. Fundamentals and Applications*, EGF9 (ed. Blauel y Schwalbe), Londres, 587-611 (1991).
- [14] Gerberich, W.W. y Kurman, E., *Scrip. Metall.*, **19**, 295-298 (1985).
- [15] Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., *Met. Trans.*, **18A**, 641-651 (1987).
- [16] Godse, R. y Gurland, J., *Acta Metall.*, **37**, 541-548 (1989).
- [17] Chen, J.H., Yan, C. y Sun, J., *Acta Metall. Mater.*, **42**, 251-261 (1994).
- [18] Gil Sevillano, J., Martin, A. y Fuentes, M., *Informe Final Proyecto CECA 7210/KE/931* (1991).
- [19] Hahn, G.T., *Met. Trans.*, **15A**, 947-959 (1984).
- [20] Linaza, M.A., *Tesis Doctoral, ESII San Sebastián*, 1994.

INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES NO METALICAS EN LA TENACIDAD DE ACEROS DE MEDIA-ALTA RESISTENCIA EN LA ZONA DE TRANSICION

M.A. Linaza, S. Martín, I. San Martín, J.L. Romero,
J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En el presente trabajo se analizan los efectos que las inclusiones no metálicas ejercen en la tenacidad de diferentes aceros en la zona de transición frágil-dúctil. Las inclusiones con coeficientes de expansión térmica inferiores a los de la matriz son elementos nucleantes de microgrietas que dan origen a la rotura catastrófica del acero. La anulación de su efecto perjudicial debe realizarse a base de impedir la propagación de la microgrieta a través de la matriz, modificando para ello diferentes parámetros microestructurales.

Abstract. The influence of different non-metallic inclusions on fracture toughness in the brittle-ductile transition zone is analysed. Those inclusion types which have lower coefficient of thermal expansion than the matrix nucleate microcracks that can cause the brittle fracture of the steel. This effect can be inhibited by preventing microcrack propagation along the matrix modifying different microstructural parameters.

1. INTRODUCCION

En una gran cantidad de aplicaciones industriales los aceros se encuentran en condiciones habituales de trabajo en la zona correspondiente a la transición frágil-dúctil. En esa situación la caracterización de la tenacidad del material resulta notablemente dificultosa habida cuenta de la gran dispersión que suele existir en las mediciones experimentales, pudiendo obtenerse desde resultados correspondientes a un comportamiento totalmente frágil hasta otros con una importante propagación dúctil previa a la rotura catastrófica.

Desde el punto de vista de aplicación industrial una fuerte dispersión en los valores de la tenacidad a una determinada temperatura origina un importante problema de aplicación práctica tal como queda expuesto en algunas publicaciones recientes [1 y 2]. Junto a la dispersión inherente a toda medida experimental, la diferencia de tenacidades que puede haber en la zona de transición entre muestras procedentes del mismo material plantea el problema de

abordar el estudio de la influencia de otra serie de variables que intervienen en la tenacidad (tamaño, espesor y geometría de la probeta, estado de tensiones, microestructura, etc.). El análisis que se va a realizar a continuación va a considerar el efecto de la microestructura, fundamentalmente el de las inclusiones, teniendo en cuenta aquellas variables que afectan a la microestructura y cuya optimización puede contribuir a la mejora de la tenacidad del acero.

2. MICROMECHANISMOS DE FRACTURA FRAGIL

En la zona de transición frágil-dúctil cuando la medida de la tenacidad se realiza a través de probetas preagrietadas, la grieta experimenta inicialmente una propagación estable a través de mecanismos dúctiles (formación de cavidades a partir de partículas de segunda fase). A continuación, al cabo de un cierto tiempo tiene lugar un cambio de mecanismo de fractura dúctil a frágil siendo la propagación de la grieta

totalmente inestable y, en consecuencia, originando la rotura instantánea de la probeta (o pieza).

La diferencia en los valores de la tenacidad obtenidos de una probeta a otra está relacionada (en la zona de transición) con la anchura de la banda dúctil, es decir, con la extensión debida a un crecimiento de la grieta de forma dúctil. En la Fig. 1 se muestra un ejemplo de la diferencia de comportamientos en un acero ferrítico-perlítico con 0,5% C a temperatura ambiente: la propagación dúctil de la grieta pasa de ser, en la probeta menos tenaz, prácticamente despreciable ($J = 24 \text{ kJ/m}^2$) a superar los 0,5 mm ($J = 136 \text{ kJ/m}^2$) en la probeta de mayor tenacidad. En consecuencia, entender cuáles son las razones por las cuales supuestamente en igualdad de condiciones, en unos casos la anchura de la banda dúctil es mucho menor que en otros implica analizar los mecanismos que originan la activación de la fractura frágil.

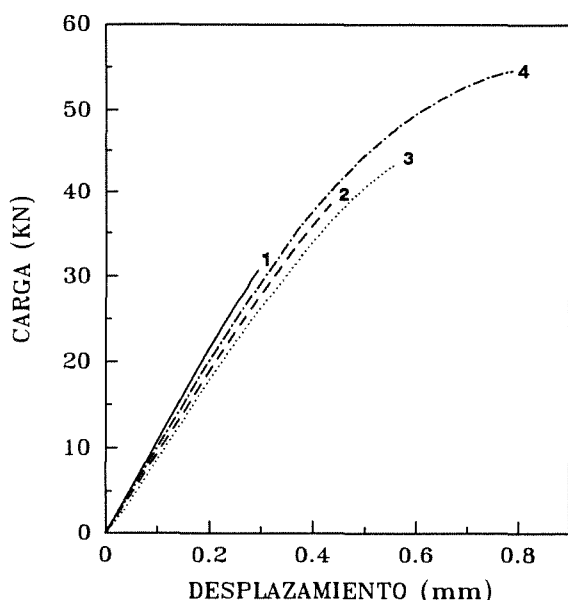


Fig. 1. Curvas carga-desplazamiento de un acero ferrítico-perlítico con 0,5% C a temperatura ambiente obtenidas mediante probetas CT (3).

En la mayoría de los metales el proceso físico de la fractura frágil puede descomponerse en tres diferentes fases [4, 5]. En una primera fase (Fig. 2), en un determinado elemento microestructural se nuclea una microgrieta como consecuencia de la acción de una tensión tractiva. El elemento microestructural puede ser un grano de ferrita, un bloque de perlita (quizás sería más conveniente considerar la unidad perlítica y la ferrita proeutectoide adyacente que comparte la misma orientación ferrítica), una fase frágil (martensita por ejemplo) o inclusiones no metálicas.

En una segunda etapa, para que la microgrieta progrese en su crecimiento es necesario que atraviese la frontera partícula-matriz (suponiendo que la grieta se ha formado en una partícula -inclusión-). Para que ello

tenga lugar, el estado local de tensiones que actúa debe superar un valor crítico determinado. Considerando una grieta circular formada a partir de la fractura de una partícula de tamaño a , la tensión mínima necesaria vendría dada por la ecuación:

$$\sigma_{pm} = \left(\frac{\pi E \gamma_{pm}}{(1-\nu^2)a} \right)^{1/2} \quad (1)$$

donde γ_{pm} es la energía necesaria para que la grieta atraviese la junta partícula-matriz. A través de mediciones experimentales se han determinado valores de γ_{pm} comprendidos entre 8 y 20 J/m^2 [6].

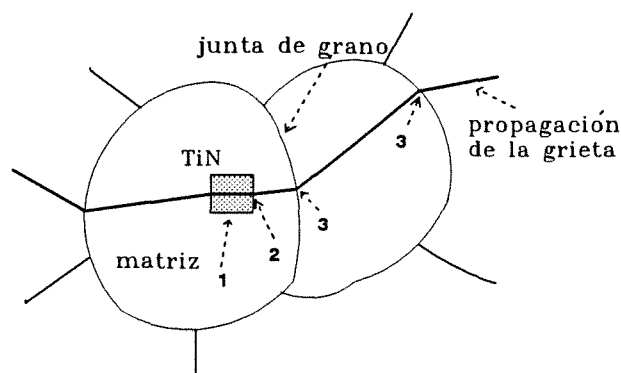


Fig. 2. Esquema de las diferentes fases de una fractura frágil

Finalmente, para que la grieta continúe propagándose a lo largo de la matriz es necesario que posea la energía suficiente para superar una serie de obstáculos (juntas de grano en general) que van a obligar a que el plano de la grieta vaya desviándose a fin de acomodarse a la cristalografía local. Considerando un tamaño de grano d , la tensión mínima para que la grieta atraviese la frontera matriz-matriz sería:

$$\sigma_{mm} = \left(\frac{\pi E \gamma_{mm}}{(1-\nu^2)d} \right)^{1/2} \quad (2)$$

La energía γ_{mm} suele considerarse mayor que γ_{pm} [4].

Una vez que la microgrieta ha atravesado varios granos (dependiendo de la microestructura, en ocasiones con uno único es suficiente), su longitud en combinación con el estado de tensiones local puede ser suficiente para originar la fractura del material. En la práctica, el proceso es dinámico, con lo cual las tres fases tienen lugar una a continuación de otra originando la rotura catastrófica frágil del acero.

Si en un ensayo de tenacidad con probeta preagrietada al ir aplicando una carga tractiva, en las proximidades de la punta de la grieta (dentro de la zona plástica) existe un elemento microestructural capaz de fracturarse y de dar origen al proceso de crecimiento anteriormente descrito, la fractura de la probeta será de tipo frágil presentando el acero una baja tenacidad. En cambio, si no existe un elemento microestructural capaz de fracturarse o si bien la microgrieta formada no supera la 2ª o la 3ª etapas anteriormente descritas, las elevadas deformaciones plásticas concentradas en las proximidades de la grieta (es decir, de la grieta generada por fatiga para medir la tenacidad) darán origen a la formación de cavidades que al coalescer entre sí y con la grieta principal harán que ésta se propague dúctilmente de una forma estable.

En el transcurso del crecimiento de la grieta, ésta va "barriendo" un nuevo volumen de material en el cual puede aparecer un elemento susceptible de originar la fractura frágil. Cuanto más improbable resulte la existencia de dicho elemento microestructural la tenacidad del material será más elevada. En consecuencia, la mejora de la tenacidad del acero se podrá lograr si se evita la existencia de elementos de carácter frágil (en general suelen ser inclusiones cerámicas), es decir evitando la fase primera, o bien desarrollando una microestructura adecuada que haga dificultosa la propagación de la microgrieta a través de las fases segunda y tercera.

3. INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES

Entre las diferentes partículas frágiles que existen en un acero deben considerarse las inclusiones cerámicas. Debido a que la tenacidad de estas partículas es muy pequeña se fracturan bajo la acción de tensiones externas con relativa facilidad, dando origen a la aparición de microgrietas que pueden alcanzar tamaños comprendidos entre 1 y 10 μm . Las inclusiones cerámicas de tipo sulfuro, óxido o nitruro se forman inevitablemente durante el proceso de obtención del acero y es por tanto imposible su eliminación total. En otros casos, las partículas (o fases) frágiles forman parte de la microestructura del acero y le confieren al mismo unas características mecánicas determinadas (este último caso es el de los carburos en las estructuras bainíticas). A continuación se analizará la incidencia de las inclusiones no metálicas.

Desde el punto de vista de iniciación de una fractura frágil no todos los tipos de inclusiones deben ser considerados igualmente perjudiciales. Las inclusiones más favorables para la iniciación de un estallido frágil son aquéllas que por su naturaleza poseen una unión muy fuerte con la matriz del acero. Las características de esa unión van a depender en gran medida del valor del coeficiente de expansión térmica de la inclusión con

relación al del acero. En aquellos casos en los que el coeficiente más pequeño es el de la inclusión, ésta va a quedar totalmente embebida por la matriz durante el enfriamiento del acero; en cambio, cuando el coeficiente de expansión es mayor en la inclusión, la mayor contracción de ésta al enfriar hace que la tendencia a una decohesión partícula-matriz sea notable.

Desde el punto de vista de transmisión de esfuerzos y de propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz (para ello es necesario una unión total partícula-matriz), las inclusiones comprendidas en el grupo de coeficiente de expansión térmica inferior al de la matriz son las más dañinas. En la Fig. 3 [7] se muestran los valores de los coeficientes de expansión térmica de diferentes inclusiones. A partir de dicha gráfica se deduce que las alúminas, aluminatos cálcicos compuestos, silicatos compuestos y TiN son las inclusiones más perjudiciales. En cambio, entre las inocuas cabría citar a los óxidos simples, el CaS y el MnS.

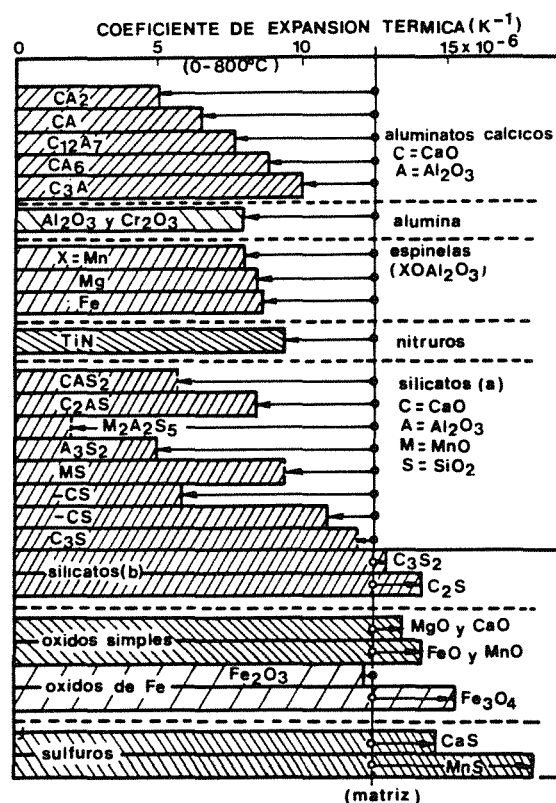


Fig. 3. Coeficientes de expansión térmica de diferentes tipos de inclusiones [7].

Las alúminas y los silicatos proceden del proceso de obtención del acero. Sin embargo, otras partículas, por ejemplo los nitruros de Ti, resultan de la introducción de elementos de aleación en la composición química del acero.

El nitruro de Ti posee una solubilidad tan baja que su precipitación comienza incluso cuando el acero se encuentra en estado líquido. Esta baja solubilidad ha hecho que su uso haya sido considerado como un procedimiento adecuado para controlar el tamaño de grano de austenita a elevadas temperaturas de deformación en caliente (frente al AlN que se solubiliza). Sin embargo, para que el control del tamaño de grano sea efectivo es necesario que la precipitación sea muy fina (inferior a ~ 100 nm). En consecuencia, todas aquellas partículas que precipiten cuando el acero se encuentra en estado líquido tendrían un crecimiento notable (difusividad muy alta) no actuando para nada en el control del tamaño de grano. Por otra parte, manteniendo constantes los contenidos de Ti y de N, la fracción volumétrica de nitruros precipitados a elevadas temperaturas y el tamaño de los mismos disminuye a medida que aumenta la velocidad de solidificación (colada continua) y el posterior enfriamiento de postsolidificación [8, 9].

Por otra parte, en el caso de las partículas de TiN su geometría debe considerarse también como otro efecto perjudicial añadido. En general, el TiN precipita en forma de cubos o paralelepípedos con aristas muy vivas, apareciendo en algunas ocasiones cambios de formas muy pronunciados. Esta geometría tan singular da lugar a unas elevadas concentraciones de tensiones locales que van a colaborar en la fractura de la inclusión y en la consiguiente aparición de la microgrieta. Como consecuencia de lo anteriormente expuesto, en aquellos casos en los que el proceso de obtención del acero se basa en el sistema de colada convencional, el TiN precipitará en forma de partículas de tamaño grosero.

El acero con 0,5% C citado en la Fig. 1 correspondía a una situación de ese tipo con una adición de ~ 110 ppm de Ti. En consecuencia, se decidió la eliminación del Ti como elemento de aleación, obteniéndose una notable disminución en la dispersión de los valores de tenacidad, no alcanzándose nunca valores tan bajos como los obtenidos con la adición de Ti. Sin embargo, los posteriores análisis fractográficos de las probetas ensayadas seguían mostrando que en un elevado número de casos (en algunos de ellos después de una importante propagación dúctil de la grieta) el iniciador de la propagación dúctil seguía siendo una partícula de TiN.

La razón de la existencia de dichos nitruros estriba en la presencia inevitable de Ti residual procedente de la chatarra (alrededor de 20 ppm). En consecuencia, este hecho demuestra que el Ti incluso en cantidades tan pequeñas como las correspondientes a los niveles residuales sigue siendo, en aquellos casos de solidificación lenta del acero (colada convencional), un factor nucleante de iniciación de fractura frágil.

A partir de la Fig. 3 se puede observar que, además de los TiN, existen otros tipos de inclusiones susceptibles de originar estallidos frágiles. Entre los mismos deben considerarse algunos tipos de inclusiones procedentes del tratamiento con Ca del acero (en general a través de la adición de CaSi). La adición de Ca disminuye de forma apreciable la deformabilidad de las inclusiones de MnS, logrando que después del conformado en caliente las mismas mantengan un elevado grado de esferoidización, confiriendo al acero unos niveles de isotropía más elevados en las propiedades mecánicas convencionales (deformación a la rotura). Por otra parte, estas inclusiones de MnS con Ca no presentan problemas desde el punto de vista de iniciación frágil ya que el valor de su coeficiente de expansión las agrupa dentro de las partículas nucleadoras de cavidades. Un ejemplo de dicho comportamiento se muestra en la Fig. 4 donde se señala cómo el análisis EDAX de una inclusión contenida en una cavidad en la zona de propagación dúctil corroboró que se trataba de una partícula con Ca.

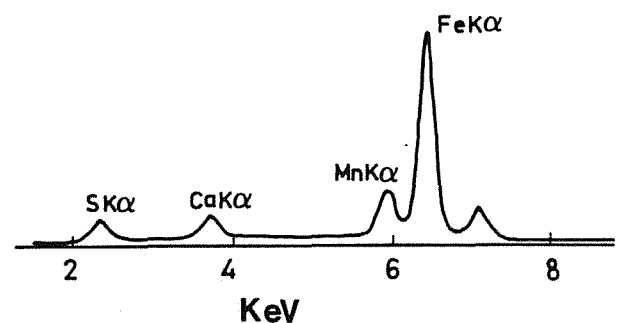
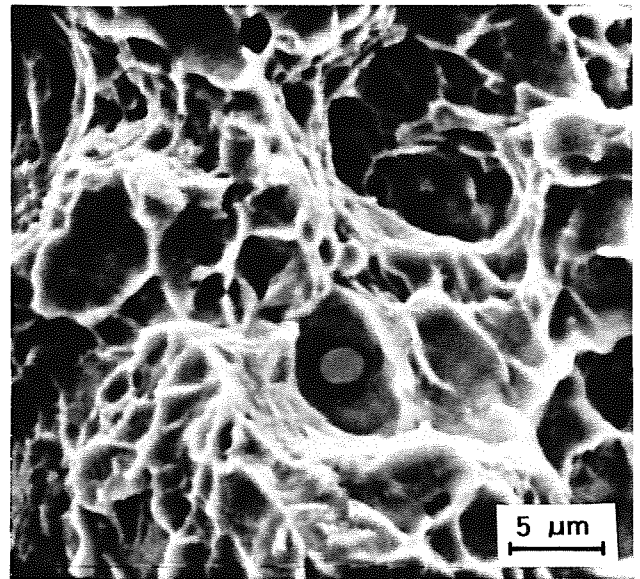


Fig. 4. Partícula de MnS con Ca originadora de una cavidad en la zona dúctil previa a la propagación frágil en un acero ferrítico-perlítico con 0,5% C.

Sin embargo, el tratamiento con Ca del acero puede dar lugar a la formación de aluminatos cálcicos complejos muy susceptibles de ocasionar propagación frágil. Fracturas originadas a partir de dichas partículas han sido observadas en varios casos. En consecuencia, el tratamiento con Ca si bien esferoidiza la geometría de las inclusiones de MnS, si no se realiza en condiciones óptimas, puede introducir en el acero partículas cerámicas nucleantes de fractura frágil. Un ejemplo de este último caso se muestra en la Fig. 5. Para finalizar, es necesario realizar un comentario acerca del efecto de los sulfuros de Mn. Se ha señalado que se trata de inclusiones que tienden a decohesionarse de la matriz y que, en consecuencia, no se consideran como controlantes de la fractura frágil. Sin embargo, inclusiones con una excentricidad geométrica muy elevada pueden originar importantes concentraciones locales de tensiones y, por consiguiente, dar origen a la aparición de microgrietas. La presencia de agrupaciones de MnS ejerce un efecto similar. En casos aislados se han observado grietas secundarias (no fueron las iniciadoras de la fractura frágil) procedentes de los extremos de inclusiones alargadas de MnS (en consecuencia, de hecho la grieta no aparece como una rotura de la inclusión (este es el caso de los TiN), sino como un efecto de concentración de tensiones). Resumiendo, en el caso de que las inclusiones de MnS sean muy alargadas como consecuencia del conformado en caliente o bien se encuentren agrupadas pueden dar origen a la nucleación de microgrietas.

4. MICROESTRUCTURA DEL ACERO

A través de lo descrito en el apartado anterior se pone de manifiesto que la eliminación de todas las inclusiones capaces de dar lugar a una disminución de la tenacidad del acero resulta de una enorme complejidad. En consecuencia, y desde el punto de vista de propagación de la fractura frágil, para evitar que la misma progrese exitosamente es necesario analizar las siguientes fases de crecimiento de la microgrieta.

Una vez que la microgrieta se ha nucleado en una partícula frágil, su propagación a través de la matriz dependerá de la capacidad que posea de atravesar los diferentes obstáculos microestructurales que encuentre a su paso. La segunda fase relativa a atravesar la microgrieta la junta partícula-matriz (partícula-grano adyacente) dependerá, además de la longitud de la microgrieta (tamaño de la partícula rota) y de la tensión que actúa, de la desorientación existente entre la dirección de la tensión y del plano de clivaje del grano. Si esa desorientación es notable, la microgrieta no podrá avanzar a través del grano y la propagación quedará impedida. Por otra parte, debido a la actuación de la tensión externa la microgrieta se enrojará y perderá su capacidad de generar fractura frágil.

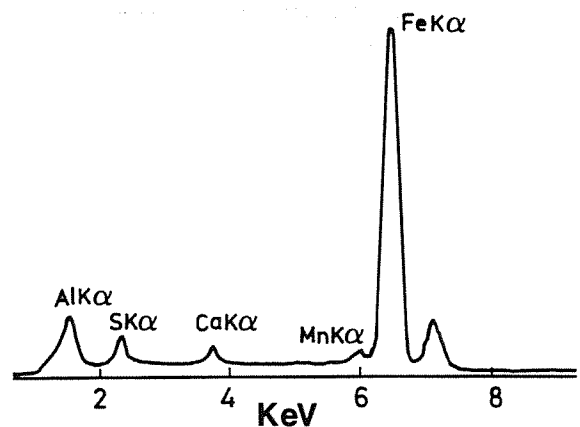
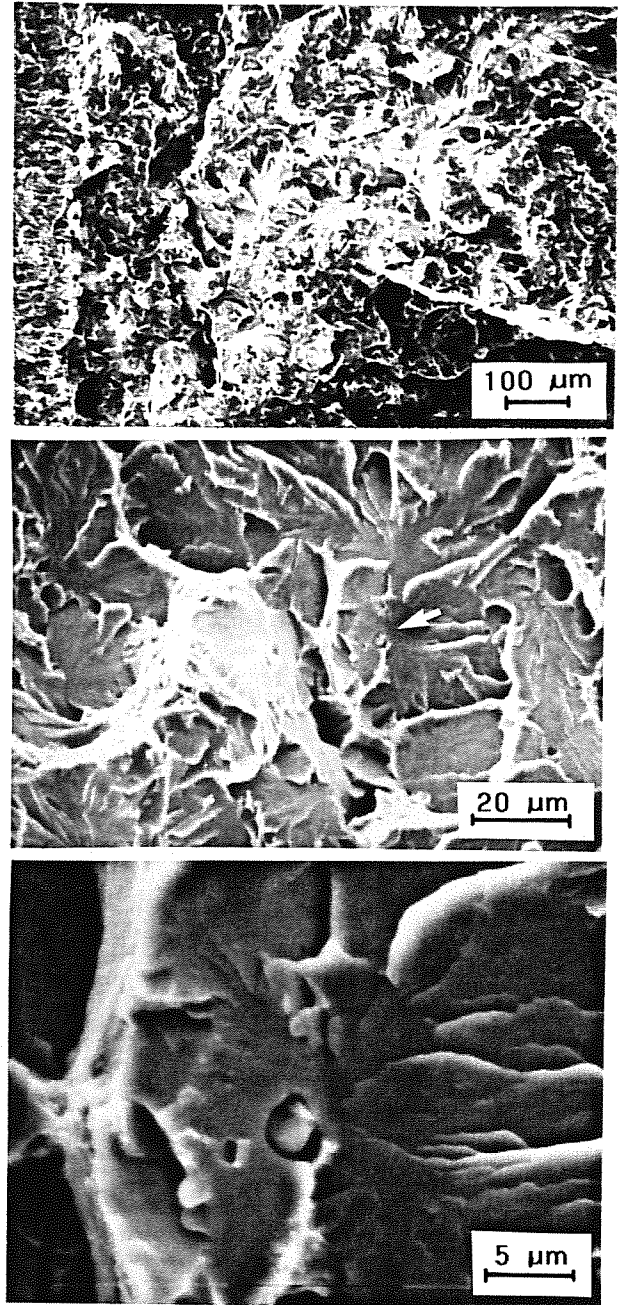


Fig. 5. Aluminato cálcico complejo causante del estallido frágil en un acero al C ferrítico-perlítico con 0,5 %C tratado al Ca.

El grado de desorientación que puede existir entre una partícula y los granos adyacentes (el plano cristalográfico de clivaje) no es un parámetro que pueda controlarse. Dentro de una población de partículas frágiles siempre puede existir una de ellas que posea una pequeña desorientación con el grano adyacente y que dé origen a la propagación de la microgrieta a través de la matriz.

En la tercera fase, la microgrieta poseerá una longitud d (tamaño de grano) en el instante en que tenga que atravesar una junta de grano para seguir propagándose. Cuanto más pequeño sea el tamaño de grano d menor será la longitud de la microgrieta y, por consiguiente, su capacidad de alcanzar la energía necesaria para atravesar la junta de grano también será inferior [10 - 12]. En cambio, una microestructura gruesa conducirá a una microgrieta de gran tamaño que poseerá una mayor facilidad para progresar exitosamente a través del grano contiguo y, posteriormente, a partir de ahí a lo largo de toda la matriz. Con una microestructura fina, incluso aún en el supuesto de que la desviación entre los dos primeros granos permita a la grieta proseguir su propagación, al encontrarse de nuevo inmediatamente con una nueva junta de grano, ésta puede detener completamente la grieta [11]. El proceso de propagación es dinámico, con lo cual, si la grieta se detiene por la acción de las tensiones locales, inmediatamente comenzará a enromarse y dejará de ser una grieta activa desde el punto de vista de propagación frágil. En la Fig. 6 se muestra una isla frágil compuestas por varios granos y rodeada completamente de zonas dúctiles observada en un acero microaleado de forja con tratamiento termomecánico.

Analizando estructuras ferrítico-perlíticas de diferentes tipos de aceros se ha comprobado experimentalmente en el CEIT que el tamaño microestructural que controla la tercera fase de la propagación de la grieta está constituida por la "unidad" que posee la misma orientación cristalográfica de ferrita [10, 13]. La grieta se propaga a través del plano de clivaje de la ferrita, y si ésta posee la misma orientación independientemente de pertenecer a un grano de ferrita proeutectoide o a un bloque de perlita, la grieta no se desviará cortando todas las placas de cementita que encuentre a su paso.

Resumiendo, para que una fractura frágil progrese la tensión externa local que actúa debe superar los valores mínimos correspondientes a las tres etapas del proceso: σ_p , σ_{pm} y σ_{mm} . Con relación al valor σ_p , éste dependerá del tamaño de la partícula. Considerando que, para una probabilidad de rotura dada, la tensión de rotura de la misma depende de su tamaño a través de una distribución de Weibull, ésta puede expresarse como [14]:

$$\sigma_p \propto \frac{1}{a^{3/m}} \quad (3)$$

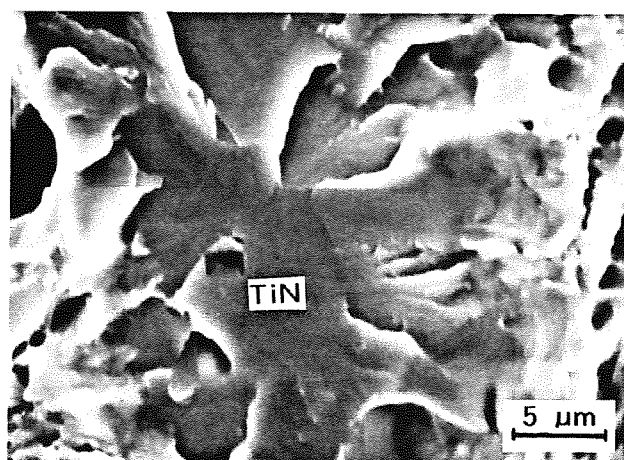
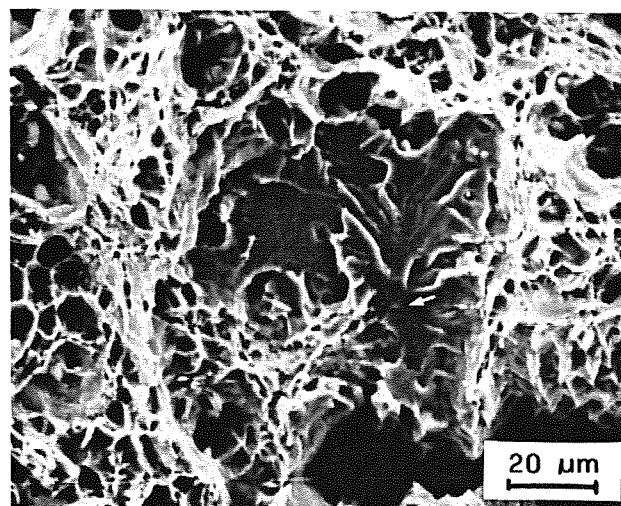


Fig. 6. Isla frágil iniciada por una partícula de TiN y compuesta por varios granos. Acero microaleado de forja con tratamiento termomecánico.

donde m es el exponente de Weibull. A partir de dicha expresión se deduce que un tamaño de partícula más grande favorece la fractura de la misma (esta es la razón por la que en el caso de las partículas de TiN la colada continua presenta ventajas frente a la colada convencional). Por otra parte, teniendo en cuenta la ecuación (1) resulta obvio que a medida que la partícula es mayor, al ser también más grande la microgrieta formada, se ve facilitada la propagación a través de la intercara. Sin embargo, para el caso de partículas muy grandes la fractura prematura de las mismas puede dar lugar a la siguiente situación: $\sigma_p < \sigma_{ext} < \sigma_{pm}$; es decir, la tensión externa aplicada ha sido capaz de romper la partícula pero no de alcanzar el valor mínimo necesario para atravesar la intercara (ecuación (1)). En la Fig. 7 se muestra una representación esquemática de las ecuaciones (1) y (3), pudiendo apreciarse que para que se de la situación anteriormente indicada es necesario que el exponente m de la ecuación (3) sea inferior a 6. En el caso de las partículas cerámicas formadas durante la obtención de un acero, debido a las geometrías tan irregulares que

suelen presentar, el exponente m suele incluso alcanzar valores inferiores a 2 [15].

En la Fig. 8 se muestra el ejemplo de una partícula grande de TiN que se ha fracturado prematuramente y que, en consecuencia, no ha sido la causante de la fractura frágil del material. Este ejemplo corresponde a un acero C-Mn-B tratado con boro para aumentar su templabilidad [16]. Debido a que el tratamiento con B exige que previamente todo el nitrógeno del acero se encuentre fijado, en este tipo de aceros se suelen realizar importantes adiciones de Ti, dando lugar a partículas de TiN de gran tamaño. Sin embargo, tal como se ha indicado, dentro de toda la distribución de tamaños, las partículas grandes no son las más perjudiciales desde el punto de vista de iniciación de la fractura frágil.

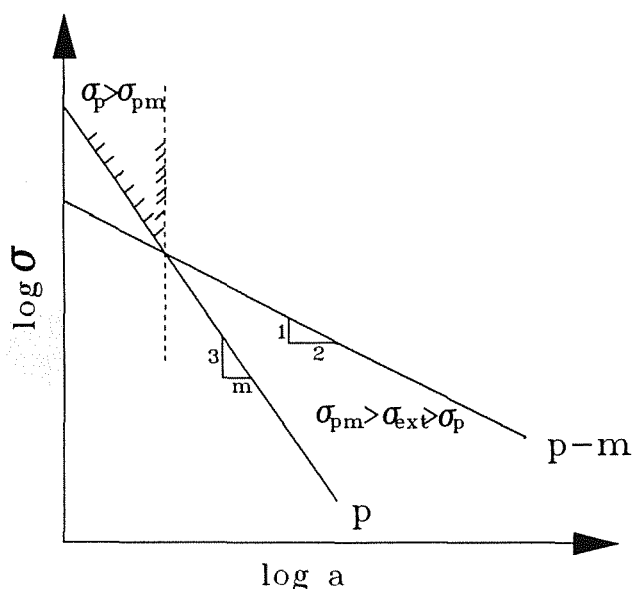


Fig. 7. Esquema representando una situación en la que para tamaños de inclusiones grandes $\sigma_p < \sigma_{ext} < \sigma_{pm}$.

Teniendo en cuenta todo lo anteriormente expuesto, con objeto de mantener inocuas las partículas frágiles existentes en el acero, la microestructura del mismo debe ser lo más fina posible. En el caso de aceros con estructuras ferrítico-perlíticas, además de lograr un control adecuado del tamaño de grano de austenita previa, un procedimiento para lograr una estructura más fina es "romper" los bloques de perlita. Para ello sería necesario favorecer la nucleación de la fase ferrítica en el interior del grano de austenita, es decir la nucleación de granos de ferrita idiomorfa. Dicha nucleación parece encontrarse favorecida con la adición de elementos de aleación tales como el V y el Mo [17].

Para finalizar, puede decirse que a través de los controles microestructurales anteriormente descritos es posible mejorar de una forma apreciable la dispersión de valores de tenacidad en la zona de transición frágil-dúctil causada por heterogeneidades microestructurales (inclusiones). Sin embargo, es necesario recordar que en la zona de transición cuando no ha existido posibilidad de propagación frágil a partir de partículas cerámicas, ésta tiene lugar a través de otro parámetro microestructural (grano de ferrita, rotura de placas de cementita, etc.).

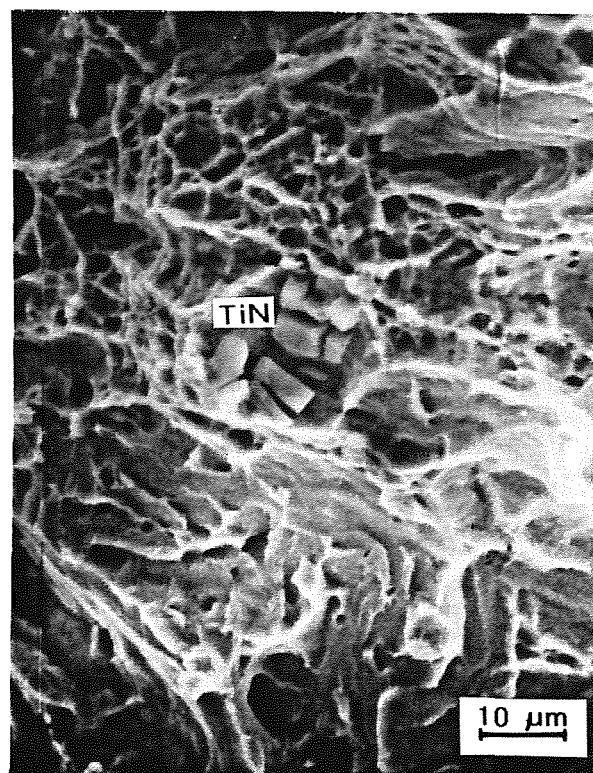


Fig. 8. Partícula de TiN fracturada en un acero C-Mn-B (templado y revenido). Las microgrietas no atravesaron la intercara partícula-matriz, produciéndose un enroscamiento de las mismas y al final originando un void [18].

5. CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos en ensayos de tenacidad realizados con aceros al C (0,5% C), aceros microaleados de forja con estructuras ferrítico-perlíticas y aceros al C-Mn-B con tratamiento de temple y revenido se deducen las siguientes conclusiones acerca de la influencia de las inclusiones en la tenacidad en la zona de transición frágil-dúctil:

- las inclusiones no metálicas con coeficientes de expansión térmica inferiores a los de la matriz son elementos nucleantes de microgrietas que en la zona de

transición frágil-dúctil pueden dar origen a la rotura catastrófica del acero.

- debido a la imposibilidad de eliminación total de las inclusiones, la anulación de su efecto perjudicial debe abordarse a través de una optimización de la microestructura del acero. El control del tamaño de grano de austenita previo (deformación a bajas temperaturas) y la disminución del tamaño de la "unidad" ferrítica (en los aceros ferrítico-perlíticos) mediante pequeñas adiciones de elementos de aleación (V y Mo) y/o enfriamientos acelerados son dos procedimientos adecuados para tal fin.

- si bien un tamaño más pequeño de las inclusiones disminuye la probabilidad de fractura frágil, inclusiones de gran tamaño nucleantes de microgrietas a bajas tensiones pueden resultar inocuas como iniciadoras de mecanismos de fractura frágil.

- el tratamiento del acero con Ca para la globulización de las inclusiones y en consecuencia la disminución en la anisotropía de las propiedades mecánicas del acero, puede dar origen a la formación de aluminatos cálcicos complejos iniciadores de fractura frágil.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados presentados en el presente trabajo forman parte de los trabajos de investigación realizados en colaboración con las empresas AFORASA (Azkoitia) y CAF (Beasain). M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J.L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

7. REFERENCIAS

- [1] Landes, J.D., Heerens, J., Schwalbe, K.H. y Petrovski, B., *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **16**, 1135-1146 (1993).
- [2] Heerens, J., Zerbst, U. y Schwalbe, K.H., *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **16**, 1213-1230 (1993).
- [3] CEIT- CAF, Informe Proyecto de Investigación, 1993.
- [4] Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., *Metall. Trans.*, **18A**, 641- 651 (1987)
- [5] Gil Sevillano, J., Martin, A. y Fuentes, M., Informe Final Proyecto CECA 7210/KE/931 (1991).
- [6] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Fractura*, **11** (1994)
- [7] Nicholson, A. y Gladman, T., *Ironmaking and Steelmaking*, **13**, 53-69 (1986).
- [8] Herman, J.C., Messien, P. y Greday, T., "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite" (ed. A.J. de Ardo, G.A. Ratz y P.J. Wray), p. 655, *The Metallurgical Society of AIME* (1982).
- [9] Pickering, F.B., *Materials Science and Technology* (ed. R.W. Cahn, P. Haasen y E.J. Kramer), **7**, p. 335, VCH (1992).
- [10] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).
- [11] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).
- [12] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Elhuyar*, **19**, 122-127 (1993).
- [13] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Fractura*, **10**, 56-63 (1993).
- [14] Knott, J.F. y King, J.E., *Fatigue* **90**, **4**, 2557-2569 (1990).
- [15] Wallin, K., Saario, T. y Törrönen, K., *Int. Journal of Fract.*, **32**, 201-209 (1987).
- [16] Fernández, F., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *ECF9*, **1**, 87-92 (1992).
- [17] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., Informe CEIT.
- [18] Fernández, F., Tesis Master, ESII San Sebastián (1991).

**GEOMETRÍA FRACTAL DE LA SUPERFICIE DE ROTURA DE UNA CHAPA DE
Ti-6%Al-4%V CON FUERTE TEXTURA CRISTALOGRAFICA**

J.A. Medina Perilla, J. Gil Sevillano

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES - UNIVERSIDAD DE NAVARRA
y
CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TÉCNICAS DE GUIPÚZCOA (CEIT)
Departamento de Materiales
Paseo de Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián

Resumen Se ha analizado fractográficamente la superficie de rotura por alargamiento de una chapa de aleación Ti-6%Al-4%V, $\alpha+\beta$, con una fuerte textura cristalográfica de tipo "transversal" (T). La geometría fractal de los perfiles de fractura de secciones perpendiculares al plano macroscópico de rotura se ha evidenciado por el método de dilatación isótropa de Minkowski, haciendo uso de un analizador automático de imágenes. En general, dentro del rango de temperaturas analizadas, el valor constante de la dimensión fractal $D > 1$ sobre dos órdenes de magnitud de la escala longitudinal permite la asignación de una naturaleza fractal a estos perfiles. Tal naturaleza guarda una estrecha relación con la textura como elemento microestructural que controla la particular geometría de la fractura dúctil de este material.

Abstract A detailed fractographical analysis of the fracture surface of a strongly textured Ti-6%Al-4%V plate has been performed after tension along different directions on the plate surface. A "Minkowski sausage" type analysis of the profiles of sections of the fracture surfaces has shown their fractal character ($D \approx 1.1$). The geometry of the profiles is related with the crystallographic texture at both mesoscopic scale (the local orientation of the fractured surface) and microscopic scale (the shape of the ductile voids). The scale range in which the profiles manifest their fractal character encompasses two orders of magnitude and its lower bound is beyond the scale range of the microstructure (α or β grain size, β interparticle distance). This seems to indicate that texture is a determinant factor of the fractal nature of the fracture profiles through some plastic failure process of a scale larger than the void nucleation and growth mechanism.

1. INTRODUCCIÓN

Durante la última década, diversos autores [1-4], han dejado clara la potencialidad de la geometría fractal como herramienta de análisis cuantitativo de las superficies de fractura. Específicamente, la medida empírica de la dimensión fractal, D , con su rango de autosemejanza y su relación con la microestructura y propiedades mecánicas han sido dos aspectos objeto de investigación frecuente en los últimos tiempos.

Dauskardt y col. [5] han confirmado que el carácter fractal no es singular para cada uno de los principales modos de fractura, aunque se ha evidenciado una buena correlación entre la extensión de rangos de autosemejanza y la distribución de tamaño de muchos elementos fractográficos o microestructurales involucrados en el proceso de rotura, v.g., tamaño de facetas en roturas frágiles o distancia entre partículas nucleantes de huecos en las fracturas dúctiles [5,7]. Si no se distingue claramente un rango de escalas donde se evidencia autosemejanza, sólo caben interpretaciones

vagas como la de "superficies aproximadamente fractales" o curvas "cuasi-fractales", como, por ejemplo, Pande y col. [6] sugieren para las fracturas de algunas aleaciones de Ti. En realidad se acepta que cuando la extensión del rango fractal se reduce a intervalos de escala apenas próximos a un orden de magnitud, no cabe hablar de geometría fractal.

El contenido de esta comunicación se suscitó al investigar el comportamiento a fractura de una chapa de aleación Ti-6%Al-4%V, $\alpha+\beta$, previa laminación en frío, recocida y con una fuerte textura transversal, $\{11\bar{2}0\} \langle 1\bar{1}00 \rangle$. Las muestras fueron traccionadas en diferentes direcciones sobre el plano de la chapa en un rango de bajas temperaturas. Se puso especial atención en la geometría de las superficies de fractura y en su relación con características microestructurales (textura y morfología de grano) a través de los microprocesos involucrados. La morfología de algunas fracturas sugería inequívocos rasgos fractales, Fig. 1, que se confirmaron al caracterizarlas cuantitativamente. La

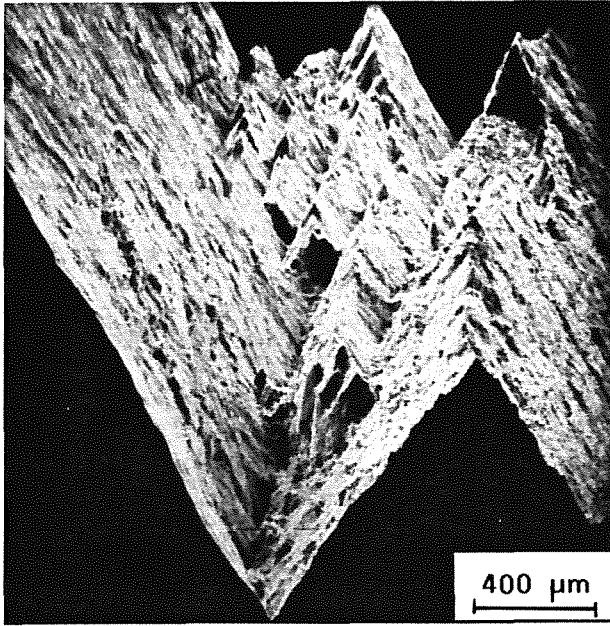


Fig. 1. Aspecto fractal de la superficie de fractura de la chapa de Ti-6Al-4V. Muestra sometida a tracción en la dirección de laminación, R.D., a 213 K.

dimensión fractal, D , de los perfiles superficiales de secciones de las probetas se midió por el método de Minkowski [4], mediante la utilización de un analizador automático de imágenes. En general, dentro del rango de temperaturas ensayadas, el valor constante de D sobre dos órdenes de magnitud de la escala longitudinal permite la asignación de una naturaleza fractal a tales perfiles, aunque, para la muestra ensayada a 533 K en dirección 90°, este último requerimiento no se satisface completamente.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material y microestructura

El material utilizado fue una chapa de 3.8 mm de espesor de Ti-6%Al-4%V en principio laminada en caliente y posteriormente laminada en frío y recocida. La estructura resultante estuvo compuesta por una dispersión muy fina de partículas β localizadas en las fronteras de grano de la fase α , alargada en la dirección de laminación. El tamaño de partícula de la fase β está por debajo de 1 μm y su fracción volumétrica es del orden del 10%. La estructura α es heterogénea y no completamente resuelta al microscopio óptico. La longitud de los granos alargados oscila entre 10-80 μm y su espesor medio aproximado es de 5 μm . La textura presente tiene una componente muy fuerte del tipo transversal (T), $\{11\bar{2}0\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$, es decir, una densidad basal muy alta orientada en la dirección transversal a la dirección de laminación. La

fig. 2 presenta las micrografías correspondientes a la secciones longitudinal y transversal de la muestra.

2.2. Ensayos

Probetas de tracción de sección 3.8 x 6.0 mm y longitud activa de 25 mm fueron mecanizadas con ejes longitudinales formando 0° (RD), 45° y 90° (TD) con la dirección de laminación. La deformación se llevó a cabo a una tasa nominal de $5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$, en un rango de bajas temperaturas, 213-533 K, hasta alcanzar la fractura.

Se escogieron para análisis fractográfico las muestras ensayadas a las temperaturas extremas del rango.

La tenacidad a la fractura bajo modo I en las direcciones de laminación y transversal se midió también mediante ensayos de integral J en probetas compactas con entallas laterales en V.

2.3. Fractografía

Las superficies de fractura se examinaron en el SEM, poniendo especial atención en los planos de proyección perpendiculares a la dirección de tracción. Se caracterizaron los tamaños y orientaciones preferentes de microcavidades en las muestras ensayadas a 0° y 90°. La orientación preferencial se cuantificó directamente mediante la medida del número de fronteras de microcavidad interceptadas por unidad de longitud sobre líneas de referencia orientadas a intervalos de 30°, $P_l(\theta)$, respecto a la normal de la chapa.

2.4 Fractografía fractal

Las superficies de fractura se protegieron mediante deposición electrolítica de Ni. Posteriormente, se realizó un corte y pulido sobre planos paralelos a la dirección de tracción, cuyas normales estuvieran contenidas en el plano de la chapa.

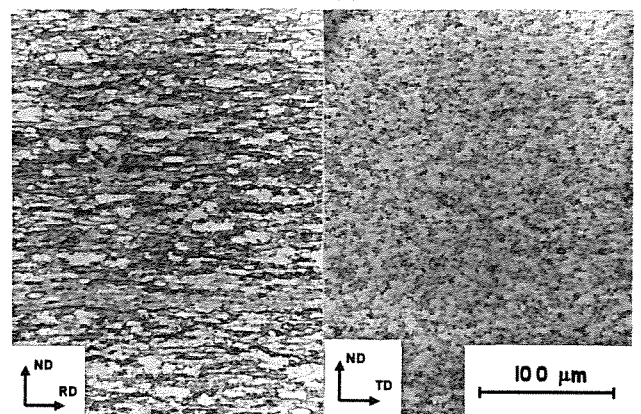


Fig. 2. Microestructura $\alpha + \beta$ de la aleación Ti-6%Al-4%V. Secciones: a. Longitudinal. b. Transversal.

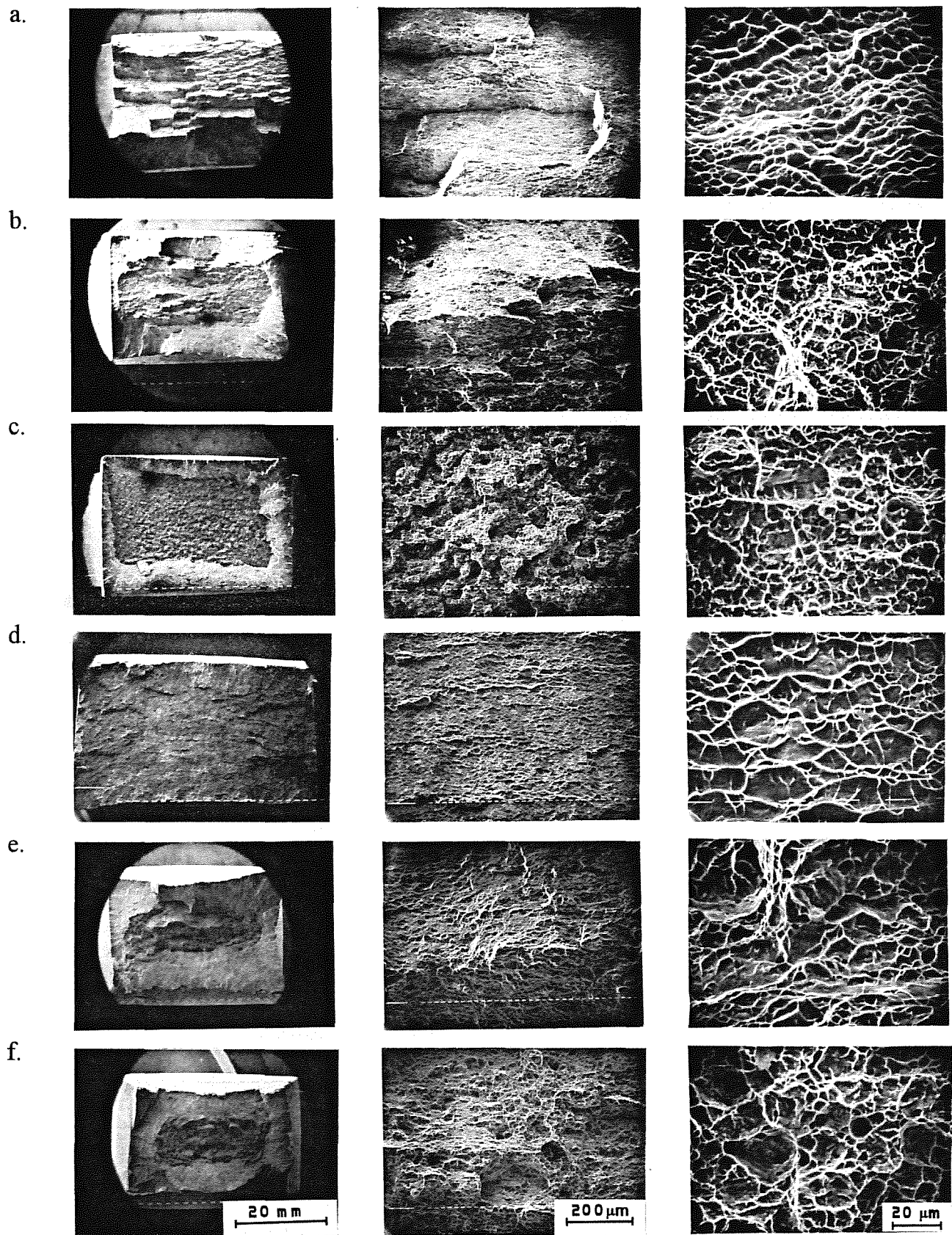


Fig. 3. Comparación entre superficies de fractura para la chapa de Ti-6Al-4V .

a. T=213 K, 0°, b. T=213 K, 45°, c. T=213 K, 90°.

d. T=533 K, 0°, e. T=533 K, 45°, f. T=533 K, 90°.

La dimensión fractal, D , se midió mediante el llamado método de Minkowski, basado en dilataciones progresivas del perfil de fractura usando elementos cuasi-isótropos (octogonales). En este caso la dimensión fractal se define como:

$$D = 1 - \left(\frac{\ln\left(\frac{A}{t}\right)}{\ln\left(\frac{l}{2}\right)} \right) \quad (1)$$

donde:

A = Área de la banda de dilatación en torno al perfil considerado.

t = Espesor de la banda.

La representación gráfica de $\ln(A/t)$ frente a $\ln(t/2)$ permitió determinar el valor de D , los rangos de autosemejanza y la bondad del ajuste (por el coeficiente de correlación de la regresión lineal).

Un analizador automático de imágenes Quantimet 570 se usó para este propósito. Se utilizaron imágenes representativas del perfil a 320x, con resoluciones del orden de $1.2 \mu\text{m}/\text{pixel}$.

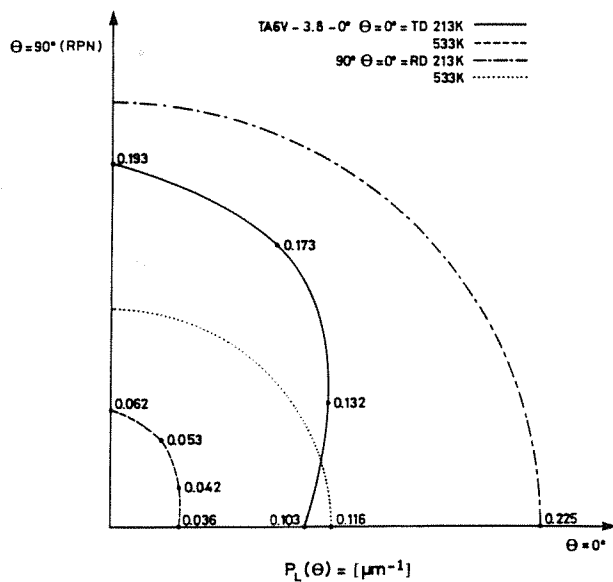


Fig. 4. Número de fronteras de microcavidades interceptadas por unidad de longitud para muestras estiradas a 0° y 90° de la dirección de laminación.

3. RESULTADOS

Como era de esperar, dada la fuerte anisotropía que caracteriza a los metales HCP, se encontró una clara dependencia de las facies de fractura con la orientación ensayada.

En las probetas estiradas en la dirección de laminación, se apreció un mecanismo de fractura dúctil a cortadura asociado a microcavidades orientadas

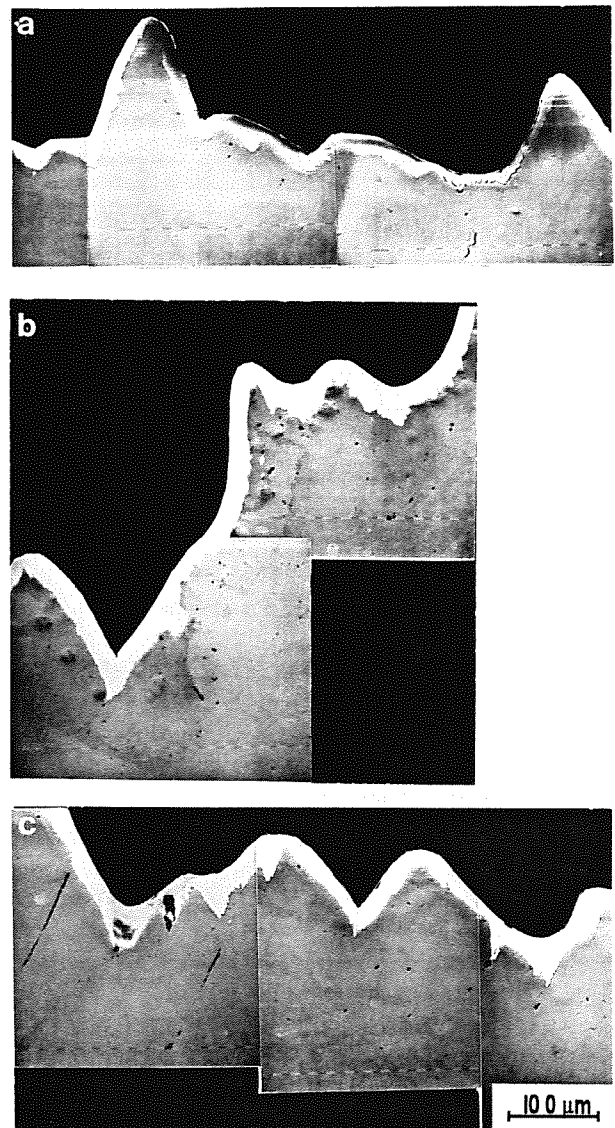


Fig. 5. Ejemplos de perfil utilizados en el cálculo de D . a. 0°, 213K. b. 45°, 213 K. c. 90°, 213 K.

preferencialmente, fig. 3-a.,d. Tal resultado se explica por la activación simultánea de bandas de dos sistemas de deslizamiento prismáticos $\{10\bar{1}0\} \langle a \rangle$, sistemas "blandos", ya observados en este material bajo estas condiciones de carga [9]. A temperaturas por debajo del ambiente (298K), la superficie está principalmente formada por la intersección de dos planos que, a nivel mesoscópico, son paralelos a TD y forman 30° con la RD, lo cual da a esta fractura una apariencia fuertemente quebrada. La forma sugiere la concentración del deslizamiento en bandas de cortadura intensa. Por encima de esta temperatura, la cortadura es más uniforme, pero de naturaleza semejante. Fig 3-d.

Para el estirado en la dirección 90°, la apariencia mesoscópica de la región central de la fractura tensil es equiáxica, fig. 3-c. y f. Desde el punto de vista cristalográfico, este comportamiento es consistente con

Tabla 1. Características fractográficas y propiedades mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V

Dirección de carga	T [K]	$\sigma_{y(0.2\%)}$ [MPa]	ϵ_f $\ln A_0 / \ln A_f$	Indice r	$J_{0.2}^*$ [K/m^2]	Cavidades dúctiles Media, (rango)[μm]	Intervalo de unidades de medida, t/2 [μm]	D	Coef. de correl.
0°	213	1092	0.17	0.33	21.9	9.7,(1.0-19)	0.57-147	1.0721	.952
	533	679	0.47	0.28		27.7,(1.5-36)	0.60-77.4	1.0604	.899
45°	213	1080	0.55	1.67	19.3		0.57-37	1.0728	.912
	533	715	0.90	1.36			0.58-113	1.0774	.950
90	213	1249	0.44	0.58	19.3	4.4,(0.5-10)	0.57-74	1.0890	.950
	533	853	0.83	0.56		8.6,(0.5-18)	0.60-154	1.0850	.812

* Medidas hechas a temperatura ambiente según el procedimiento ESIS. Los valores no son válidos por el insuficiente espesor de la placa ensayada.

la activación simultánea de los planos piramidales en dirección <c+a>, sistemas "duros", ya observados por Hutchinson y col. [10] para esta misma aleación con microestructura (morfología de grano y textura) similar. En algunos huecos, se puede observar un patrón de cúpula hexagonal. Las superficies de fractura a 45° presentaron un comportamiento intermedio entre las condiciones de 0° y 90°, fig 3-b.y e.

La diferencia básica entre las dos temperaturas experimentadas radicó en el menor tamaño medio de microcavidades y a la vez en la mayor presencia de microgrietas secundarias a la temperatura baja. Una caracterización del tamaño y orientación preferencial de microcavidades se presenta en la fig.4.

En la fig.5 se muestran algunos ejemplos de los perfiles utilizados en este trabajo. La representación tipo Minkowski con los respectivos ajustes lineales se presentan en la fig. 6. La extensión de los rangos de autosemejanza cercana a las dos décadas y los valores del coeficiente de correlación permiten asignar un carácter fractal a la mayoría de perfiles. Sólo se exceptúa la muestra ensayada a 533K en dirección 90°, cuyo carácter fractal no es seguro. La Tabla 1 presenta un resumen de las características fractográficas y propiedades mecánicas obtenidas para esta aleación.

4. DISCUSIÓN

Los ajustes lineales de la fig. 6 (Tabla 1) suponen un comportamiento fractal en el intervalo cubierto por las medidas. Fuertes desviaciones de ese comportamiento son patentes para las escalas más finas de medida. Una mejor apreciación de la geometría de los perfiles nos la da un ajuste más flexible a los datos y la consideración de una "dimensión fractal instantánea", obtenida por derivación de ese ajuste (Fig. 7). En esta figura es evidente un cambio de comportamiento cuando el

patrón de medida desciende por debajo del valor medio de la dimensión de los huecos dúctiles (véase, de nuevo, la Tabla 1): existe una cierta longitud máxima,

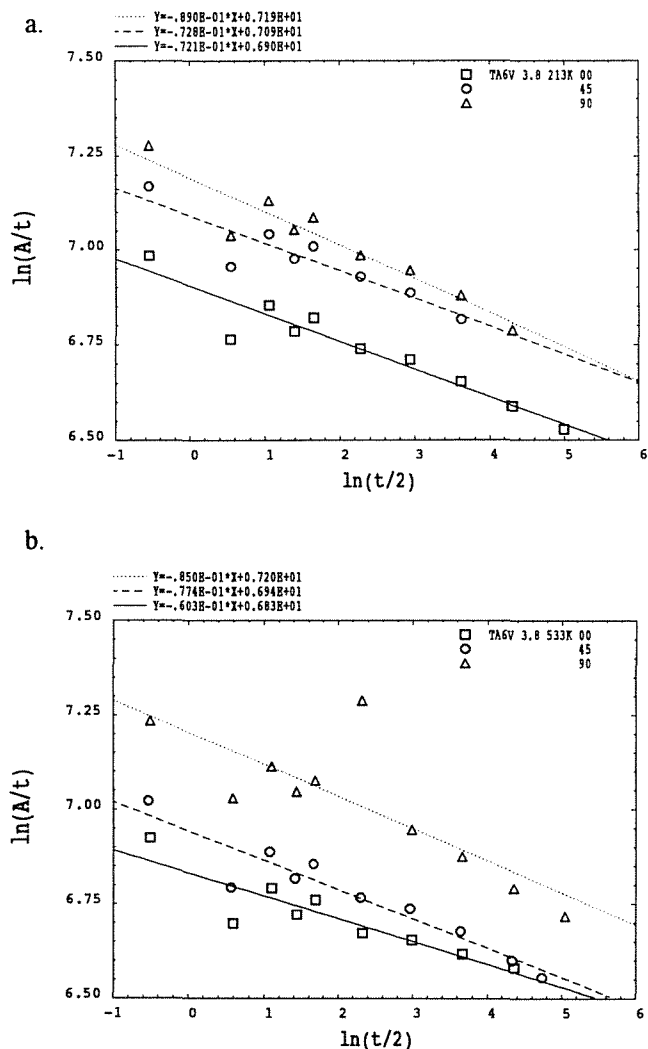


Fig. 6. Representación de la dilatación de Minkowski: $\ln(A/t)$ vs. $\ln(t/2)$. a. 213 K, b. 533 K.

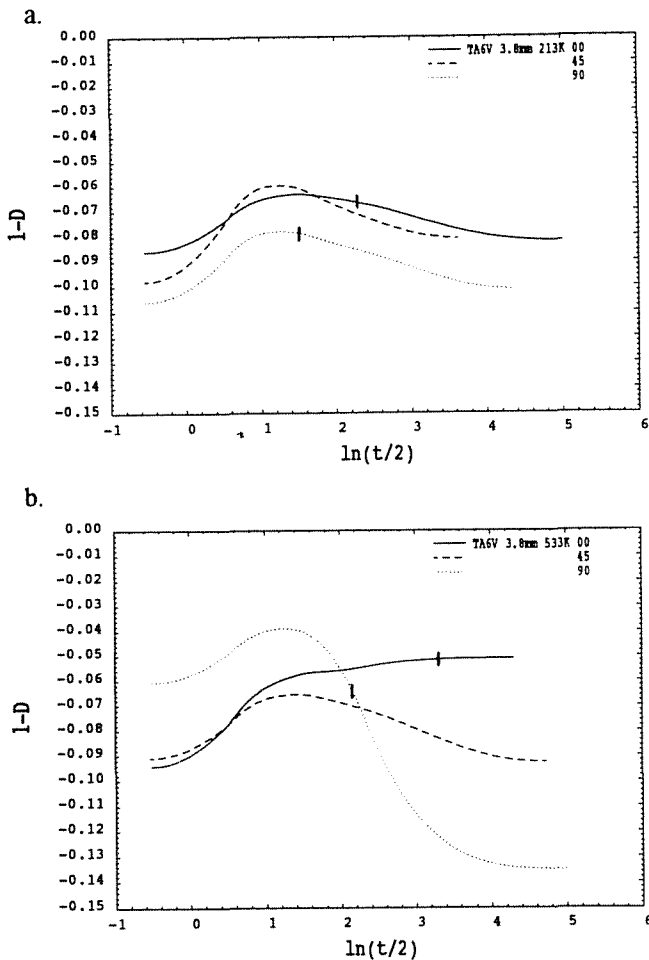


Fig. 7. Dimensión fractal instantánea frente al logaritmo del paso de medida, a. 213K, b. 533 K. En las curvas 0° y 90° se marca el valor medio del tamaño de las cavidades dúctiles.

(A_m/t_c) asociada a un patrón de escala mínimo, t_c , que marca un límite inferior al comportamiento fractal. Yendo en sentido contrario (t creciente o dimensiones grandes de perfil), el comportamiento tiende asintóticamente hacia la naturaleza fractal. El comportamiento es, por tanto, del tipo "fractal no ideal" descrito por Rigaut [11]. Para $t > t_c$,

$$2 * [(A_m/t_c)/(A/t)] - 1 = [t / t_c]^{D-1} \quad (2)$$

es decir, fractal para grandes escalas y con un umbral dimensional por debajo del cual la geometría cambia. Este umbral coincide aquí razonablemente con las dimensiones críticas de las cavidades de rotura, unidades mínimas de fractura dúctil, por lo que el proceso determinante de la geometría fractal es de jerarquía superior a la nucleación y crecimiento de cavidades. La fuerte agrupación de los ángulos de los segmentos de los perfiles a distintas escalas dentro del rango fractal (aproximadamente $\pm 30^\circ$ respecto a la dirección de tracción) y la coincidencia de este ángulo con el de los planos prismáticos de la orientación T

estirada a $0^\circ (\pm 30^\circ)$ o de los planos piramidales en la estirada a $90^\circ (\pm 32.0^\circ)$ apuntan hacia la concentración del deslizamiento en un material fuertemente texturado como mecanismo generador del proceso de fallo determinante de la geometría observada. La observación de grietas secundarias con fuertes desplazamientos de cortadura asociados corrobora la validez de esta hipótesis (Fig.5).

Tenemos por tanto una geometría fractal construida sobre una morfología (pendientes locales de la superficie de fractura para dimensiones de escala superiores a las de las cavidades dúctiles) de facetas determinadas por la orientación cristalográfica (textura $\{11\bar{2}0\} \langle 1\bar{1}00 \rangle$). La pregunta que cabe hacerse a continuación es si las dimensiones fractales medidas, en torno a 1.1, y la propia naturaleza fractal de las superficies de rotura, se derivan también del mecanismo de fallo asociado a las bandas de cortadura intensas que intersectan, en las secciones vistas, a unos 30° de la dirección de alargamiento.

Esta cuestión se plantea con carácter general en las discusiones recientes sobre fractura y geometría fractal: y el consenso que - a partir de medidas experimentales y observaciones numéricas- va abriéndose paso es que, aunque el mecanismo de fallo (clivaje, bandas de cortadura, coalescencia de cavidades de simetría ortorrómbica), combinado con la heterogeneidad geométrica y material, contribuye a fijar el valor específico de la dimensión fractal, la naturaleza fractal y la propia dimensión se derivan fundamentalmente del comportamiento caótico de la dinámica del fenómeno de rotura [8,12-15]. Existe una cierta universalidad en los fenómenos de fractura que se plasma en unas propiedades geométricas comunes y, todo lo más, existen unas pocas clases de "universalidad".

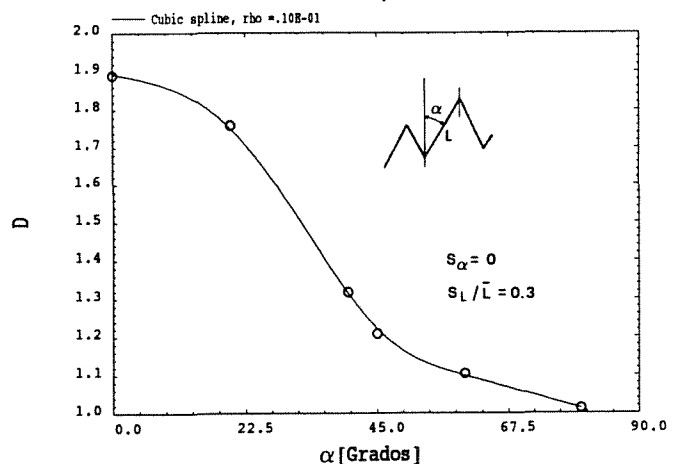


Fig. 8. Dimensión fractal, D , frente a la inclinación, α , de líneas bidimensionales con distribución normal de longitudes de segmentos de inclinación fija y secuencia aleatoria. Dibujado a partir de datos de Dauskart y col. [5]

La separación por rotura constituye un fenómeno particular de percolación y es sabido que el borde (edge) del conjunto (cluster) infinito de percolación en la situación crítica tiene características fractales [16].

En nuestro caso, asimilando la situación a un problema de percolación bidimensional (modelo muy apropiado para la tracción a 0°), las simulaciones numéricas indican que la dimensión fractal de la grieta final varía entre un valor máximo 1.89 (percolación de enlaces, 2D) y un mínimo (1.0), según que, respectivamente, el mecanismo local de fallo sea infinitamente sensible a la velocidad de deformación o totalmente estático [14] o bien que el umbral local crítico de fallo (tensión o deformación críticas) esté ampliamente distribuido u ocupe una banda estrecha [17]. Estas conclusiones coinciden con las de simulaciones puramente formales de curvas fractales [5] (D está inversamente relacionada con la desviación típica de los segmentos que componen la línea), aunque estas últimas muestran también que el valor de D , a igualdad de otros factores, es altamente sensible a la inclinación angular media de los segmentos del perfil, fig. 8. Para $\alpha \cong 30^\circ$ y $D \cong 1.1$, el valor relativo de la desviación típica de la longitud de segmentos ha de ser relativamente grande (>1) según las simulaciones de Dauskart [5].

5. CONCLUSIONES

- Las superficies de fractura dúctil a tracción entre $213K \leq T \leq 533K$ de una chapa de Ti-6%al-4%V con una fuerte textura $\{11\bar{2}0\} \langle 1\bar{1}00 \rangle$ son objetos fractales para escalas de medida superiores a los tamaños medios de sus cavidades de fractura.
- La dimensión fractal de los perfiles de rotura en secciones que contienen la dirección de tracción y la normal al plano de la chapa es del orden de 1.10 y el ángulo medio de desviación de los segmentos constitutivos de los perfiles es aprox. $\pm 30^\circ$ de la dirección de tracción.
- La dimensión fractal es compatible con una desviación típica de los segmentos frente a su dimensión media moderadamente grande (≥ 1). En términos del mecanismo de fallo (que la morfología muestra ser coalescencia de grietas generadas por bandas de deslizamiento intenso de orientación determinada por la textura), esto equivale a baja sensibilidad del proceso local de fallo a la velocidad de deformación o un umbral estrecho de condiciones elementales de fallo (poca flexibilidad de condiciones de nucleación de bandas de deslizamiento intenso y estrecha distribución de deformación crítica de fallo a cortadura en las bandas). Es decir, daño no generalizado, sino localizado.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados presentados se han obtenido durante el desarrollo de un proyecto BRITE/EURAM (BE-0117C-EDB) financiado por la DGXII de la Comisión Europea, en colaboración con las Universidades de Clausthal (Alemania), Metz (Francia), Leuven (Bélgica), Escuela de Minas de Saint-Etienne (Francia) y el Royal Aircraft Establishment-DRAE (U.K.). El material utilizado fue proporcionado por CEZUS (Francia).

7. REFERENCIAS

- [1] Hornbogen, E., "Fractals in microstructure of metals.", *Int. Mat. Rev.* **34**, N°6, 277-296 (1989).
- [2] Banerji, K., "Fractography: A modern perspective.", *Metall. Trans. A.*, **19A**, 961-971 (1988).
- [3] Underwood, E.E. y Banerji, K., "Fractals in fractography.", *Mater. Sci. Engng.*, **80**, 1-14 (1986).
- [4] Coster, M. y Chermant, J.L., "Recent developments in quantitative fractography.", *Int. Met. Rev.*, **28**, N°4, 228-250 (1983).
- [5] Dauskart, R.H., Haubensak, F. y Ritchie, R.O., "On the interpretation of the fractal character of fracture surfaces", *Acta Metall. Mater.*, **38**, 143-159, (1990).
- [6] Pande, C.S., Richards, L.E., Louat, N., Dempsey, B.D. y Schwoeble, A.J., "Fractal characterization of fractured surfaces.", *Acta Metall.*, **35**, 1633-1637 (1987).
- [7] Mecholsky, J.J., Passoja, D.E. y Feinberg-Ringel, K.S., "Quantitative analysis of brittle fracture surfaces using fractal geometry.", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 60-65 (1989).
- [8] Keustermans, J-P., "Development of fractal fractography in fracture behaviour investigations of a Zn-Al alloy.", A publicarse en *Rev. Met.-CIT / Sci. Gén. Mat.* (Febrero de 1994).
- [9] Gil, J., y Medina, J.A., Reporte técnico BRITE - EURAM Project 0117C (EDB). Sept. 1993.
- [10] Jones, I.P. y Hutchinson, W.B., "Stress-State dependence of slip in Titanium-6Al-4V and other H.C.P. metals", *Acta Metall.*, **29**, 951-968 (1981).
- [11] Rigaut, J.P., "An empirical formulation relating boundary lengths to resolution in specimens showing 'non-ideally fractal' dimensions", *J. Microscopy*, **133**, 41 (1984).

- [12] Bouchaud, E., de Arcangelis, L., Lapasset G. y Planès, J., " Los fractales en la rotura de los materiales", Mundo Científico (trad. esp. de "La Recherche"), 11, 902-903 (1991).
- [13] Ostoja-Starzewski, M., "Damage in random microstructure: size effects, fractals, and entropy maximization", Appl. Mech. Rev., 42, 5202-5212 (1989).
- [14] Sornette, D., Cowi, C., Miltenberger, P., Sornette, A. y Vanneste, C., " Organization of rupture", Solid State Phenomena, 35-36, 303-318 (1994).
- [15] Dickinson, J.T., Langford, S.C. y Jensen, L.C., "Dissipative Processes Accompanying Fracture", Fracture Mechanics of Ceramics, vol 10, pp 1-32. Bradt, R.C. y col., eds., Plenum Press, New York, 1992
- [16] Stauffer, D. y Aharony, A., "Introduction to percolation theory", Taylor and Francis, London Philadelphia (1985).
- [17] Schmittbuhl, J. y Roux, S., "The influence of internal stresses on the fracture of heterogeneous media". Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 2, 21-52 (1994).

EL EFECTO DE LA PROPAGACIÓN DÚCTIL DE LA GRIETA SOBRE LA PROBABILIDAD DE FALLO POR CLIVAJE

I. Ocaña¹, A. Martín², J. Gil Sevillano¹, M. Fuentes².

- (1) Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián. Universidad de Navarra.
P.º de Manuel Lardizábal, 13, Apartado 1674, 20008-San Sebastián, Guipúzcoa.
(2) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa.
P.º de Manuel Lardizábal, 15, 20009-San Sebastián, Guipúzcoa.

Resumen. El comportamiento típico de los metales en la zona de transición consiste en una extensión dúctil de la grieta que precede a la fractura catastrófica por clivaje. En un encuentro anterior del Grupo Español de Fractura, se presentaron los cálculos de una cota inferior y superior para la probabilidad de fallo por clivaje debido al efecto de muestreo de material que realiza la bola plástica durante la extensión estable (dúctil) de la grieta, utilizando un modelo probabilístico de fallo basado en los micromecanismos de fractura. La presente colaboración presenta una mejor estimación del efecto de la propagación estable de la grieta sobre la probabilidad de fallo por clivaje. Nuevamente se concluye que la extensión dúctil juega un papel muy importante en la probabilidad de fallo por clivaje en la zona de transición y que su efecto es particularmente significativo cuando comienza el desgarro de la punta de la grieta. Por último, los resultados obtenidos por el modelo se comparan con el comportamiento de fractura observado en la zona de transición para un acero bainítico, SA-533B.

Abstract. The typical behaviour of metals in the transition zone consists of a ductile extension of the crack, which precedes the catastrophic fracture by cleavage. In a previous meeting of the Spanish Group of Fracture, calculations of a lower and upper bound were shown for the cleavage fracture probability due to the effect of material sampling made by the plastic zone during the stable (ductile) extension of the crack, using a probabilistic fracture model based on fracture micromechanisms. This paper presents a better estimation of the stable crack propagation effect on the fracture probability by cleavage. It is concluded that the ductile extension plays an important role in the fracture probability by cleavage in the transition zone and that its effect is particularly significant at the beginning of crack-tip tear. Finally, the results obtained with the model are compared with the observed fracture behaviour in the transition zone of a bainitic steel, SA-533B.

1. INTRODUCCIÓN

La fractura de los aceros en la zona de transición dúctil-frágil se produce por la propagación inicial de una grieta de forma dúctil, seguida, tras un crecimiento estable de la misma, por el estallido de clivaje (fractura frágil y catastrófica). La longitud propagada dúctilmente, previa al fallo frágil, es dependiente de la temperatura. Así, al aumentar la temperatura, lo hace con ella el crecimiento estable de la grieta, además de la dispersión de las longitudes propagadas; de manera que, a temperaturas suficientemente altas, se produce un desgarro dúctil completo, sin llegar a desencadenarse el mecanismo frágil.

En la Fig. 1 se presenta esquematizado el desarrollo de la zona plástica a lo largo del proceso de carga. Cuando crece la carga, la bola plástica aumenta de tamaño, "muestreando" la zona de material alrededor de la

punta de la grieta. Al alcanzarse el valor crítico del factor de intensidad de tensiones, K_{IC} , comienza a desgarrarse el fondo de la grieta. "desplazándose" la bola plástica con la punta de la grieta a la vez que aumenta de tamaño. El valor de K_I aumenta al hacerlo la extensión dúctil, Δa , según la curva de resistencia, proporcionalmente al módulo de desgarradura T . Supuesto T constante, la zona plastificada aumenta parabólicamente con Δa .

2. MODELO TEÓRICO

La formulación del modelo de Pineau-Beremin y Wallin [1-4] señaló por primera vez que todo modelo de tenacidad de un material estadísticamente homogéneo, basado en la hipótesis de "weakest-link" y que suponga campos de tensiones y deformaciones geoméricamente semejantes en el entorno de la grieta,

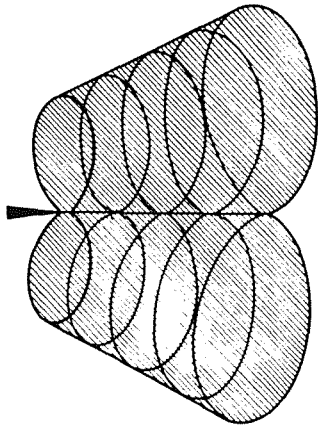


Fig. 1. Esquema del desarrollo de la bola plástica durante el proceso de carga.

normalizables según J (o K^2) para las distancias, conduce a una distribución de "Weibull de dos parámetros" de módulo $m=2$ para las distribuciones de J_c o COD, y $m=4$ para las distribuciones de K_{IC} :

$$F(K_{IC}) = 1 - \exp(-BK_{IC}^4\psi) \quad (1)$$

donde F es una función de distribución de la tenacidad, B es la longitud del frente de la grieta, y ψ una constante del material para la temperatura, velocidad y geometría del ensayo consideradas.

En un trabajo anterior, también presentado en un encuentro del Grupo Español de Fractura [5], se desarrollaba un modelo que proporcionaba una cota inferior y una cota superior, para la probabilidad de fallo frágil tras una propagación dúctil determinada. Dicho trabajo se presentaba como una continuación de otro, desarrollado por el C.E.I.T., y basado en el concepto de "weakest-link" [6-8], que predecía la probabilidad de fallo frágil cuando no se produce el desgarramiento del fondo de la grieta y que predice, obviamente, un módulo de Weibull, $m=4$.

El objetivo del presente trabajo, es presentar una mejor estimación de la probabilidad de fallo tras propagación dúctil. La Fig. 2 muestra cómo se calcula el volumen muestreado por la zona plástica, a lo largo del proceso de carga del material. La longitud propagada de grieta se puede dividir en tantos tramos como parezca conveniente. Los cortes de las bolas plásticas se realizan siguiendo la línea de máxima tensión principal, que como se discutía en el trabajo precedente [5] es una recta que forma aproximadamente 45° con la dirección de propagación (dependiendo del índice de endurecimiento del material, n).

Para cada "tira" vertical de este discretizado, se realiza una segunda discretización en altura, de manera que se consiguen elementos de barrido aproximadamente de igual tensión principal máxima. Se supone que el fallo frágil, se produce por movimiento de dislocaciones ("slip induced"), y por tanto, dentro de la bola plástica,

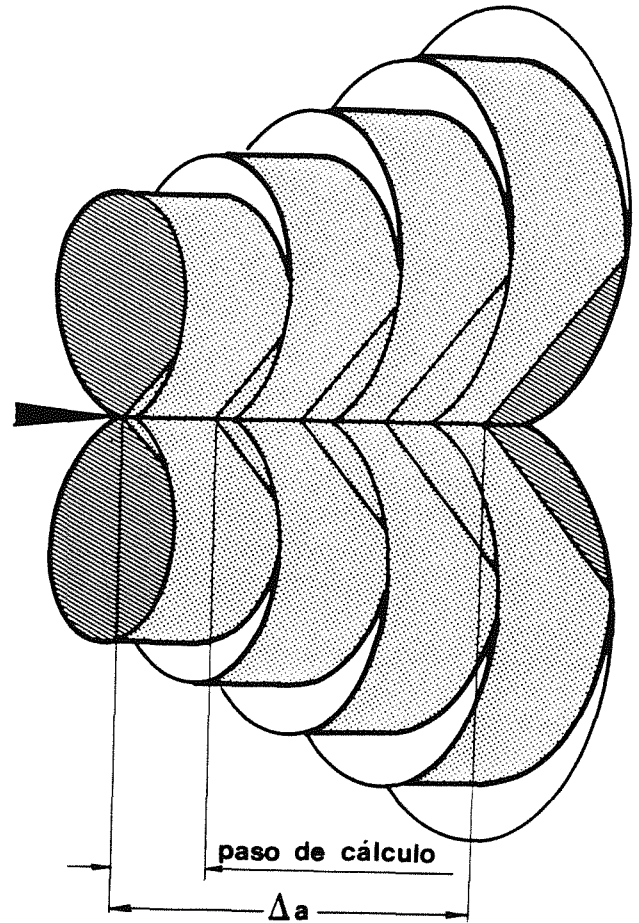


Fig. 2. Descomposición para el cálculo del volumen muestreado por la zona plástica.

Por lo tanto, cuando el punto con mayor tensión principal máxima se sitúa fuera de la zona plástica, dicha tensión se sustituye por la existente en la intercara elasto-plástica a la misma altura.

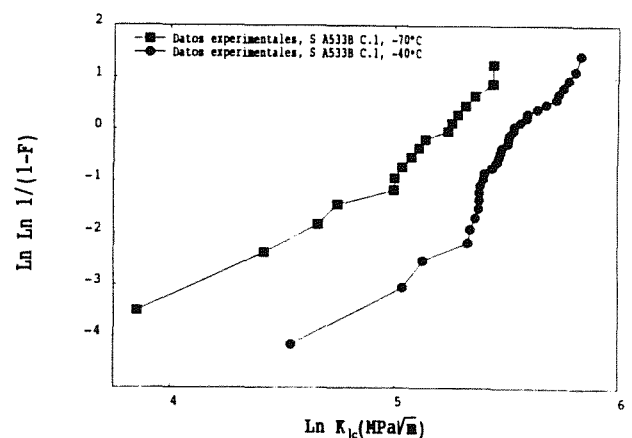


Fig. 3. Resultados experimentales para una acero bainítico, S A533B C.1, a -70°C y -40°C sobre un diagrama de Weibull.

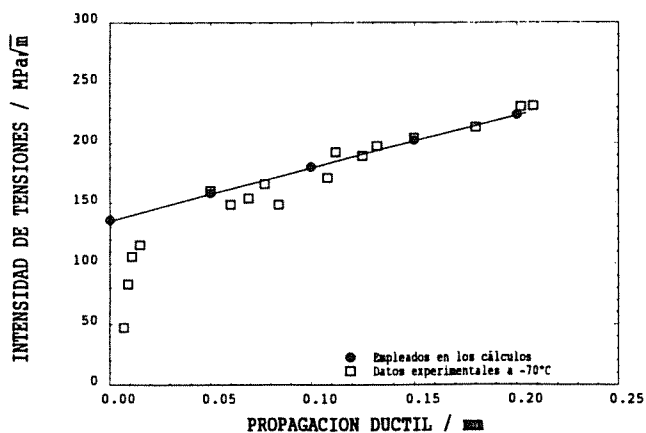


Fig. 4.a. Curva de resistencia obtenida experimentalmente para el S A533B C.1 a -70 °C, junto con los datos (simplificados) utilizados en los cálculos.

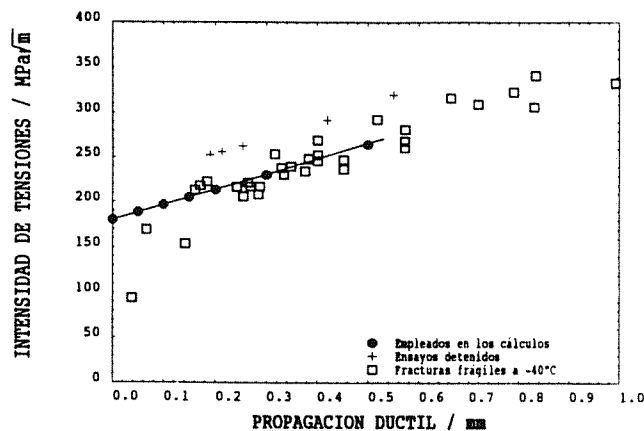


Fig. 4.b. Curva de resistencia obtenida experimentalmente para el S A533B C.1 a -40 °C, junto con los datos (simplificados) utilizados en los cálculos.

Dada la forma en que se realiza el "barrido", se presentan unas zonas, correspondientes con los lugares de crecimiento instantáneo de la bola plástica, cuya aportación a la probabilidad de fallo no es tenida en cuenta. Por este motivo, nuestro nuevo cálculo es una cota inferior del valor real de la probabilidad. Sin embargo, dado que el valor de la probabilidad de fallo decrece mucho al alejarnos de la punta de la grieta, el error cometido al desprestigiar estas zonas es pequeño, y no merece la pena entrar en nuevos refinamientos.

3. RESULTADOS

Se ha estudiado el caso de un acero bainítico A533B C.1 a temperaturas de -70°C y -40°C (los índices de endurecimiento a estas temperaturas son, respectivamente, $n=5.29$ y $n=5.3$). Para estas temperaturas se disponen de muchos resultados experimentales [6-8]. La Fig. 3 resume los resultados

obtenidos sobre un diagrama de Weibull. En las Figs. 4.a y b se presentan los resultados experimentales, además de la curva de resistencia para cada temperatura, sobre la que están marcados los puntos de Δa y K_I utilizados para los cálculos con el modelo.

Los parámetros que describen la microestructura, las propiedades mecánicas y locales de fractura empleados en la simulación son los mismos que los propuestos para caracterizar el material en [6], y fueron los utilizados, tanto estos como los valores de cálculo en [5]. En las Figs. 5.a y b se presentan los resultados obtenidos para las probabilidades de fallo frágil, tras la propagación dúctil, junto con los valores de las cotas superior e inferior propuestas en [5]. La Fig. 6 presenta los resultados obtenidos para las probabilidades de fallo frágil a las dos temperaturas consideradas, en un diagrama de Weibull, para su comparación con los resultados experimentales

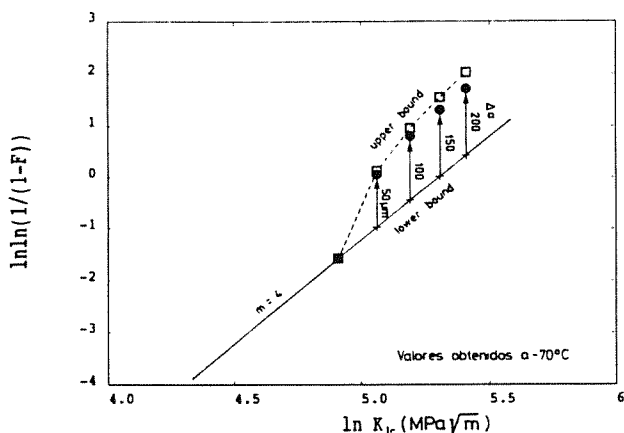


Fig. 5.a. Predicción del modelo empleado para -70 °C, junto con las cotas superior e inferior anteriores. Se indican las magnitudes de las propagaciones dúctiles.

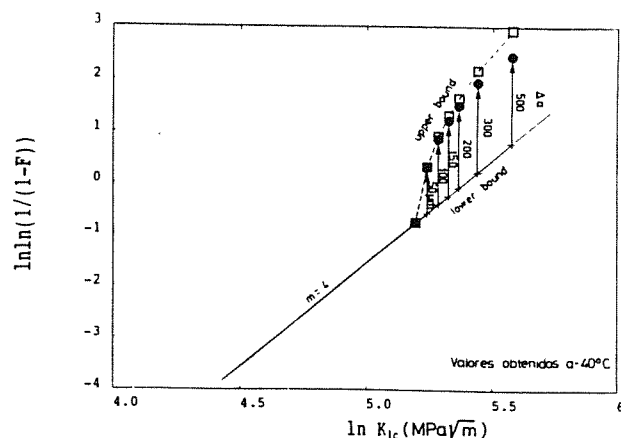


Fig. 5.b. Predicción del modelo empleado para -40 °C, junto con las cotas superior e inferior anteriores. Se indican las magnitudes de las propagaciones dúctiles.

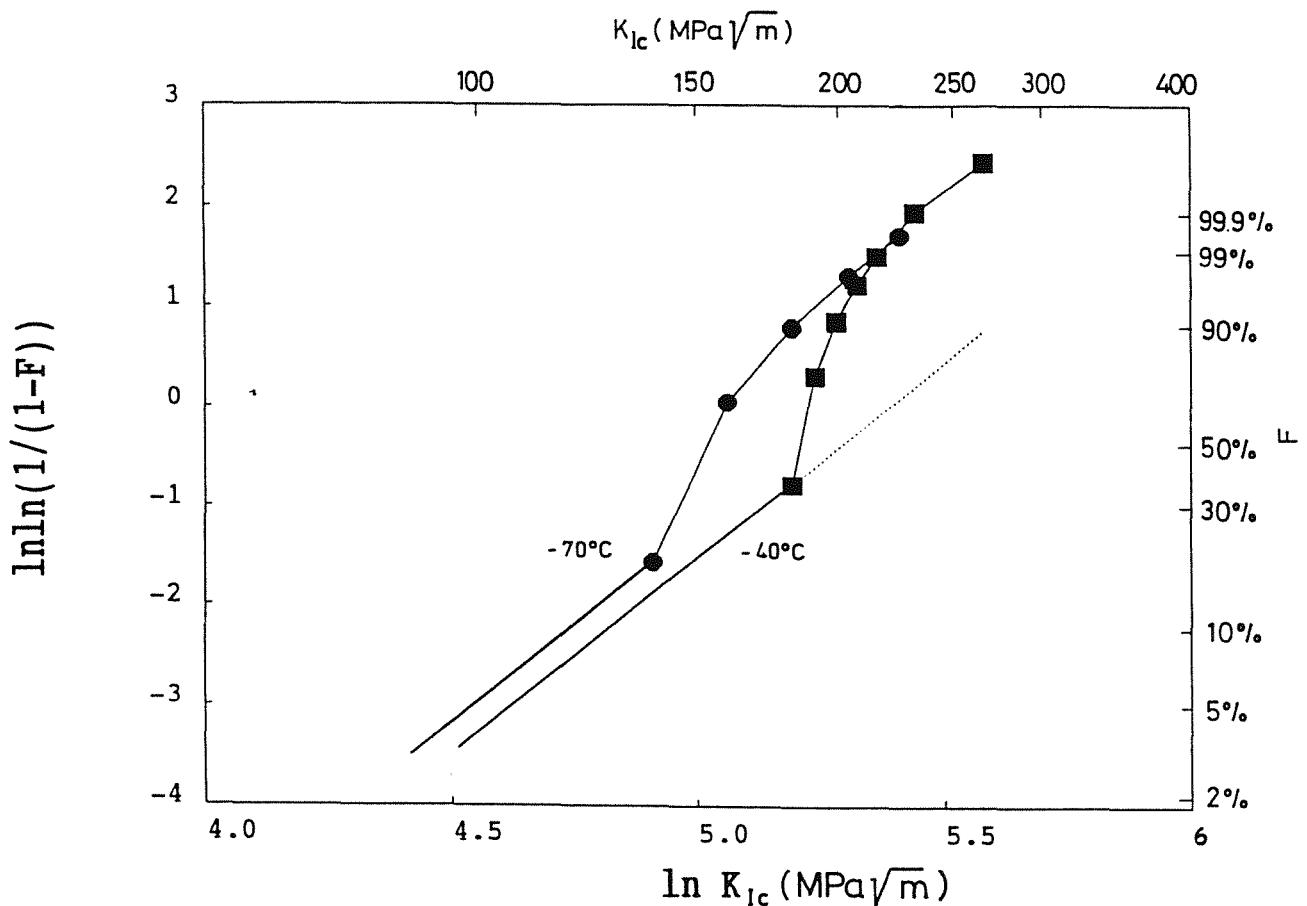


Fig. 6. Predicciones del modelo para -70°C y -40°C, sobre un diagrama de Weibull.

4. DISCUSION Y CONCLUSIONES

Se concluye que la propagación dúctil tiene un efecto muy significativo sobre los valores de la probabilidad de fallo frágil. Aún para pequeñas extensiones de propagación dúctil, el incremento en el volumen muestreado es grande, y esto tiene un efecto muy importante sobre la probabilidad de fallo.

La simplificada cota superior que se presentaba en la anterior colaboración [5], da un valor de probabilidad bastante aceptable, siendo, por tanto, una razonable cota superior.

Los módulos de Weibull que se obtienen experimentalmente para las fracturas por clivaje difieren a menudo del valor teórico de $m=4$. La propagación estable, y el consiguiente efecto de aumento de volumen muestreado puede explicar, al menos en parte, estas discrepancias.

Comparando los resultados experimentales de la Fig. 4 con las predicciones de las Fig. 6, se observan en ambos casos, las diferentes exponentes de Weibull en las fracturas frágiles que se aprecian antes y después de producirse el desgarro dúctil.

El efecto más pronunciado se aprecia al comienzo de la propagación dúctil. Para los desgarros dúctiles se recupera un módulo de Weibull $m=4$, pero en este caso con mayores valores de la probabilidad de fallo frágil.

AGRADECIMIENTOS

El contenido de este artículo es consecuencia de un proyecto de investigación patrocinado por C.E.C.A. (D.G. XII, ECSC "Steel programme", project nº 7210/KA/934-91 - F1.03a). Agradecemos a D^a Segunda Pérez Paz por la realización de los dibujos. Igualmente, uno de los autores (I.O.A.) desea expresar su sincero agradecimiento al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco por la beca que le ha sido concedida.

REFERENCIAS

[1] A. Pineau, "Review of fracture micromechanisms and a local approach to crack resistance in low strength steels" en "Advances in Fracture Research" (Proc. 5th ICF), Vol 1, p. 179, D. Francois, ed., Pergamon Press, Oxford (1981).

- [2] F.M. Beremin. "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel". Metall. Trans. A., 14A, p. 2277 (1983).
- [3] D. Qu, X.W. Wang, C.K. Tsai, "On the Weibull model of cleavage fracture", en "Mechanical Behaviour of Materials - IV", vol. 2, p. 779. J. Carlsson y N.G. Ohlson. eds., Pergamon Press. Oxford (1984).
- [4] K. Wallin. "The scatter in K_{IC} - results". Eng. Fracture Mechanics. 19, p. 1085 (1984).
- [5] I. Ocaña, A. Martín, J. Gil Sevillano, M. Fuentes. "Modelado de la transición dúctil-frágil. Efecto de la propagación estable de la grieta sobre la probabilidad de fallo por clivaje". Anales de Mecánica de la Fractura, 10, pp. 281-285 (1993).
- [6] J. Gil Sevillano, A. Martín Meizoso, M. Fuentes Pérez. "Predicción del factor crítico de intensidad de tensiones para fallo frágil, K_{IC} , en función de la temperatura", Anales de Mecánica de la Fractura, 8, pp. 3-8 (1991).
- [7] C.E.I.T., "Tenacidad de un acero para recipientes de presión (A 533B C.1) en la zona de transición dúctil-frágil. Predicción del límite de propagación estable de la grieta", Informe final. Proyecto CECA nº 7210/KE/931 (F5-5/87), (1991).
- [8] A. Martín Meizoso, R. García Arrizabalaga, J. Gil Sevillano, "A probabilistic model for cleavage fracture of polycrystalline metals containing a dispersion of brittle particles", in "Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures", D. Firrao, ed., EMAS, Londres, Proc. 8th European Conference on Fracture, Vol 1, Turin, (1990) pp. 70-74.

EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA Y ORIENTACION DE LA ENTALLA SOBRE LA TENACIDAD DE UNA CHAPA DE Ti-6Al-4V.

L.M. Plaza, F. Zapirain y A.M. Irisarri.

INASMET

C. Portuetxe, 12. 20009 San Sebastián.

Resumen. Se ha analizado el efecto ejercido por la microestructura y la orientación de las probetas sobre la tenacidad de una chapa de Ti-6Al-4V. La microestructura acicular obtenida por tratamiento en fase beta y enfriamiento al aire posee la máxima tenacidad pero con una pobre ductilidad. La mejor combinación de propiedades de ductilidad y tenacidad se consigue con la microestructura equiaxial obtenida tras tratamiento de recristalización en la región alfa-beta. La presencia de martensita alfa prima producto del enfriamiento en agua no supone ninguna mejora de propiedades respecto a las del material de partida. Por otra parte, contrariamente a otras aleaciones de titanio, las probetas con orientación L-T ofrecen una tenacidad ligeramente mayor que las T-L, comportamiento atribuido al proceso de laminación de la chapa.

Abstract. The effect of microstructure and specimen orientation on fracture toughness of a Ti-6Al-4V plate have been analyzed. Acicular microstructure obtained by beta field treating and air cooling leads to the maximum toughness but with a poor ductility. Best ductility and toughness combination is achieved in the equiaxial microstructure produced by recrystallization annealing in the alpha-beta field. Alpha prime martensite produced by water quenching does not produce the increase of any property in comparison with the as-received material. L-T specimens exhibit a slightly higher toughness than T-L ones, in disagreement with previous results in other titanium alloys, having been attributed to the plate rolling process.

1.- INTRODUCCION

El titanio puro solidifica a 1670°C dando origen a una fase cúbica centrada en el cuerpo, denominada fase beta, la cual a la temperatura de 882°C sufre una transformación alotrópica, convirtiéndose en otra, hexagonal compacta, conocida como alfa [1]. Lógicamente, la adición de elementos de aleación altera la temperatura a la cual se produce esta transformación alotrópica, favoreciendo la estabilidad de la fase alfa hasta temperaturas más altas (elementos alfaógenos), o reduciendo la misma (betaógenos). Así, cuando se añaden de forma conjunta aluminio - elemento alfaógeno - y uno o varios estabilizadores de la fase beta se consigue la coexistencia a temperatura ambiente de ambas fases, constituyendo las denominadas aleaciones alfa-beta [2].

Sin ninguna duda, la aleación Ti-6Al-4V es la más utilizada de este grupo, y de todas las aleaciones de titanio, gracias a las variaciones de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad que se pueden conseguir alterando convenientemente la microestructura del material mediante tratamiento térmico [3].

En las primeras publicaciones sobre este tema se coincidía en señalar que las microestructuras aciculares obtenidas por medio de tratamientos en la región de existencia exclusiva de la fase beta, seguidos de un

enfriamiento lo suficientemente rápido para impedir la transformación de equilibrio beta-alfa, poseían la máxima tenacidad tanto en condiciones estáticas [4,5] como dinámicas [6-8]. Como contrapartida, la ductilidad de las mismas era inferior a la lograda en las muestras con microestructura equiaxial, fruto de tratamientos térmicos en la región de coexistencia de las dos fases y enfriamientos lentos que daban origen a la aparición de microestructuras equiaxiales.

Más recientemente se ha puesto en tela de juicio la validez de una diferenciación tan rotunda entre las microestructuras aciculares y equiaxiales, habiéndose apuntado la existencia de una sensible influencia tanto de la morfología como de la naturaleza de las agujas sobre la tenacidad [3, 9-12], pudiendo ésta llegar a situarse incluso por debajo de la registrada en el material con una microestructura equiaxial. No obstante, un punto en el cual parece existir una absoluta coincidencia es en la menor ductilidad de las microestructuras aciculares.

El tratamiento térmico en la región de coexistencia de las dos fases incrementa la tenacidad de la aleación respecto a la que posee en su estado habitual de recepción -el denominado recocido de laminación-, manteniendo prácticamente inalterables los valores de ductilidad y con una cierta pérdida de resistencia

mecánica. Asimismo, al menos dentro del margen de temperaturas estudiado (915 - 960°C), se observa que se produce una mejora en la tenacidad conforme se incrementan la temperatura y/o el tiempo de tratamiento, habiéndose atribuido a la recristalización de la estructura agria que poseía el material en su estado de recepción [13]. El examen metalográfico de las distintas probetas revela que estos tratamientos térmicos conducen a una microestructura constituida por granos de fase alfa, de configuración prácticamente equiaxial, con fase beta situada en las juntas entre dichos granos, incrementándose la distancia entre estas áreas de fase beta al elevarse la temperatura y el tiempo de tratamiento. Este hecho parece apuntar hacia la existencia de una relación directa entre el espaciado de la fase beta y la tenacidad del material, punto que se ve confirmado al efectuar la representación de un parámetro frente a otro. La figura 1 ofrece dicha gráfica, pudiéndose apreciar la buena correlación existente [14].

Pese a esta relativa abundancia de estudios acerca del comportamiento frente a la fractura de la aleación Ti-6Al-4V, un aspecto que ha merecido muy escasa atención es el análisis del efecto que pudiera ejercer la orientación de las probetas sobre la tenacidad de la aleación. Los autores conocen un único trabajo realizado sobre una chapa gruesa de Ti-6Al-4V en el cual se ha estudiado la direccionalidad de propiedades en probetas extraídas de diferentes zonas de la misma [15]. Sin embargo, no se ha examinado la variación de estas propiedades ni del grado de anisotropía con el tratamiento térmico. Es de lamentar esta ausencia de información sobre este tema, tanto más cuando trabajos previos han señalado una tenacidad mayor en las probetas con orientación T-L frente a las L-T [16-18], en claro desacuerdo con el comportamiento exhibido por la gran mayoría de los materiales. Se ha formulado una explicación al respecto basada en la existencia de una textura basal transversal que se desarrolla en el titanio alfa cuando es sometido a un proceso de deformación unidireccional [16].

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de la variación microestructural, conseguida mediante aplicación de distintos tratamientos térmicos, y de la orientación de las probetas (L-T y T-L) sobre la tenacidad de una chapa de 17mm de aleación Ti-6Al-4V.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

2.1. Material estudiado.

Como se ha señalado en el anterior apartado, el material seleccionado para este estudio consistió en una chapa de 17 mm de la aleación Ti-6Al-4V cuya composición química se incluye en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de la aleación estudiada

Al	V	Fe	C
6.51	4.08	0.16	0.01
O	N	H	Ti
0.19	0.005	0.0016	resto

En el momento de su recepción (E.R) esta chapa se encontraba en el estado de tratamiento habitualmente conocido como recocido de laminación consistente en un breve mantenimiento a 720 °C seguido de un enfriamiento al aire como paso final de su proceso de elaboración. En estas condiciones, las características mecánicas en las direcciones longitudinal y transversal corresponden a las señales en la Tabla 2.

Tabla 2. Características mecánicas de la chapa en su estado de recepción

Orient.	L.E. (MPa)	C.R. (MPa)	Alarg. (%)	Estr. (%)
Long.	967	1043	17	36
Transv.	1010	1085	16	39

El examen metalográfico de las probetas extraídas en las direcciones longitudinal y transversal de la chapa permite observar una estructura fuertemente bandeada (figura 2). El uso de mayores aumentos revela que ésta se halla constituida por granos de fase alfa, de tonalidad clara, con una configuración alargada, y áreas de fase beta, más oscura contorneando los mismos. En el interior de ésta fase beta se puede distinguir la presencia de agujas de fase alfa, tal y como muestra la figura 3. Resulta evidente que la baja temperatura de tratamiento y el corto tiempo de mantenimiento a la misma -50 minutos- no han podido borrar los signos de la deformación sufrida por el material en el curso del proceso de laminación presentando aún un acusado grado de acritud [2].

2.2.- Tratamientos térmicos

Se extrajeron diferentes muestras de ésta chapa que fueron sometidas a diversos tratamientos térmicos en un pequeño horno de mufla de laboratorio. Estos tratamientos se realizaron cuidando que en todo momento existiera una atmósfera de argon en el interior del horno, de tal forma que el material se halle protegido en todo instante de la oxidación.

La Tabla 3 ofrece las referencias con que fueron marcadas las muestras así como el tratamiento térmico suministrado a cada una de ellas.

Tabla 3. Tratamientos térmicos de las diferentes muestras

Ref.	Tratamiento térmico
940/1	Recocido a 940 °C durante 1 hora. Enfriamiento en horno hasta 700 °C; luego al aire.
940/4	Recocido a 940 °C durante 4 horas. Enfriamiento en horno hasta 700 °C; luego al aire.
BA	Recocido a 1040 °C durante 1/2 hora. A continuación tratamiento durante dos horas a 730 °C y enfriamiento al aire.
STA1	Recocido a 960 °C durante 1 hora. Enfriamiento en agua. A continuación tratamiento durante dos horas a 730 °C y enfriamiento al aire.

Los tres primeros tratamientos térmicos son muy similares a aquellos que han ofrecido unas buenas características de tenacidad en estudio efectuado previamente acerca del efecto del tratamiento térmico sobre la tenacidad de una barra de esta misma aleación [11-14]. La razón de haber decidido estudiar el último se halla en la difusión que ha alcanzado para obtener una alta resistencia mecánica con una adecuada ductilidad. La resistencia se puede incrementar aún en mayor medida caso de optar por un tratamiento de envejecimiento a temperaturas más bajas (480-595 °C) pero a costa de una inferior tenacidad [19].

2.3.- Ensayos mecánicos

De cada una de las muestras tratadas se mecanizaron dos probetas de tracción, una con el eje situado en dirección longitudinal de la chapa y la otra perpendicular a ésta, en dirección transversal. Estas probetas se ensayaron a temperatura ambiente determinándose los valores de límite elástico, resistencia a la rotura, alargamiento a la rotura y estricción.

Asimismo, se mecanizó un juego de probetas de doblado en tres puntos correspondientes a la geometría señalada como preferida en la norma BS 5762 [20]. Tres de estas probetas poseen la orientación designada como L-T en tanto que otras corresponden a la T-L. Se generó una grieta de fatiga en el fondo de la entalla mecanizada por medio de una aplicación de una carga sinusoidal, reduciendo el valor de ésta carga conforme la grieta se aproxima a la longitud deseada. Si bien en un futuro próximo se prevé analizar el posible efecto de la temperatura de ensayo sobre la tenacidad [21] en el trabajo presente todos los ensayos se han realizado a temperatura ambiente.

2.4.- Estudio metalográfico

La caracterización metalográfica del material en los diversos estados de tratamiento se efectuó sobre probetas extraídas en la dirección longitudinal y transversal de la chapa. La mayor parte de este estudio se llevó a cabo utilizando microscopía óptica, acudiendo puntualmente a microscopía electrónica de barrido y al equipo de microanálisis para aclarar algunas dudas que pudieran haber surgido en el curso de la observación metalográfica.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

La Tabla 4 ofrece los resultados obtenidos en los ensayos de tracción de las probetas correspondientes a los diferentes estados de tratamiento y orientaciones.

El análisis de estos datos, y la comparación con las propiedades del material de partida recogidas en la Tabla 2, pone de manifiesto algunos puntos dignos de ser comentados. En primer lugar, una vez más, el tratamiento en fase beta que produce una microestructura acicular (figura 4) conduce a una considerable merma en la ductilidad (valores de alargamiento a la rotura y estricción) sin obtener a cambio ninguna ventaja de resistencia. Como se comentará posteriormente, la única justificación para un tratamiento de este tipo se halla en el aumento de tenacidad que produce. Los tratamientos en la región alfa-beta seguidos de enfriamiento lento en horno (940/1 y 940/4) producen una cierta disminución en la resistencia mecánica respecto a material de partida así como una ligera pérdida de ductilidad. La única

excepción en este último punto la constituyen los valores de estricción, tanto en la probeta L-T como en la T-L no sólo frente a los del estado de recepción sino incluso en comparación con los registrados en la probeta tratada en las mismas condiciones pero que tan sólo ha permanecido una hora a temperatura de tratamiento (940/1). La observación de las figuras 5 y 6 pone de manifiesto que la diferencia entre ambas nuestras se reduce a una configuración más equiaxial de los granos de fase alfa, y sobre todo, una menor presencia de restos de agujas de ésta fase en las áreas de la fase beta en el material tratado durante más tiempo. No obstante, parece sumamente arriesgado intentar establecer ningún tipo de conclusión con un volumen tan reducido de datos, siendo necesario disponer de un mayor número de resultados y efectuar un examen fractográfico de las probetas antes de avanzar en este sentido.

Tabla 4. Caracterización mecánica de las diferentes probetas.

Refer.	Orien	L.E. (MPa)	C.R. (MPa)	Alarg. (%)	Estr. (%)
940/1	Long.	895	979	15.4	38.5
940/1	Trans.	892	988	15.8	43.3
940/4	Long	894	1022	15.3	27.5
940/4	Trans	898	1022	15.7	25.5
BA	Long	930	1018	8.3	7.8
BA	Trans	908	1023	8.3	8.8
STA1	Long	950	1069	14.3	39.8
STA1	Trans	966	1078	15.1	38.8

Finalmente, la muestra STA1 posee la máxima resistencia entre todas las tratadas, pero se sitúa a niveles ligeramente inferiores a los del material de partida. Por su parte, el examen en el microscopio óptico de las probetas correspondientes revela que ésta se halla constituida por granos de fase alfa de tonalidad clara rodeados por un mayor porcentaje de una microestructura acicular fruto de la transformación de la fase beta existente a la temperatura de la fase de tratamiento en el curso del rápido enfriamiento posterior en agua (figura 7). El examen a mayores aumentos, y el empleo del microscopio electrónico de barrido, permiten

identificar las agujas largas, finas y rectas existentes en esta zona como martensita alfa prima. Anteriores estudios señalaban un fuerte incremento de la resistencia mecánica por la aparición de esta fase con fuertes pérdidas en la ductilidad y tenacidad [11,12]. En el presente caso la disminución de ductilidad es muy ligera y no se observa ningún aumento de resistencia respecto al material de partida. Este comportamiento puede atribuirse a la existencia de una cierta fracción de granos equiaxiales de fase alfa que atenuan el efecto endurecedor y fragilizante de la martensita alfa prima.

La figura 8 muestra los valores promedio de los ensayos de cada juego de probetas COD en función de la orientación y el estado de tratamiento de las mismas. La máxima tenacidad, con gran diferencia, se consigue con la microestructura acicular obtenida tras el tratamiento en fase beta. El tratamiento en la región alfa-beta durante un corto período, seguido de enfriamiento lento apenas arroja ningún incremento de tenacidad respecto al material de partida. La razón se halla, probablemente, en el hecho de que este tratamiento ha sido insuficiente para conseguir la recristalización de la microestructura agria original, tal y como evidencian los restos de microestructura acicular de fase alfa aún presentes. El aumento del tiempo de tratamiento a 940°C sí produce una recristalización más completa, lo cual se traduce en una apreciable mejora en los valores del parámetro COD obtenidos. El tratamiento en la región alfa-beta con enfriamiento rápido no aporta ninguna variación en los niveles de tenacidad, lo cual, unido a los datos registrados en el ensayo de tracción permiten dudar seriamente acerca del interés del mismo. No obstante, es necesario analizar el efecto que variaciones en las temperaturas o tiempos de tratamiento producen antes de poder llegar a una conclusión medianamente definitiva al respecto.

La comparación de los valores registrados en las probetas en cada una de las dos orientaciones analizadas permite constatar algunos aspectos interesantes. En su estado de recepción, o en la muestra de referencia 940/1, en que el tratamiento suministrado ha sido insuficiente para lograr la recristalización de la microestructura de laminación en caliente de la chapa, la tenacidad medida en las probetas L-T supera ligeramente a las T-L, en claro contraste con la tendencia exhibida por otras aleaciones de titanio [16, 18]. Sin embargo, la razón más probable no se halla en un comportamiento anómalo de esta aleación frente a las anteriores, sino en las diferencias en el proceso de conformado entre unas y otras chapas. Cuando el tratamiento de recristalización es más prolongado o en las muestras tratadas en la región beta, los valores obtenidos en ambas orientaciones son prácticamente coincidentes. No obstante, es preciso disponer de un mayor número de datos antes de poder confirmar esta observación como una regla general. Otro tanto se debe mencionar en las muestras de referencia

STA 1 donde no solo se alcanza el equilibrio sino que el resultado obtenido en las probetas T-L supera al de las L-T.

4. CONCLUSIONES

- a) El tratamiento en fase beta seguido de enfriamiento al aire es el que ofrece, con amplia diferencia, la máxima tenacidad entre todas las estudiadas. Asimismo, este tratamiento proporciona al material una elevada resistencia mecánica pero con la contrapartida de una pobre ductilidad.
- b) La mejor combinación de propiedades de ductilidad y tenacidad se consigue mediante tratamiento en la región alfa-beta con enfriamiento lento, capaz de producir la recristalización de la microestructura original.
- c) El tratamiento en esta misma región con enfriamiento en agua no aporta ninguna ventaja respecto a las propiedades del material de partida. Por este motivo, en principio, no parece recomendable su aplicación, aunque es preciso examinar la influencia ejercida por variaciones en la temperatura y/o el tiempo de tratamiento sobre dichas propiedades antes de rechazarlo definitivamente.
- d) En su estado inicial - recocido de laminación- el material posee una mayor tenacidad en la orientación L-T frente a la T-L, habiéndose atribuido a las condiciones de conformado y no a un comportamiento general de esta aleación.
- e) La aplicación de los tratamientos térmicos parece alterar esta tendencia, si bien, se necesita un mayor volumen de datos antes de poder llegar a algún tipo de conclusión al respecto.

5. AGRADECIMIENTO

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda prestada al proyecto MAT 92-0078 del cual se ha extraído el presente trabajo, así como el apoyo ofrecido por el Gobierno Vasco al mismo. Asimismo, se debe destacar la importante contribución de J. M^a. Macarro en la preparación de esta documentación.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] J.L. Murray y H.A. Wriedf. Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys. Ed. J.L. Murray. A.S.M. Metals Park Ohio 1987: 2-5.
- [2] A.M. Irisarri. Metalurgia del Titanio y sus Aleaciones. Inasmet. 1992.
- [3] M. Niinomi y T. Kobayashi. Mater. Sci. Eng. Vol 10. 1988: 45-55.
- [4] R. I. Jaffee. Critical Review. Metallurgical Synthesis Titanium Science and Technology. Vol 3. Plenum Press. Nueva York. 1973: 1665-1693.
- [5] D.H. Rogers. The Effect of Microstructure and Composition on the Fracture Toughness of Titanium Alloys. Ibid. 1719-1730.
- [6] W. Gerberich y G. S. Baker. Toughness of Two Phase 6Al-4V Titanium Microstructure. Applications Related Phenomena in Titanium Alloys. ASTM STP 432. 1968: 80-99.
- [7] S. R. Seagle y L. J. Bartlo. Met Eng. Q. Vol 8. 1968: 23-32.
- [8] M. A. Greenfield y H. Margolin. Met. Trans. Vol 2. Nº 3. 1971: 841-847.
- [9] Wang Jing You, Cao Chun Xiao y Shen Gu Quin. Effect of Transformed Beta Morphology and Other Structural Features on Mechanical Properties in Ti-6Al-4V Alloy. Titanium 80 Science and Technology TMS- AIME. 1980: 1163-1174.
- [10] A.Gysler y G. Luetjering. Effect of Microstructure on fracture Toughness of Ti-6Al-4V. Fifth International Conference on Titanium. Munich Sept. 1984.
- [11] I. Azkrate, A. Gil Negrete y A.M. Irisarri. Revista de Metalurgia. Vol 24, Nº 24. 1988: 372-378.
- [12] L.M. Plaza, A. Gil Negrete y A.M. Irisarri. Mejora de las Propiedades de Dos Aleaciones de Titanio Mediante Tratamiento Térmico. Tercer Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos. Madrid. Nov. 1988.
- [13] A.M. Irisarri, L.M. Plaza y A. Gil Negrete. Titanium and Aluminium. IITT International. 1990: 177-182.
- [14] L.M. Plaza, A.M. Irisarri y A. Gil Negrete. Scripta Met. Vol 24, Nº 9, 1990: 1765-1769.
- [15] W.J. Oberparleiter y H. Zeitner. Fifth International Conference on Titanium. Munich. Sept. 1984.
- [16] R. W. Schutz y J. A. Hall. Optimization of Mechanical and Corrosion Properties of Ti Code 12 Plate and Sheet. Part II Termomechanical

Processing Effects Sand. 87-7171. 1987.

- [17] H.W. Rosenberg, J.C. Chesnutt y H. Margolin. Fracture Properties of Titanium Alloys. Application of Fracture Mechanics for Selection of Metallic Structural Materials. A.S.M. Metals Park. Ohio, 1982: 213-252.
- [18] A.M. Irisarri, H. Huré, A. Rekondo y L.M. Plaza. Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 8, 1991: 27-31.
- [19] Metals Handbook. Ninth Edition, vol 4, " Heat Treating". A.S.M. Metals Park. Ohio, 1981: 763-774.
- [20] B.S. 5762. Methods for Crack Opening Displacement Testing. British Standard Institute. Londres 1979.
- [21] INASMET. Estudio del Comportamiento de Aleaciones de Titanio y sus Uniones Soldadas (Investigación en curso).

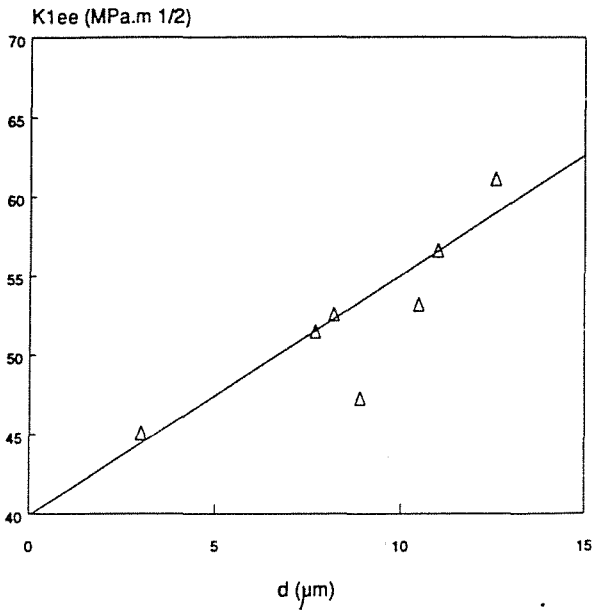


Figura 1: Relación entre el camino libre de fase beta y la tenacidad [14]

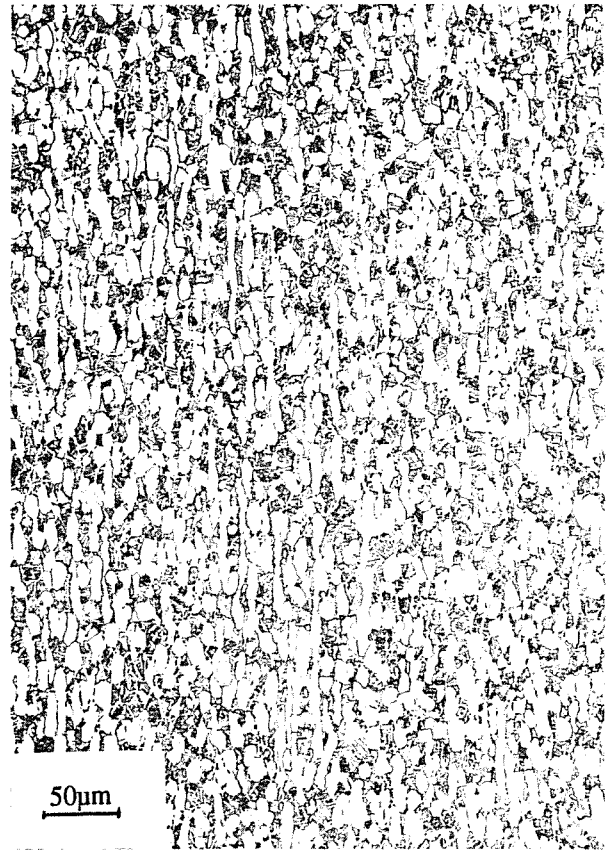


Figura 3: Detalle a mayores aumentos

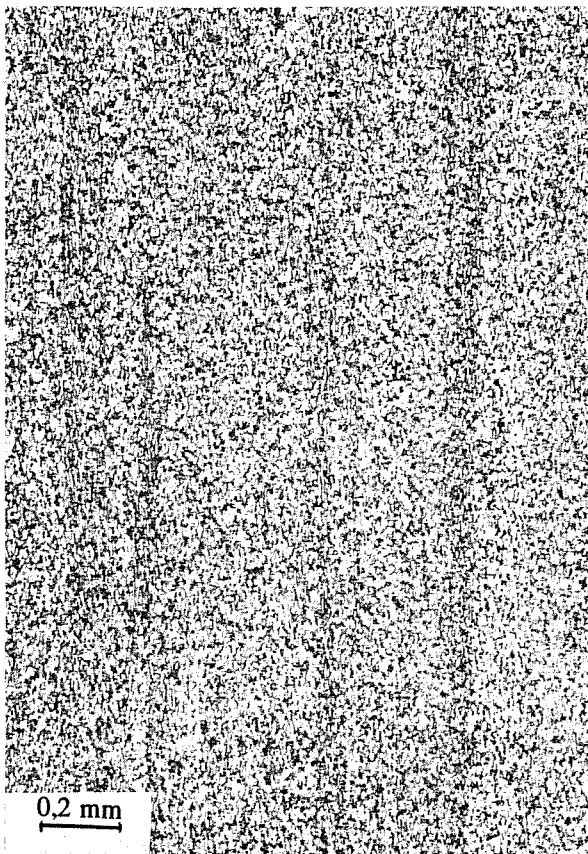


Figura 2: Microestructura material ER

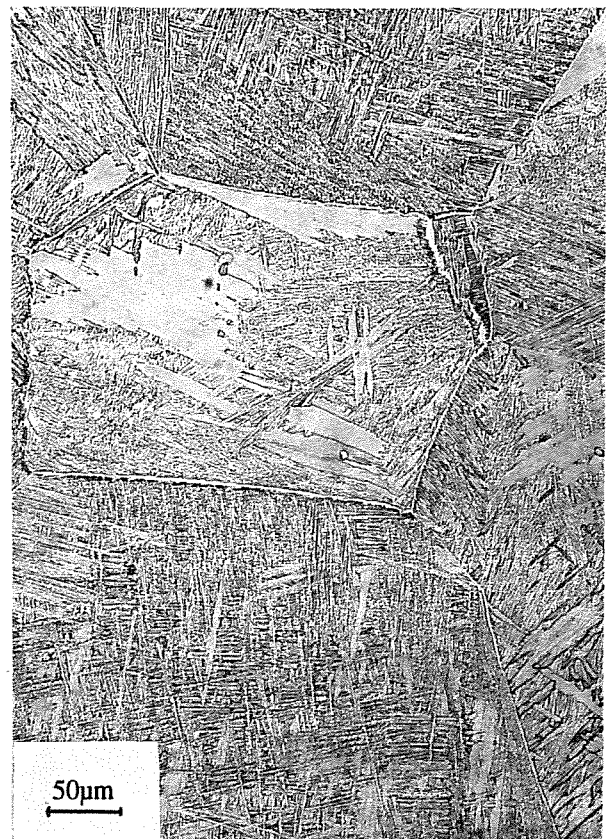


Figura 4: Microestructura probeta BA

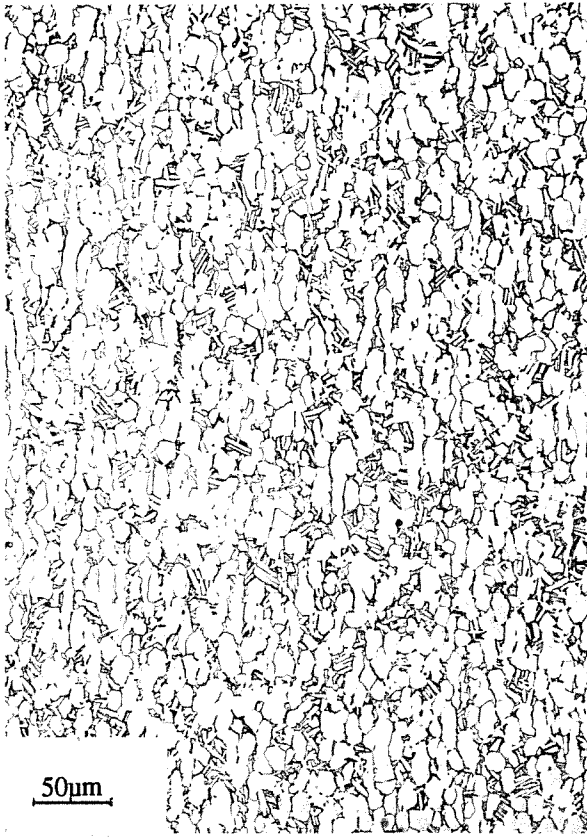


Figura 5: Microestructura probeta 940/1



Figura 7: Microestructura probeta STA1

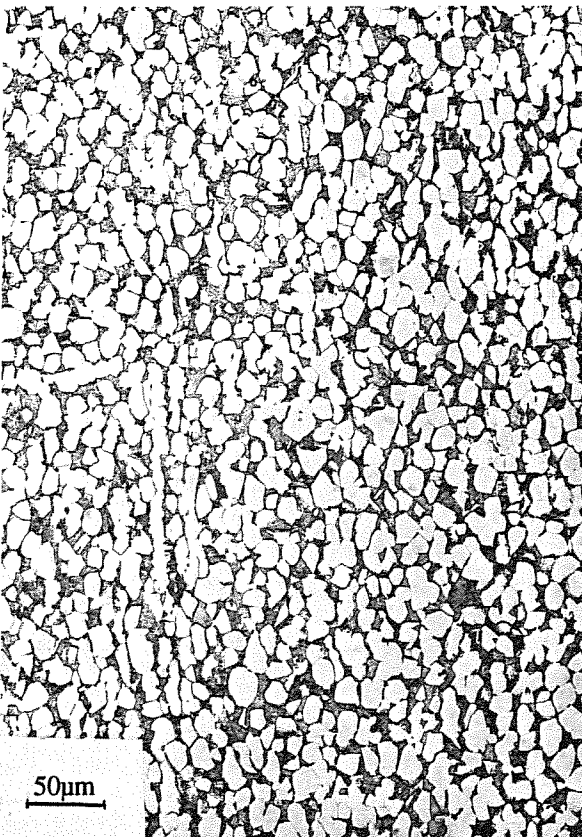


Figura 6: Microestructura probeta 940/4

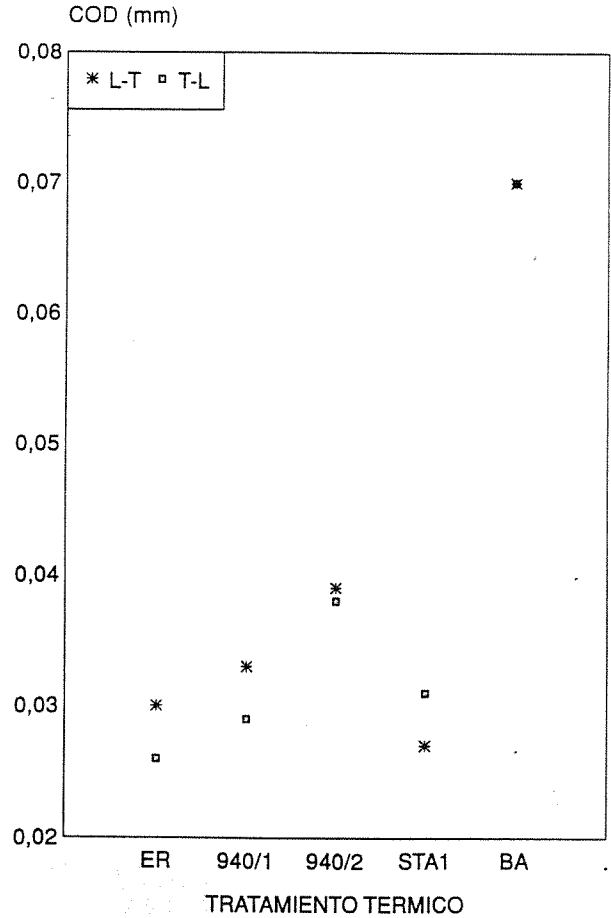


Figura 8: Valores promedio COD en los distintos estados de tratamiento

FENÓMENOS DE ADHESIÓN Y AGRIETAMIENTO DURANTE LA CONSOLIDACIÓN DE POLVO DE ALUMINIO ALEADO MECÁNICAMENTE

J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y E.J. Herrera

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales,
E.T.S. de Ingenieros Industriales de la Universidad de Sevilla,
Avda. Reina Mercedes, s/nº, 41012 SEVILLA.

Resumen. La consolidación de polvos de aluminio aleado mecánicamente se realiza frecuentemente por métodos de deformación en caliente, principalmente por extrusión. La presencia de capas superficiales de óxidos e hidróxidos se opone a la adhesión entre las partículas. En nuestro laboratorio se está investigando una nueva vía de consolidación mediante un doble ciclo de prensado en frío y sinterización. En el presente trabajo se describen algunos problemas surgidos durante dicho procesado, en lo referente a la aparición de grietas y ampollas en los compactos y al grado de adhesión entre las partículas de polvo. En base a los resultados de estudios fractográficos, de propiedades mecánicas y otros, se han tratado de interpretar y superar estas dificultades.

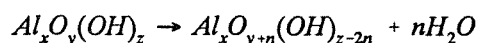
Abstract. Consolidation of mechanically alloyed (MA) aluminium powder is often carried out by hot working, usually hot extrusion. Oxide and hydroxide layers cover the surfaces of MA particles, opposing to particle adhesion. A new processing route, consisting of a double cycle of cold pressing and vacuum sintering, is under investigation in our laboratory. In the present work some problems encountered in the process development are described. They are concerned with the degree of adhesion between powder particles, and the cracking and blistering of compacts. Mechanical testing, fractographic observations and other experimental studies have helped to interpret and overcome these difficulties.

1. INTRODUCCIÓN

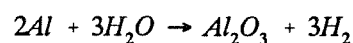
La obtención por aleado mecánico de aleaciones, inicialmente aplicada a aleaciones de alta temperatura, comenzó hacia finales de la década de los 60. Benjamin [1] y otros [2] han descrito las características generales del aleado mecánico y sus mecanismos. El aleado mecánico produce polvos metálicos de una gran dureza y homogeneidad. La técnica se basa en la molienda de polvos en un molino de alta energía, frecuentemente un molino tipo attritor [3].

En el caso del aluminio aleado mecánicamente, el polvo se carga en la vasija del molino junto con un agente controlador del proceso (A.C.P.), cuya principal misión es moderar la tendencia del aluminio a la soldadura en frío, es decir, controlar el proceso de fractura-soldadura durante la molienda. Por reacción del oxígeno atmosférico y del A.C.P. -en general, un compuesto orgánico- con el polvo de aluminio se producen finísimos dispersoides (Al_2O_3 , Al_4C_3) que se introducen en la matriz metálica durante la molienda y el tratamiento térmico (desgasificado), que sigue.

La finalidad del tratamiento de desgasificación, que suele realizarse en vacío, a una temperatura de unos 500°C, es la eliminación de gases indeseables que se forman durante el proceso de sinterización. Estos gases pueden proceder del A.C.P. ocluido en el polvo y, especialmente, de los gases, incluida la humedad, adsorbidos sobre las partículas de polvo o incluso en su interior. El óxido formado sobre las partículas de aluminio, por debajo de 450-500°C, es amorfo [4] y suele contener algunos iones hidroxilos. A mayores temperaturas, el agua se desprende según la reacción:



Este agua reacciona de nuevo con el aluminio, liberando hidrógeno:



El tratamiento de desgasificación, además de eliminar estos gases, convierte la alúmina amorfa en óxido

cristalino ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$), elimina, por descomposición, los restos de A.C.P. y completa la homogeneización de la matriz y las reacciones de formación de los dispersoides [2, 4-6].

La presencia de capas de óxidos e hidróxidos sobre las partículas de aluminio origina complicados problemas en el proceso de consolidación de los polvos. Para conseguir suficiente contacto entre las partículas metálicas propiamente dichas es necesario romper las capas de óxido. Esto requiere un alto grado de deformación; por ello, en la consolidación suele existir una etapa de deformación en caliente, en general una extrusión, como parte del procesado global. Diversos investigadores [7-9] han estudiado el procesado pulvimetalúrgico del aluminio aleado mecánicamente según las directrices expuestas. Los resultados han dado lugar al registro de patentes [10] y a la comercialización de un material denominado DISPAL[®].

Los autores están desarrollando un procedimiento alternativo para el procesado del aluminio aleado mecánicamente. El procesado, similar al utilizado corrientemente en la industria pulvimetalúrgica, elimina la necesidad de una extrusión o deformación en caliente. Las etapas tradicionales de prensado mecánico en frío y sinterización se modifican, en el sentido de utilizar presiones y temperaturas superiores a las empleadas en la fabricación pulvimetalúrgica del aluminio convencional, introduciendo, al mismo tiempo, un ciclo doble de prensado y sinterización.

En este trabajo se presentan resultados que ponen de manifiesto que, utilizando este nuevo procesado, es posible lograr una adhesión apreciable entre las partículas metálicas. También se describen algunos problemas de agrietamiento y ampollamiento de los compactos surgidos durante la consolidación. Se han tratado de interpretar y superar estas dificultades.

2. MATERIALES

Se ha empleado polvo de aluminio de pureza comercial, fabricado por I.J.F.E.S.A., de Madrid. La pureza nominal del Al es superior al 99,5%. Se ha determinado la presencia de Fe (0,30%), Cu (0,047%), Zn (0,032%), Si (0,014%), así como de Mg y Mn, aunque en cantidades menores. El tamaño medio de partícula es de 52 μm . La microdureza HV0.02 es de 20.

Como A.C.P. se ha utilizado la Cera Micropolvo C PM, de Hoechst, cuya composición corresponde al etilen bis-esteárol-amida [$\text{H}_{35}\text{C}_{17}\text{CONHC}_2\text{H}_4\text{NHCOC}_{17}\text{H}_{35}$]. Este misma cera se ha utilizado como lubricante de las paredes de las matrices de prensado.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los polvos en estado de recepción se sometieron a molienda en el attritor, con adición de un 1,5% de A.C.P., durante 10 h. El polvo, así aleado mecánicamente, Al(AM), tiene una microdureza HV0.02 igual a 127, es decir, más de seis veces superior a la que tenía en estado de recepción (HV0.02 = 20). Asimismo, el tamaño medio de partícula aumenta notablemente pasando a ser de 97 μm .

El tratamiento térmico del polvo (desgasificado) se realizó en vacío a 500°C durante 2 horas. El polvo desgasificado tiene una microdureza de HV_{0.02} = 138, que es ligeramente superior a la del polvo Al(AM).

A lo largo de las experiencias se prepararon tres tipos de compactos, a saber, cilíndricos, paralelepípedicos y en forma de probeta de tracción plana. En la Fig.1 se presentan los esquemas de las mismas con sus dimensiones. En lo relativo a las condiciones de procesado, utilizando un doble ciclo de prensado y sinterización, se realizaron experiencias con presiones de compactación, P, comprendidas entre 435 y 1300 MPa, y temperaturas de sinterización, S -para un tiempo neto de sinterización de 1 h- comprendidas entre 575 y 650°C [11]. Dado que el segundo prensado (reprensado) se realiza sobre una probeta prensada y sinterizada, que tiene un diámetro mayor del nominal de la matriz, debido a la expansión que sufre durante el procesado anterior, no es posible llevar a cabo este reprensado en la misma matriz que en el primer prensado. Por ello, o bien se han de utilizar matrices con un diámetro ligeramente superior, del orden del 1.5%, o proceder a rebajar el exceso de dimensiones por un proceso mecánico de mecanizado o abrasión. Ambos procedimientos se han utilizado en este trabajo. Las sinterizaciones se llevaron a cabo en vacío (5 Pa) en

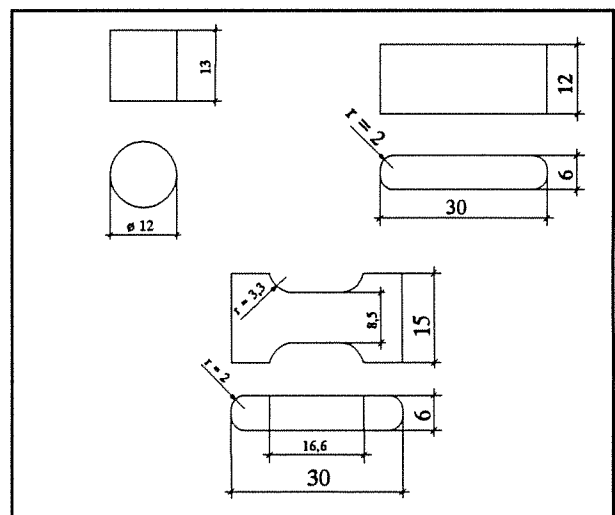
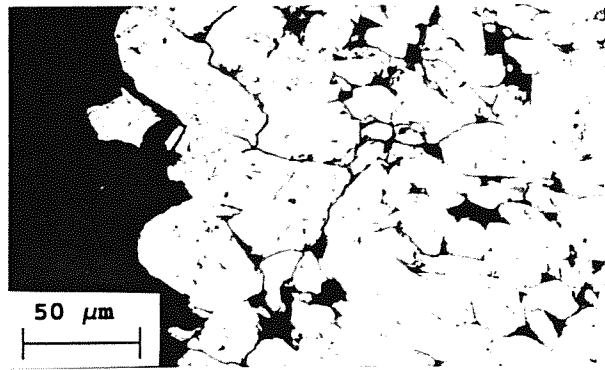
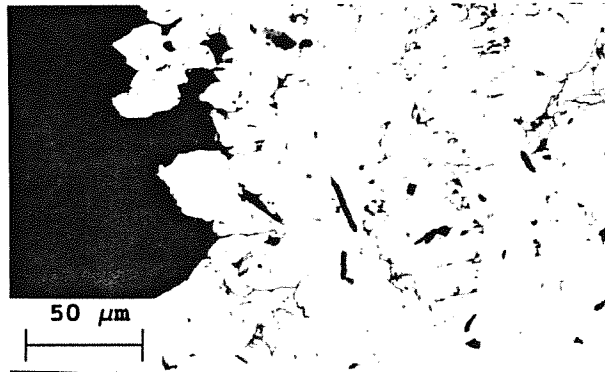


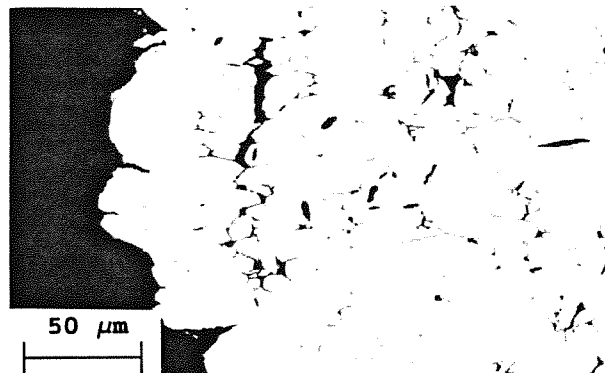
Fig. 1. Esquema de las probetas utilizadas en la investigación.



(a)



(b)

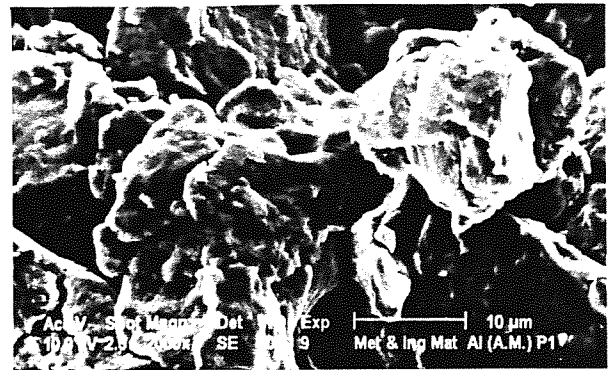


(c)



(d)

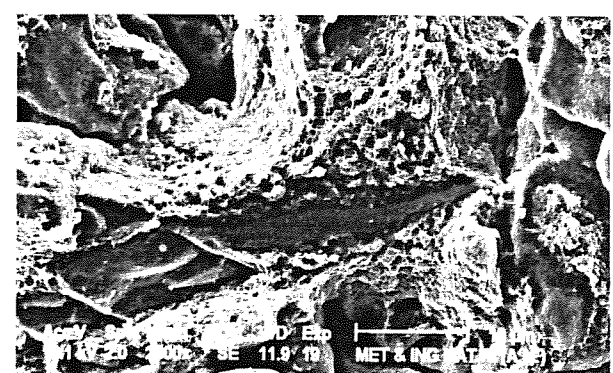
Fig. 2. Microestructura de probetas ensayadas a flexión tras: (a) prensado P1, (b) sinterización S1, (c) reprensado P2, y (d) segunda sinterización S2.



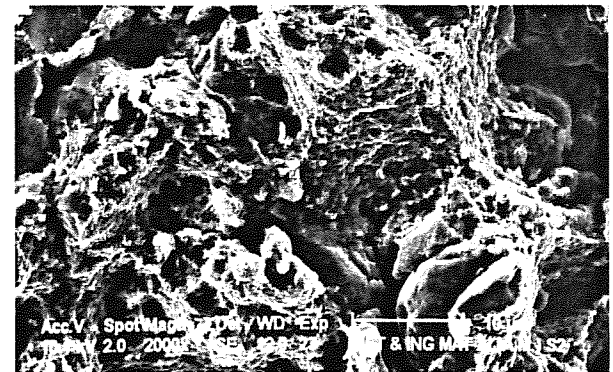
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 3. Fractografía SEM de roturas por flexión en muestras tras: (a) prensado P1, (b) sinterización S1, (c) reprensado P2 y (d) sinterización S2.

un horno de tubo convenientemente calibrado. El control del horno se realizó mediante un dispositivo de tiristores conectado a un termpar situado junto a la carga.

Después de cada etapa del procesado se determinaron la densidad relativa, dureza, aspectos estructurales, etc. En ciertas experiencias se midieron, además, la dureza en caliente, la resistencia a la tracción y a la flexión -por el método de los tres puntos-, y se estudiaron las superficies de fractura por microscopía electrónica de barrido.

Los mejores resultados se consiguieron con un procesado en las siguientes condiciones: P1=850 MPa, S1=650 °C, P2=1300 MPa y S2=650 °C.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Adhesión

MICROESTRUCTURA

La microestructura básica de las muestras estudiadas consta, como mínimo, de una matriz de aluminio, porosidad y óxidos/hidróxidos y otros compuestos procedentes de los límites entre las partículas originales. En algunas muestras procesadas aparece, además, un compuesto intermetálico de hierro-aluminio.

La evolución microestructural puede seguirse en las Figs. 2a a 2d, correspondientes a las diferentes etapas del procesado, P1, S1, P2 y S2, respectivamente. Las microestructuras mostradas corresponden a secciones de probetas, procesadas en las condiciones óptimas, ensayadas a flexión. En todas ellas puede distinguirse la rotura producida hacia la izquierda de la figura.

Como efecto de la primera sinterización, S1, se reducen los límites o fronteras que marcan la individualidad de las partículas, por incremento del contacto metal-metal (Fig.2b vs. Fig.2a). Por tanto, la primera sinterización debe producir ya un aumento de la adhesión. Atendiendo a la superficie de fractura, en la muestra simplemente prensada (Fig.2a) tiene lugar la separación o desgajamiento de partículas completas, lo que se aprecia en mucho menor grado tras la sinterización S1 (Fig.2b). El calentamiento a 650 °C durante dicha etapa produce, por otra parte, el crecimiento del compuesto intermetálico Fe₃Al, que aparece en forma de agujas.

El segundo prensado, P2, no produce variación apreciable en la presencia de capas de óxidos interpartículas, lo que era de esperar. No obstante, la fractura (Fig.2c) parece originarse por arrancamiento de aglomerados de partículas. Además, se detectan señales de la existencia de un cierto grado de deformación plástica en el borde de la fractura. Ello supone una

mejora relativa de la adhesión observada en las etapas anteriores, P1 y S1, donde las partículas se desprenden individualmente, sin evidencia de deformación plástica.

La Fig. 2d, relativa a la segunda sinterización, S2, muestra una desaparición más evidente de las fronteras entre partículas. En el borde de fractura se aprecian signos de deformación plástica. La adhesión, por tanto, se ha mejorado sustancialmente en esta etapa. El intermetálico Fe₃Al experimenta un acusado crecimiento.

MICROFRACTOGRAFÍA

La rotura de los compactos obtenidos en la primera compactación, P1, tiene lugar por las zonas limítrofes de las partículas (Fig.3a). No se aprecian signos de adhesión o soldadura en la superficie de fractura. De acuerdo con la microestructura correspondiente (Fig.2a), las capas de óxidos superficiales, casi continuas, previenen el contacto metálico y son responsables de la baja adhesión observada.

La rotura de las muestras sinterizadas, S1, sigue siendo en gran parte interparticular (Fig.3b). Existe, no obstante, deformación plástica (dimples) limitada a zonas concretas de la superficie de las partículas. Esta mejora de la adhesión está relacionada con la clara aparición de contactos metal-metal, y la consiguiente desaparición de la individualidad de las partículas (Fig.2b). El compuesto intermetálico acicular Fe₃Al es también visible en la fractura.

El grado de rotura transparticular se incrementa en las etapas siguientes, P2 y S2 (Figs.3c y 3d). De acuerdo con las observaciones microestructurales realizadas, en la estructura final la rotura progresa de forma dúctil a través de las partículas. El impedimento a la adhesión que suponen las capas superficiales formadas durante el aleado mecánico ha sido superado. La rotura tiene lugar con formación de cúpulas (dimples) como se aprecia con mayor detalle en la Fig. 4.

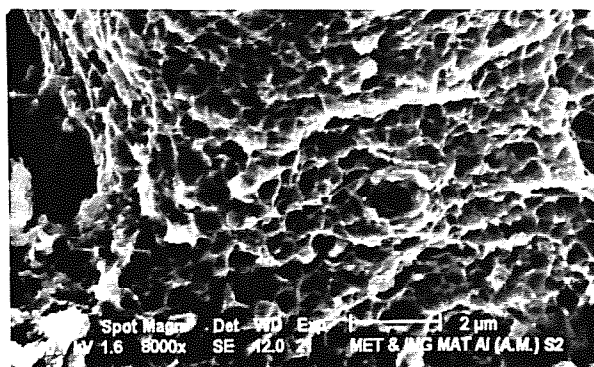


Fig. 4. Fractografía SEM de una muestra correctamente procesada, mostrando buena adhesión. Rotura por coalescencia de microporos.

PROPIEDADES MECÁNICAS

El grado de adhesión conseguido en las distintas etapas del procesado, en condiciones óptimas (Figs.2 y 3), se traduce en una mejora de la densidad y de las propiedades mecánicas de los compactos.

La resistencia a la flexión y la densidad relativa de las probetas, en cada una de las etapas del procesado, se representa en la Fig. 5. La densidad de las muestras mejora en las distintas etapas del procesado, alcanzándose una densidad relativa del 99,7% tras la segunda sinterización. El aumento más notable tiene lugar con el segundo prensado P2. Mayores densidades se corresponden con un mayor número de contactos entre las partículas, lo que, unido a la interdifusión durante la sinterización, mejora la adhesión. El incremento de resistencia es mayor con la primera sinterización. De forma moderada y progresiva esta mejora continúa en las etapas siguientes. El aumento de resistencia está relacionado, por supuesto, con el incremento del grado de adhesión entre las partículas, de acuerdo con los aspectos estructurales desarrollados en párrafos anteriores e ilustrados en las Figs. 2 y 3.

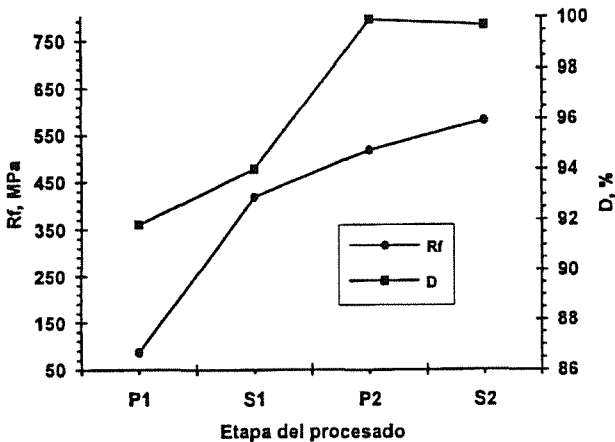


Fig. 5. Densidad relativa y resistencia a la flexión de los compactos en las distintas etapas del procesado óptimo.

A lo largo del desarrollo del proceso se ha podido observar que un incremento de ambas presiones de compactación conlleva un aumento de la resistencia a la flexión y de la densidad, aunque esta última en menor medida (Fig.6). Esto está motivado, como ya se ha indicado, por el mayor grado de contacto entre las partículas metálicas promovido por la presión. Sin embargo, debe considerarse también el importante papel desempeñado por la temperatura de sinterización. En las condiciones de procesado, relativas a la Fig. 6, las temperaturas de sinterización -600 y 575 °C, respectivamente- son menores que las encontradas como óptimas (650 °C). En muestras procesadas en las condiciones anteriores, el valor de la primera presión

de compactación juega un papel notable en la determinación del valor de la resistencia a la flexión final conseguida. Sin embargo, en las condiciones de procesado óptimas, la magnitud de la primera presión no es tan relevante. Así, compactos preparados con un P1=1000 MPa tienen prácticamente la misma resistencia a la flexión (Rf=580 MPa) y la misma densidad relativa final (D=99,7%) que los preparados con P1=850 MPa. Al conseguir los mismos resultados con estas dos presiones, sería preferible utilizar la más pequeña. Esta elección está además justificada para evitar la aparición de grietas en los compactos, como se describe en el apartado siguiente.

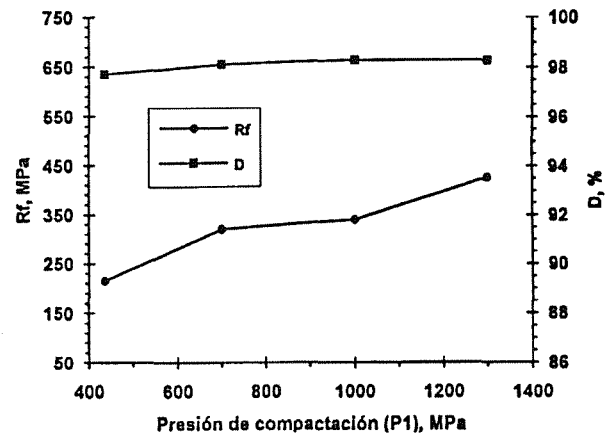


Fig. 6. Densidad relativa y resistencia a la flexión, en función de la presión de compactación P1, tras el procesado: P1=P1, S1=600 °C, P2=1300 MPa y S2=575 °C.

4.2. Agrietamientos y ampollamientos

En las experiencias realizadas utilizando una primera presión de compactación de P1=1300 MPa, se observó, al final del ciclo, que algunos compactos, en forma de probeta de tracción, presentaban grietas longitudinales en los extremos (Fig.7). Tras examinar con lupa los compactos, después de cada etapa de procesado, se detectó que la grieta aparece después de la primera etapa del procesado, es decir, tras el primer prensado. Este agrietamiento puede atribuirse al efecto de expansión elástica que ocurre a la salida de la matriz, unido a la baja resistencia en verde que poseen los compactos simplemente prensados. Se han determinado valores de expansión elástica del 0,5% y aún mayores, en las muestras prensadas a elevada presión, P1=1300 MPa. La presencia de grietas está, además, relacionada con la forma de la probetas, es decir, con la distribución de tensiones residuales de compactación. Así, las probetas cilíndricas sólo presentan agrietamiento, en raros casos, con presiones de compactación de 1300 MPa (Fig.8). Asimismo, se ha comprobado que la preparación de compactos paralelepípedicos exentos de grietas exige la utilización de presiones iguales o

inferiores a 1000 MPa. Por último, en las probetas de tracción, preparadas con punzones "ad hoc", usando la matriz de compactos paralelepípedicos, no desaparecen los agrietamientos aún con presiones de 1000 MPa. El fenómeno no se presenta al comprimir en el primer prensado a presiones de 850 MPa o inferiores. El agrietamiento en este caso está relacionado con el diseño de la probeta de tracción y el modo de aplicación de la presión. En efecto, la forma de la probeta de tracción conseguida, en este caso, por un punzón de perfil apropiado, y no por la forma de la matriz, origina una falta de uniformidad en las presiones alcanzadas en los distintos puntos del interior del compacto al ser comprimido, lo cual ayuda, a su vez, al fenómeno de agrietamiento (Fig. 7).

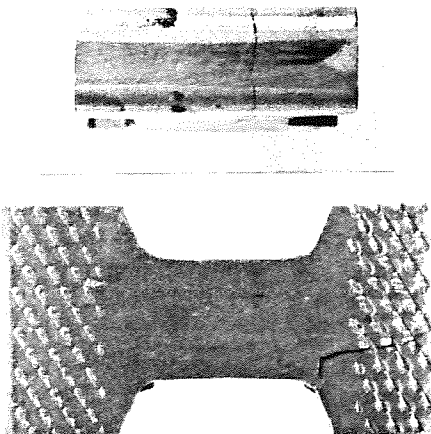


Fig. 7. Agrietamientos en probetas para ensayo de tracción procesadas con $P_1 = 1300$ MPa.



Fig. 8. Agrietamiento en una probeta cilíndrica comprimida a 1300 MPa.

Como solución al problema del agrietamiento se han planteado y adoptado, en su caso, diversas alternativas, a saber, (a) disminuir la presión del primer prensado, siempre que no se alteren significativamente las propiedades mecánicas finales, (b) diseñar la matriz de

modo que, manteniendo la forma de la probeta plana de tracción, el punzón sea plano en la cara de aplicación de la presión, siendo la matriz el elemento conformante, y (c) mecanizar la matriz con cierta conicidad para ayudar a la relajación de tensiones durante la expansión. Esta última medida aun está pendiente de realización.

Otro inconveniente surgido, en ocasiones, en el procesado del polvo es la aparición de abombamiento o ampollamiento de los compactos. Este fenómeno parece estar relacionado con la evacuación de gases de los compactos, procedentes de la descomposición del A.C.P. y de los gases adsorbidos sobre las partículas o resultantes de reacciones, durante la primera sinterización. El agrietamiento se ve favorecido por el porcentaje de A.C.P. utilizado y por la densidad relativa conseguida en la primera compactación, es decir, un mayor contenido de A.C.P. y una baja porosidad de los compactos promueven el ampollamiento. En la Fig. 9 puede contemplarse un compacto con una gran ampolla, que incluso ha llegado a estallar, perteneciente a un material preparado con 3% de A.C.P. y prensado hasta una porosidad del orden del 4%. En general, utilizando el porcentaje de A.C.P. elegido (1.5%), y la primera presión de compactación usual (850 MPa) -tras la cual, los compactos tienen un 6.1% de porosidad-, las probetas cilíndricas no presentan ampollamiento, las paralelepípedicas, raras veces y las de tracción, en algunas ocasiones. Es curioso anotar que a porosidades menores del 6% los poros dejan de estar interconectados [12].

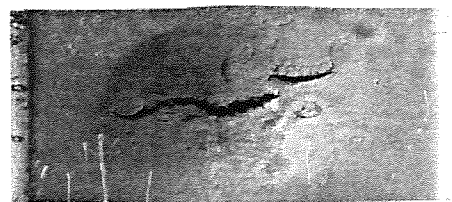


Fig. 9. Gran ampolla, con estallamiento, en probetas procesadas a partir de polvo Al(AM) con un 3% de A.C.P.. La porosidad tras el prensado era del orden del 4%.

5. CONCLUSIONES

El proceso de doble ciclo de prensado en frío y sinterización en vacío utilizado en esta investigación, para la consolidación de polvo de aluminio aleado mecánicamente, ha sido capaz de superar la dificultad de lograr una adhesión apreciable entre las partículas metálicas recubiertas de óxidos.

Los agrietamientos de los compactos originados a la salida de la matriz, tras la primera compactación, se han eliminado utilizando presiones menores o cambiando el diseño de la matriz.

Finalmente, el ampollamiento observado, en ocasiones, en algunos compactos, puede evitarse utilizando un 1.5% de A.C.P. y presiones de primera compactación que produzcan en dichos compactos porosidades mayores del 6%.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la C.I.C.Y.T. a través del proyecto de investigación MAT92-0711.

7. REFERENCIAS

- [1] Benjamin, J.S. y Volin, T.E., "The mechanism of mechanical alloying", *Met.Trans.*, **5**, 1929-1934 (1974).
- [2] Gilman, P.S., "Mechanical Alloying", *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **13**, 279-300 (1983).
- [3] Szegvari, A., U.S. Patent 2,764,359, Sept. 25 (1956).
- [4] Singer, R.F., "Identification of dispersoid phases created in aluminum during mechanical alloying", *Met.Trans. A*, **11A**, 1895-1901 (1980).
- [5] Benjamin, J.S., "Dispersion strengthened aluminum-4pct magnesium alloy made by mechanical alloying", *Met.Trans. A*, **12 A**, 1827-1832 (1981).
- [6] Schlich, H., "Degassing effects on oxides in PM Al-alloys", en *Solid State Powder Processing* (Ed. A.H. Clauer y J.J. Barbadillo) pp. 111-125, The Minerals, Metals & Materials Society (1990).
- [7] Benjamin, J.S., "Mechanical alloying - A Perspective", *Met.Powder Rep.*, **45**, 122-127 (1990).
- [8] Jangg, G., "Herstellung und eigenschaften von dispersionsgehärtetem aluminium", *Aluminium*, **51**, 641-645 (1975).
- [9] Jangg, G., "Dispersion hardening of aluminium with Al_4C_3 ", *Powder Met.Int.*, **9**, 24-26 (1977).
- [10] Bomford, M.J. et al., U.S. Patent 3,816,080, June 11 (1974).
- [11] Rodríguez, J.A., Gallardo, J.M. y Herrera, E.J., "Consolidation of mechanically alloyed aluminium by double cold-pressing and sintering", en *Advances in Materials and Processing Technologies*, (Ed. Hashmi, M.S.J.), pp. 241-249, Dublin City University, Dublin (1993).
- [12] Gallardo, J.M., Tesis doctoral, pp. 113-115, E.T.S.I.I., Universidad de Sevilla (1985).

RELACION ENTRE RESILIENCIA Y TENACIDAD A FRACTURA EN ACEROS INOXIDABLES "DUPLEX" ENVEJECIDOS A BAJA TEMPERATURA

L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J. Fordeyn, S. Verstraeten

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de Los Castros s/n, 39005 Santander.

Resumen. Se ha llevado a cabo un estudio de la evolución de la tenacidad a fractura y la resiliencia con el envejecimiento térmico a baja temperatura de dos aceros inoxidable austenoferríticos con diferentes contenidos en ferrita. Los dos materiales han sido envejecidos a las temperaturas de 280, 350 y 400°C durante tiempos comprendidos entre 300 y 14800 horas.

La caracterización a fractura se basa en la determinación de las curvas J_R utilizando el método propuesto por el Grupo Europeo de Fractura y recogida en la normativa ESIS P1-92 en su versión de la probeta única. Los ensayos de resiliencia se han realizado con un péndulo Charpy instrumentado, que ha permitido obtener las curvas de variación de la carga y la energía con la deflexión.

Los resultados obtenidos se analizan como primer paso de establecimiento de un marco de relación entre la resiliencia y la tenacidad de estos aceros.

Abstract. A study of the evolution of fracture toughness and impact resistance with thermal aging at low temperatures has been performed on two duplex stainless steels with different ferrite contents. Both steels have been aged between 300 and 14800 hours, at 280, 350 and 400°C.

Fracture toughness characterization was based on the determination of J_R curves, in accordance with the European Recommendations ESIS P1-92 and following the unloading compliance single specimen method. Impact tests were carried out with an instrumented Charpy pendulum, which permits the load-deflection and energy-deflection curves to be obtained.

The results are analysed as the first step in establishing relation between the impact resistance and the fracture toughness of these steels.

1. INTRODUCCION Y OBJETIVOS

Los aceros inoxidable "duplex" constituídos por austenita y ferrita son ampliamente utilizados en sustitución de los aceros austeníticos debido a que presentan una serie de mejoras tanto en el comportamiento mecánico (mayores límite elástico y resistencia a tracción y mejor resistencia a corrosión bajo tensión) como en el proceso de fabricación ya que tienen una mayor resistencia a la fisuración en caliente de la pieza fundida. Todas estas mejoras en las propiedades son debidas a la presencia de la fase ferrítica en la matriz de austenita.

Diversos estudios [1-7] han puesto de manifiesto que los aceros inoxidable austenoferríticos son susceptibles a procesos de fragilización por envejecimiento térmico a baja temperatura (280-400°C) debido a fenómenos de precipitación tanto en la fase ferrítica como en las interfases ferrita-austenita [8-10].

El fenómeno de fragilización de los aceros "duplex" ha sido modelizado como un proceso térmicamente activado basado en una ley tipo Arrhenius [1,11-12]. El envejecimiento viene medido por un parámetro arbitrario P que es función biunívoca del grado de envejecimiento, coincidiendo para la temperatura límite de validez del modelo, 400°C, con el logaritmo decimal del tiempo expresado en horas.

Este artículo está incluido en un trabajo más amplio cuyo objetivo general es modelizar la evolución de la tenacidad con el envejecimiento. Para ello se han llevado a cabo, hasta el momento, ensayos de tenacidad a la fractura determinando las curvas J_R y ensayos de impacto convencionales. En un primer intento de conexión entre resiliencia y tenacidad, se han realizado asimismo ensayos de impacto utilizando un péndulo Charpy instrumentado cuyos resultados sirven de puente en el análisis de relación entre las magnitudes citadas.

2. MATERIAL

La Tabla 1 muestra la composición química y el contenido en ferrita, obtenidos en la caracterización microestructural previa de los dos aceros analizados en este trabajo [13-14] identificados como 12F y 18F en función de su contenido en ferrita. El acero 12F es un acero comercial CF8M proveniente de una válvula que estuvo trabajando en servicio en una central energética durante un tiempo neto de 10 años a la temperatura de 280°C con un contenido en ferrita del 12%. El acero 18F es un acero similar obtenido de una colada experimental con un contenido nominal en ferrita del 18%.

Tabla 1. Composición química y contenido en ferrita de los aceros CF8M ensayados.

ACERO	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	%Ferrita
12F	0.035	0.70	1.10	18.6	10.4	2.00	12.2
18F	0.076	0.83	1.25	19.4	9.6	2.29	17.8

Los dos materiales han sido envejecidos a las temperaturas de 280, 350 y 400°C durante tiempos comprendidos entre 300 y 14800 horas.

3. ENSAYOS DE TENACIDAD

El método empleado para la caracterización a fractura se basa en la determinación de las curvas J_R utilizando el método propuesto por el Grupo Europeo de Fractura y recogida en la normativa europea ESIS P1-92 [15] en su versión de la probeta única. La metodología seguida, así como algunos de los resultados aquí presentados, han sido ya descritos con detalle en una serie de trabajos previos [14,16-17].

En las Figuras 1 y 2 se presentan las curvas J_R más representativas de los aceros 12F y 18F, respectivamente, para diferentes niveles de envejecimiento.

Las Figuras 3 y 4 muestran la evolución del parámetro de iniciación, $J_{0.2/BL}$, con el parámetro de envejecimiento, P, para cada uno de los aceros.

Dado que el envejecimiento a 280°C del acero 12F no ha tenido efectos significativos comparado con los de las otras temperaturas, 350 y 400°C, para los mismos valores del parámetro P, se ha considerado que el envejecimiento previo de 10 años a 280°C tiene relativamente poca importancia. Teniendo en cuenta esto se han recalculado los nuevos valores de P suponiendo que el acero 12F parte de un estado original sin envejecer, obteniéndose un nuevo perfil de la evolución de la resistencia a fractura, tal y como se muestra en la Figura 5, similar en forma al que ofrece el acero 18F.

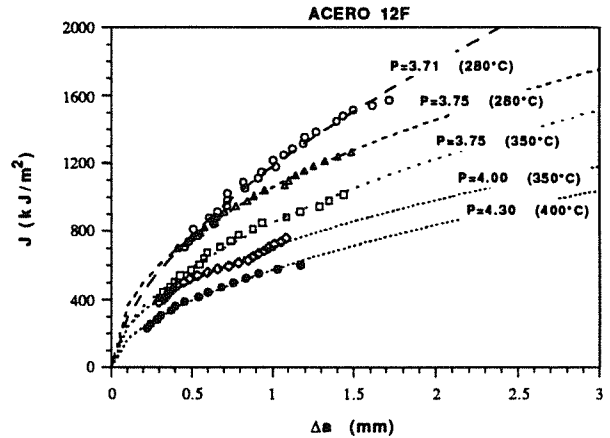


Fig. 1. Evolución con el envejecimiento de las curvas J_R para el acero 12F.

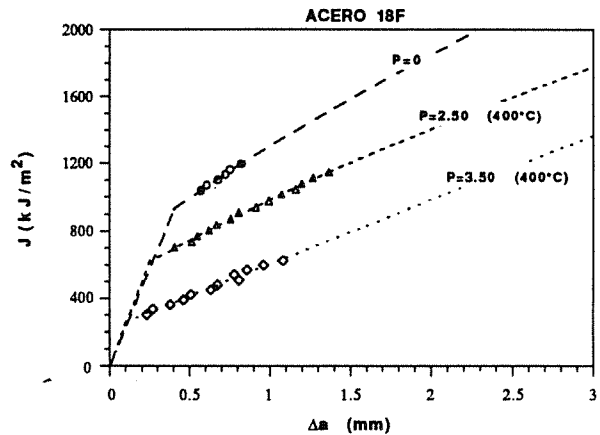


Fig. 2. Evolución con el envejecimiento de las curvas J_R para el acero 18F.

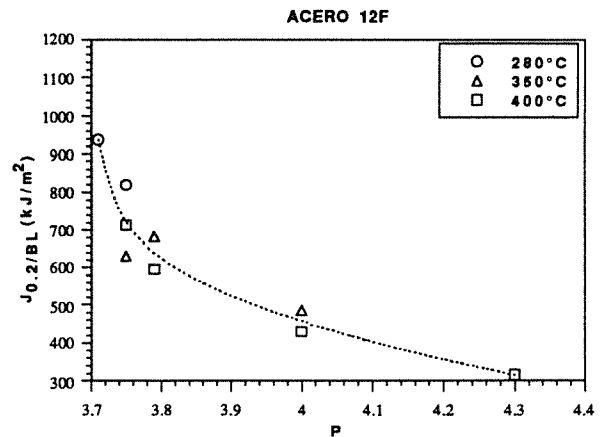


Fig. 3. Evolución del parámetro $J_{0.2/BL}$ con respecto a P, para el acero 12F.

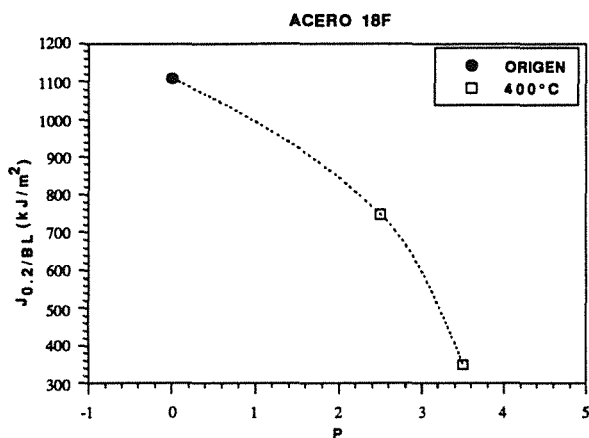


Fig. 4. Evolución del parámetro $J_{0.2/BL}$ con respecto a P , para el acero 18F.

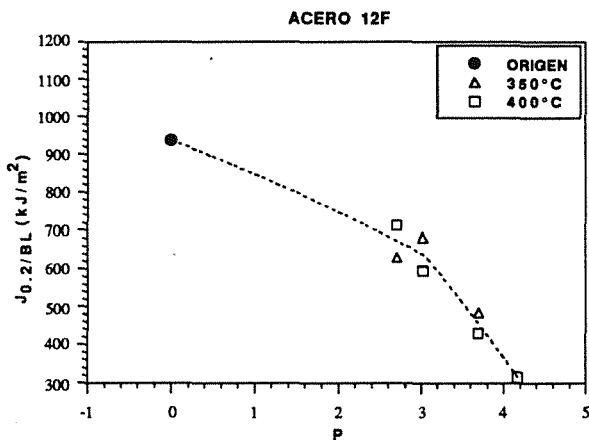


Fig. 5. Evolución del parámetro $J_{0.2/BL}$ para el acero 12F con respecto a los nuevos valores de P .

A partir de las curvas J_R se determinó un módulo de desgarro como la tangente a dicha curva en el punto de corte con la paralela a la línea de enroscamiento que pasa por el punto medio de la zona de validez de la curva. Dicho parámetro se denotará por $[dJ/d(\Delta a)]_m$. En las Figuras 6 y 7 se muestra la evolución del mismo con el parámetro de envejecimiento para los dos materiales, sin tener en cuenta el tiempo de envejecimiento previo en servicio del acero 12F.

4. ENSAYOS DE RESILIENCIA

Los ensayos de impacto se llevaron a cabo sobre los dos materiales en los diferentes escalones de envejecimiento [14,18]. Las Figuras 8 y 9 muestran la evolución con el envejecimiento de la resiliencia a temperatura ambiente para los aceros 12F y 18F respectivamente.

Nuevamente, dado que los efectos del envejecimiento del acero 12F a 280°C son diferentes que a las otras temperaturas, se representa en la Figura 10 la evolución de la resiliencia en función de los nuevos valores del parámetro P para dicho acero, calculado sin considerar su tiempo en servicio.

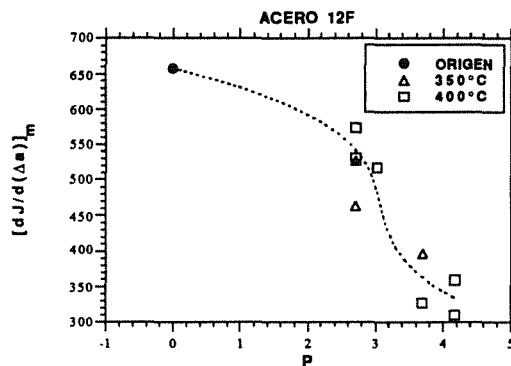


Fig. 6. Evolución del parámetro $[dJ/d(\Delta a)]_m$ para el acero 12F en función de los nuevos valores de P .

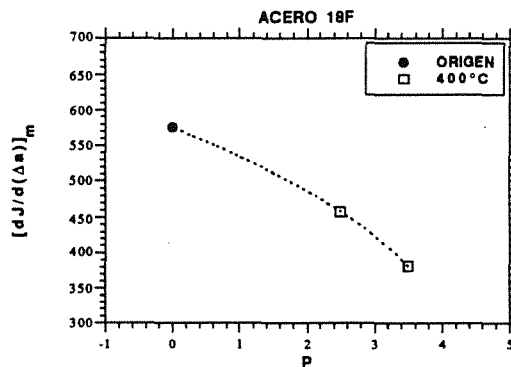


Fig. 7. Evolución del parámetro $[dJ/d(\Delta a)]_m$ para el acero 18F en función de P .

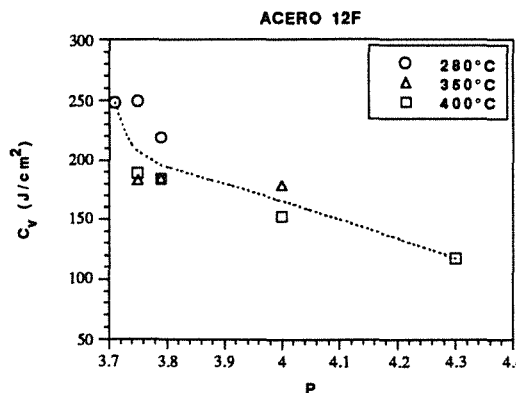


Fig. 8. Evolución con el envejecimiento de la resiliencia al impacto para el acero 12F.

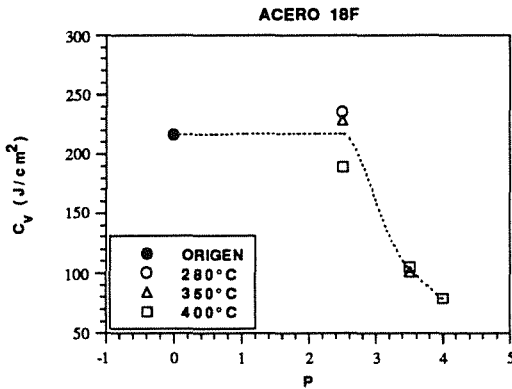


Fig. 9. Evolución con el envejecimiento de la resistencia al impacto para el acero 18F.

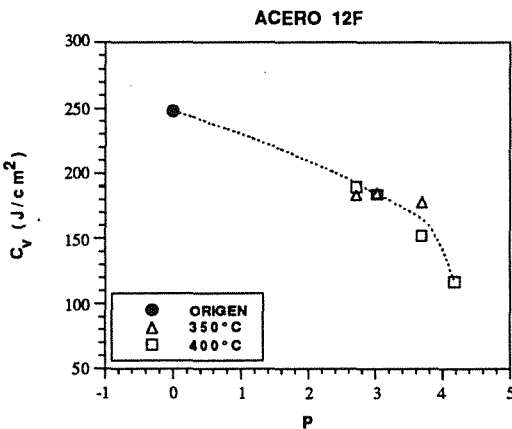


Fig. 10. Evolución de la resistencia al impacto para el acero 12F en función de los nuevos valores de P.

5. ENSAYOS CHARPY INSTRUMENTADOS

El primer intento de conectar resiliencia y tenacidad se llevó a cabo mediante la realización de ensayos de impacto sobre cada uno de los materiales en los diferentes niveles de envejecimiento, utilizando un péndulo Charpy instrumentado.

A partir de los ensayos instrumentados se pueden obtener las curvas carga-deflexión (P-Δ) y energía-deflexión (E-Δ). En la Figura 11 se muestra una de las curvas características obtenidas para el acero 12F. A partir de la curva P-Δ se pueden distinguir tres puntos característicos: en primer lugar el límite de la zona elástica, que no resulta muy claro en todos los ensayos, en segundo lugar el punto para el cual se alcanza la carga máxima y por último el punto donde comienza la

rotura [19]. Las tres líneas verticales de la Figura 11 delimitan en su intersección con la curva P-Δ estos puntos de forma correlativa de izquierda a derecha.

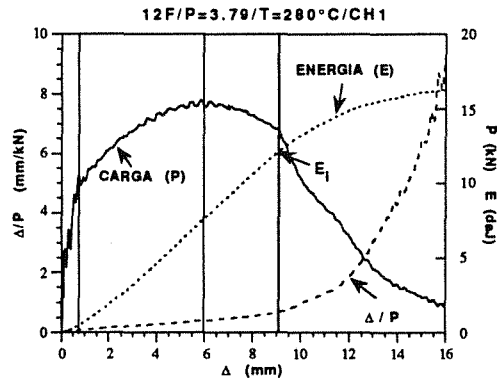


Fig. 11. Curvas obtenidas a partir de un ensayo Charpy instrumentado.

Utilizando los valores de la curva P-Δ se introduce un nuevo parámetro Δ/P que representa la inversa de la pendiente de la recta, secante, que pasa por el origen y por el punto (Δ, P(Δ)). La nueva curva Δ-Δ/P que también aparece representada en la Figura 11 permite determinar el punto, tercero de los mencionados, en el cual se inicia la propagación, a partir del que obtendremos la energía de iniciación de la rotura, E_i. Para obtener dicho punto se busca un cambio brusco en la curva Δ-Δ/P. Previamente se ajusta dicha curva por un polinomio de grado 9 para eliminar las oscilaciones, y se determina el punto Δ_i donde la derivada tercera de Δ/P se hace cero, que corresponderá a la máxima variación de la pendiente. Con este valor de Δ_i se determina la energía de iniciación.

La energía total absorbida en el ensayo Charpy, E_t, puede separarse en dos sumandos:

$$E_t = E_i + E_p \tag{1}$$

donde E_i ya ha quedado descrita en el párrafo anterior y E_p es la energía dedicada a propagar la fisura, y por tanto romper la probeta.

En las Figuras 12 y 13 se presenta la relación existente entre la energía de iniciación, E_i, y la energía total, E_t, para los aceros 12F y 18F, respectivamente.

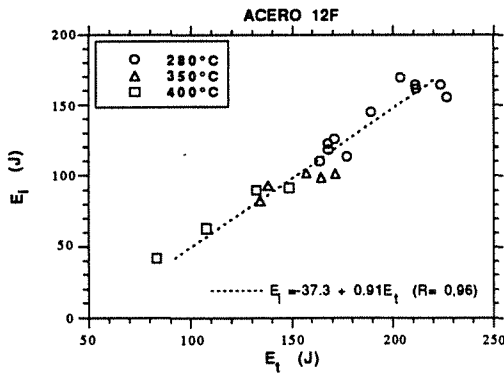


Fig. 12. Relación entre la energía de iniciación y la energía total absorbida en los ensayos de impacto instrumentados para el acero 12F.

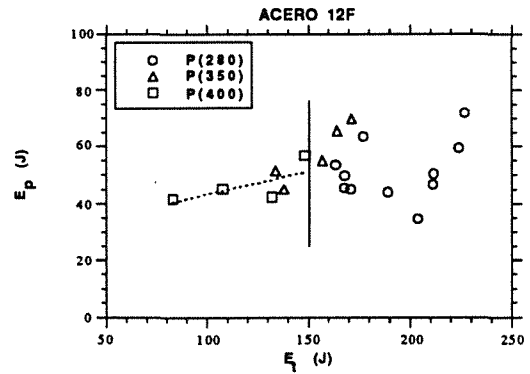


Fig. 14. Relación entre la energía de propagación y la energía total absorbida en los ensayos de impacto instrumentados para el acero 12F.

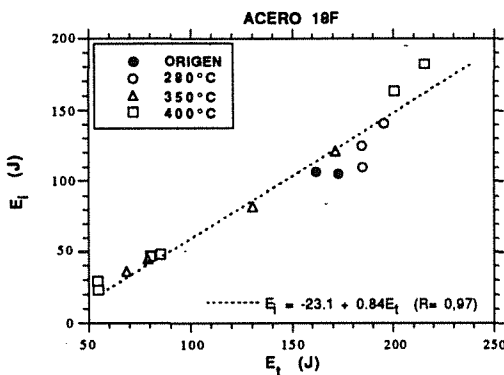


Fig. 13. Relación entre la energía de iniciación y la energía total absorbida en los ensayos de impacto instrumentados para el acero 18F.

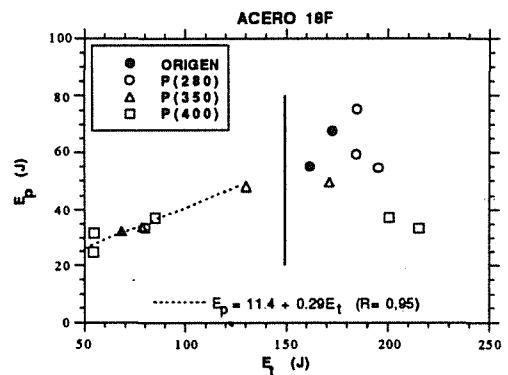


Fig. 15. Relación entre la energía de propagación y la energía total absorbida en los ensayos de impacto instrumentados para el acero 18F.

Dichos resultados presentan una buena correlación entre la energía total y la llamada energía de iniciación, que incluso parece independiente del acero, ya que si se representan conjuntamente los resultados obtenidos para los dos materiales se llega a la relación general:

$$E_i = -26.9 + 0.86 E_t \quad (2)$$

con un coeficiente de correlación $R=0.97$.

En las Figuras 14 y 15 se representan E_p frente a E_t para cada uno de los aceros observándose que no hay una relación clara, debido a que existe una dispersión importante para valores de energía absorbida mayores que 150 J que se puede asociar a la gran influencia que tiene el acabado de la entalla cuando el material es muy tenaz.

Para energías inferiores a 150 J, correspondientes a material envejecido, se observa una pérdida continua del valor de E_p con respecto a E_t , o lo que es lo mismo, con respecto al envejecimiento. El efecto es mayor para el material con mayor contenido en ferrita, 18F, que presenta una buena correlación de resultados. La correlación no es tan buena para el acero 12F dado que la dispersión tiene un valor relativo importante con respecto a los valores absolutos de la energía en análisis, E_p , asociado a su menor susceptibilidad al envejecimiento por su menor contenido en ferrita.

6. ANALISIS DE LA RELACION RESILIENCIA-TENACIDAD

De los resultados obtenidos, y dado que la E_i puede asociarse a la energía necesaria para iniciar la

propagación en un ensayo de impacto, se estudió la posibilidad de establecer una relación entre dicha energía y el parámetro de iniciación $J_{0.2/BL}$ obtenido a partir de las curvas J_R . Como la correlación entre E_i y E_t es buena, resulta más útil la relación directa entre la resiliencia C_v y el parámetro $J_{0.2/BL}$, sobre todo teniendo en cuenta la mayor universalidad de resultados de resiliencia en péndulos convencionales, sin instrumentar. Los resultados obtenidos de $J_{0.2/BL}$ y C_v se presentan relacionados en las Figuras 16 y 17 para los aceros 12F y 18F, respectivamente.

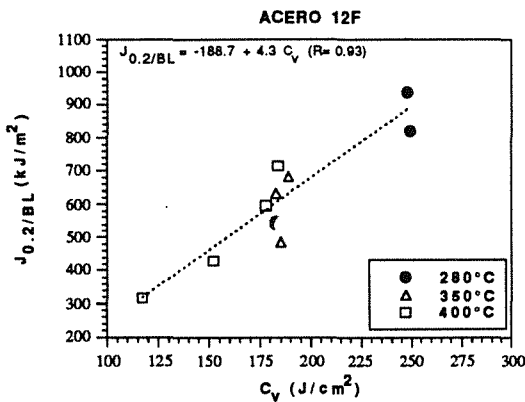


Fig. 16. Relación entre el parámetro $J_{0.2/BL}$ y la resiliencia para el acero 12F.

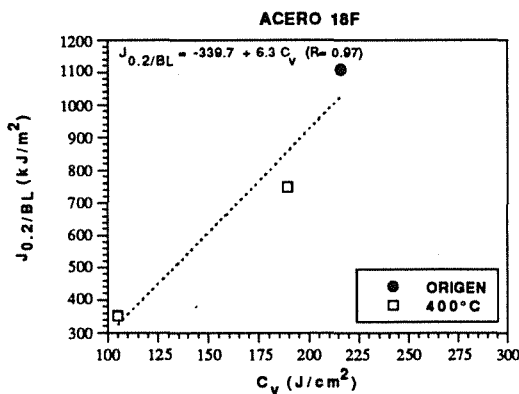


Fig. 17. Relación entre el parámetro $J_{0.2/BL}$ y la resiliencia para el acero 18F.

La Figura 16, para el acero 12F, ofrece una relación lineal entre ambos parámetros, C_v y $J_{0.2/BL}$, con una buena correlación, obtenida a partir de una importante muestra de resultados. Aunque la muestra obtenida para el acero 18F es pequeña por el momento, sus resultados ofrecen una relación lineal semejante, como se aprecia en la Figura 17.

La diferencia entre las relaciones obtenidas para ambos aceros debe justificarse a través de su diferencia en contenido en ferrita y las modificaciones que su envejecimiento introduce en el camino de rotura [14].

Por otro lado, considerando E_p como el incremento de energía consumida durante la propagación de la fisura en cada probeta Charpy, y siendo en éstas la longitud de propagación constante (8 mm), se ha tratado de correlacionar los valores obtenidos con los del módulo $[dJ/d(\Delta a)]_m$, que hace referencia al incremento de energía necesario para que la fisura avance una unidad de superficie en el proceso de rotura característico del material, una vez iniciada la propagación.

La Figura 18 muestra el resultado de esta relación que presenta en primera aproximación un grado de correlación interesante, quedando necesitado del análisis sobre una muestra mayor.

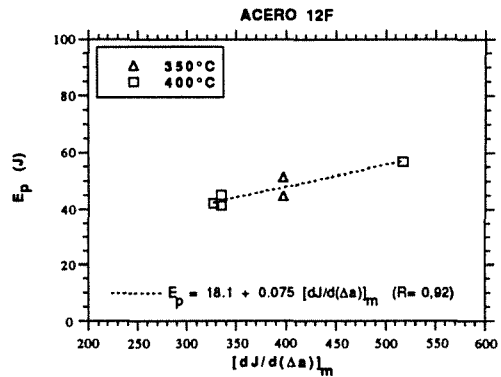


Fig. 18. Relación entre el módulo $[dJ/d(\Delta a)]_m$ y la energía de propagación, E_p , en un ensayo Charpy, para el acero 12F.

7. CONCLUSIONES

A través de los resultados de ensayos de rotura por impacto en probetas instrumentadas, se establece un puente de relación entre el comportamiento en fractura y la resistencia al impacto, tanto en iniciación como en propagación. Las buenas correlaciones obtenidas en la relación entre los parámetros $J_{0.2/BL}$ y C_v , para iniciación, y entre $[dJ/d(\Delta a)]_m$ y E_p para propagación, sirve de base para un análisis fenomenológico que, a partir del conocimiento de los caminos de rotura y los mecanismos en ellos envueltos, permita establecer nuevas correlaciones que definan el efecto de las variables con influencia, contenido en ferrita y tiempo de envejecimiento.

8. AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de este trabajo se incluye dentro de un Proyecto de Investigación (Ref.MAT92-0359) financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT).

9. REFERENCIAS

- [1] Trautwein, A. y Gysel, W., "Influence of Long-Time Aging of CF8 and CF8M Cast-Steel at Temperatures Between 300°C and 500°C on Impact Toughness and Structural Properties", *Stainless Steels Casting*, ASTM STP 756, 165-189 (1982).
- [2] Chopra, O. K. y Chung, H. M., "Long-Term Embrittlement of Cast Duplex Stainless Steels in LWR Systems", Nureg/CR-4503, 1983.
- [3] Chung, H. M., "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", *Int. J. Pres. Ves. & Piping* **50**, 179-213 (1992).
- [4] Chopra, O. K., "Estimation of fracture toughness of cast stainless steels in LWR systems" *Proc. 18th Water Reactor Safety Information Meeting*, Oct. 22-24, 1990, Rockville, MD.
- [5] Chung, H. M. & Leax, T. R., "Embrittlement of laboratory and reactor aged CF3, CF8 and CF8M duplex stainless steels", *Mat. Sci. Tech.* **6**, 249-262 (1990).
- [6] Chopra, O. K., "Thermal aging of cast stainless steels in LWR systems: estimation of mechanical properties", *PVP-Vol. 228 Nuclear Plant Systems/Components. Aging Management and Life Extension*. ASME 1992, pp. 79-92.
- [7] Massoud, J. P., Bethmont, M. y Champredonde, J., "Long-term aging of cast duplex stainless steels between 300-400°C. Relationship between toughness properties and metallurgical parameters" *Proceedings of Duplex Stainless Steels'91 Oct. 28-30, 1991 Beaune*, pp. 93-100.
- [8] Miller, M. K. y Bentley, J., "APFIM and AEM investigation of CF8 and CF8M primary coolant pipe steels", *Mat. Sci. Tech.* **6**, 285-292 (1990).
- [9] Auger, P., Danoix, F., Menand, A., Bonnet, S., Bourgoïn, J. y Guttmann, M., "Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels", *Mat. Sci. Tech.* **6**, 301-313 (1990).
- [10] Auger, P., Danoix, Guttman, M. y Blavette, D., "300-400°C aging of the ferrite of a duplex Mo-bearing steel: an atom probe investigation", *Proceedings of Duplex Stainless Steels'91 Oct. 28-30, 1991 Beaune*, pp. 101-109.
- [11] Grobner, P. J., "The 885°F (475°C) Embrittlement of Ferritic Stainless Steels", *Met. Trans.*, Vol. 4, 1973, pp. 251-260.
- [12] Slama, G., Petrequin, P. y Mager, T., "Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels Castings and Welds", *SMIRT Post-Conference Seminar*, Monterey, Ca, 1983.
- [13] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A. Gorrochategui, I., "Tenacidad de aceros inoxidable duplex CF8M con contenido en ferrita variable", *Anales de Mecánica de la Fractura* **9**, 236-245 (1992).
- [14] Sánchez, L., "Fragilización por envejecimiento térmico a baja temperatura en aceros inoxidable austenoferríticos y su efecto sobre la tenacidad", *Tesina de Licenciatura. DCITTYM. Universidad de Cantabria*. Octubre 1993.
- [15] ESIS P1-92, "ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", *European Structural Integrity Society*, January 1992.
- [16] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I. y González, J.J. "The effect of temperature on low aging embrittlement of "duplex" stainless steels". *Proceedings of Tenth European Conference on Fracture*. Septiembre 1994, Berlín. Pendiente publicación.
- [17] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I. y González, J.J., "Evolución de la tenacidad a fractura con el envejecimiento térmico a baja temperatura en aceros inoxidable duplex", *Anales de Mecánica de la Fractura* **10**, 120-124 (1993).
- [18] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F. y González, J.J., "Influencia del envejecimiento térmico a baja temperatura sobre la microdureza y la resiliencia en aceros inoxidable duplex", *Actas del I Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*. Madrid, Sep. 1993, pp. 249-254 (1993).
- [19] Kobayashi, T., Yamamoto, I. and Niinomi, M., "Introduction of a New Dynamic Fracture Toughness Evaluation System", *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 21, No. 3, 1993, pp. 145-153.

ESTUDIO DE CARACTERES FRACTOGRAFICOS DE ROTURAS PROGRESIVAS EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

R. Servent Miró, J.M. Pintado Fé, J. Alvarez Alba

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial
División de Materiales y Estructuras
Carretera de Ajalvir p.k. 4
28850 Torrejón de Ardoz (Madrid)

Resumen: La definición de caracteres fractográficos asociados a un proceso de rotura de materiales constituye un estudio necesario, aunque no suficiente, en la determinación de los mecanismos y las causas de esa rotura. En aceros inoxidable austeníticos algunos de los caracteres correspondientes a roturas por fatiga y roturas por corrosión bajo tensiones pueden confundirse por lo que se plantea, en el presente trabajo, un estudio detallado para su identificación en referencia a un caso de rotura real en servicio de remaches de acero AISI 304L y resultados de ensayos de fatiga en laboratorio.

Abstract: Characterization of fractographic patterns associated with fracture processes of materials is a necessary but not sufficient study when analyzing the mechanisms and causes of those failures. Whether fatigue or stress corrosion cracking processes cause the fracture of an austenitic stainless steel, some of the suitable fractographic patterns could be mistaken and for this, present work aims to study and more clearly define those features referred to a true in service failure of several AISI 304L rivets and the results of laboratory fatigue tests, too.

1. INTRODUCCION

Si bien la fractografía constituye un capítulo básico en el análisis de fallos en servicio, la correcta interpretación de los caracteres fractográficos asociados a un proceso de rotura debe realizarse atendiendo, también, a consideraciones relativas a los mecanismos por los que se generan dichos caracteres, a la influencia que, sobre estos caracteres, puede tener la naturaleza y estructura del material, a factores geométricos y de diseño y a la sollicitación mecánico-ambiental a la que el material (la pieza estudiada en su conjunto) ha sido sometido. Los caracteres macromorfológicos definidos en un estudio fractográfico proporcionan información acerca de los modos y tipos de carga aplicada, la influencia de factores geométricos, etc.; por otro lado, los correspondientes caracteres micromorfológicos revelan el mecanismo (uno o varios conjuntamente) que ha actuado en el proceso de rotura: iniciación, propagación (en diferentes etapas y con variantes) y rotura final.

Los fenómenos de fatiga y corrosión bajo tensiones o tensocorrosión aparecen como la causa primaria de gran número de casos de rotura progresiva de elementos estructurales de sistemas y mecanismos en sectores industriales muy diversos y, en esta medida, la identificación inequívoca de los caracteres fractográficos de una rotura como parte del estudio de fallos en servicio resulta de primordial importancia por las consecuencias

relativas a la prevención de nuevos fallos, a la corrección de errores de diseño, a la modificación de procedimientos de mantenimiento, etc.

En el caso de la roturas progresivas por fatiga o corrosión bajo tensiones en aceros inoxidable austeníticos, los caracteres fractográficos específicos asociados a estos procesos no han sido, en su totalidad, tratados con detalle en la literatura sobre el tema y, por otro lado, se presentan, en algún caso, con rasgos muy parecidos pudiendo, en un estudio no suficientemente riguroso, dar lugar a errores en la definición del mecanismo de una rotura dada. Debido a la importancia de esta cuestión, se plantea en este trabajo el estudio de estos caracteres (macro y micromorfológicos) en referencia al análisis de un caso real de fallo en servicio de piezas de un mismo material en diferente estado microestructural (atención al problema de la sensibilización del acero) y a los resultados de ensayos realizados en laboratorio sobre probetas del mismo material.

2. ROTURAS POR FATIGA Y ROTURAS POR CORROSION BAJO TENSIONES EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

2.1. Roturas por fatiga. En relación con la caracterización morfológica de las fracturas producidas por fatiga pueden diferenciarse las correspondientes a procesos

debidos a fatiga oligocíclica o a bajo número de ciclos y a procesos de fatiga a altos números de ciclos (a las cuales nos referiremos en el desarrollo de este trabajo). Tratándose, en ambos casos, de fenómenos de rotura progresiva (macrofractográficamente se aprecian una zona de rotura progresiva y una segunda de rotura instantánea por sobrecarga estática), las primeras presentan una fractura por roturas estáticas parciales sucesivas sin que opere ningún mecanismo propio de propagación de grieta; las segundas, por el contrario, se desarrollan con micromecanismos propios para la iniciación y la propagación de la grieta de acuerdo con un proceso en el que, tradicionalmente, se han distinguido tres etapas [1] definidas esquemáticamente en la Fig. 1 y que corresponden a los distintos mecanismos asociados a diferentes valores de la relación $da/dN = f(\Delta K)$ y son responsables de los también distintos caracteres fractográficos que pueden observarse en cada etapa.

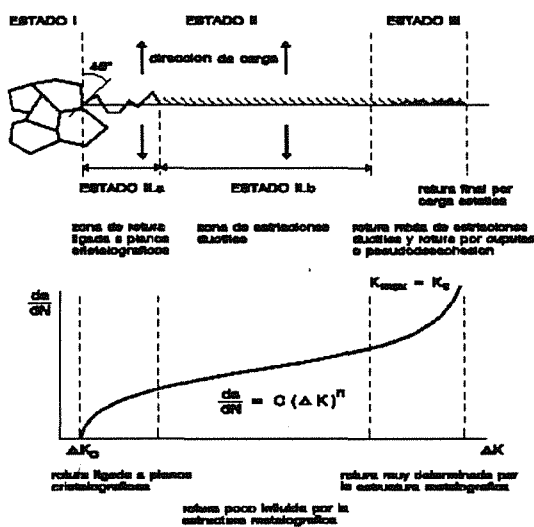


Fig. 1. Estados del desarrollo de un proceso de fatiga a altos números de ciclos.

En aceros inoxidables austeníticos (cfr. apartado 3.4.), las roturas por fatiga son transcristalinas en el estado II (ligadas a planos cristalográficos en el estado de propagación II.a e independientes de la microestructura del material en el estado II.b). Al aumentar el factor de intensidad de esfuerzos con la longitud de la grieta manteniendo constante el valor de la carga aplicada o al aumentar el esfuerzo por la disminución de la sección remanente, la separación de las estriaciones de fatiga, de orientación fuertemente determinada por la dirección de propagación de la grieta, aumenta en el estado II.a (estriaciones frágiles con presencia de microgrietas asociadas) (cfr. Fig. 9) y se produce la transición al estado II.b (estriaciones dúctiles) (cfr. Fig. 10). La rotura final por sobrecarga afecta a un área que es tanto mayor cuanto mayor es el valor máximo del esfuerzo en

la sección remanente.

2.2. Roturas por corrosión bajo tensiones. El fenómeno de corrosión bajo tensiones es un proceso de rotura progresiva (diferida bajo carga estática) de materiales metálicos que se produce cuando concurren los efectos del contacto de éste con un medio ambiente agresivo (electrolito más agua), de la susceptibilidad del material (naturaleza, condición y estado) en el medio ambiente de trabajo y de un nivel suficiente de tensiones mantenidas (localmente, componentes de tracción). En estas condiciones el proceso se desarrolla en un tiempo más o menos prolongado y la temperatura ambiente determina también la velocidad del mismo. La grieta se propaga (transgranular o intergranularmente) a través de zonas preferenciales. En el caso de propagación intercrystalina, el mecanismo usual de propagación es por disolución anódica del material en la punta de la grieta y por la acción simultánea de las tensiones que, en el fondo de la grieta, rompen la capa pasivada exponiendo la nueva superficie al contacto con el medio ambiente agresivo.

El mecanismo de propagación de una rotura transcristalina por corrosión bajo tensiones, de acuerdo con la teoría de la absorción química, es un proceso de propagación de enfragilización del material y de roturas por descohesión: en la superficie libre de punta de grieta se produce la absorción de un determinado elemento (aún en cantidad mínima) que disminuye localmente la resistencia cohesiva del material absorbente y se produce la descohesión por acción de un cierto nivel de esfuerzos ($K_1 > K_{lacc}$), rompiéndose la capa pasivada formada y dando lugar a que continúe la absorción (se trata, pues, de un proceso que necesita de la existencia de un cierto grado de microdeformación plástica en el material).

Cuando la rotura es transcristalina la fractura presenta una morfología de zonas planas frecuentemente dispuestas en forma de abanicos y, en las facetas de corte de grano, pueden apreciarse algunos espinazos de desgarro (Fig. 2), un cierto ataque de la superficie y, por lo mencionado en el párrafo anterior, indicaciones de líneas de deslizamiento de planos (intersección de éstos con la superficie de fractura). En el caso de roturas intercrystalinas, se observa la formación de productos de corrosión y grietas secundarias (también intergranulares) así como el ataque y disolución (más o menos marcados) en aristas y caras de grano.

En aceros inoxidables austeníticos, la rotura por corrosión bajo tensiones es de carácter transgranular aunque, si el acero está sensibilizado, puede desarrollarse intergranularmente. Aunque no está claramente establecido, sí se admite en términos generales que la sensibilización de estos aceros, definitiva en cuanto a la susceptibilidad a la corrosión intercrystalina, afecta también a la susceptibilidad que presentan a la corrosión bajo



Fig. 2. Micrografía de una rotura por corrosión bajo tensiones en una chapa de acero AISI 304L. Caracteres fractográficos típicos (escalones y espinazos de desgarro).

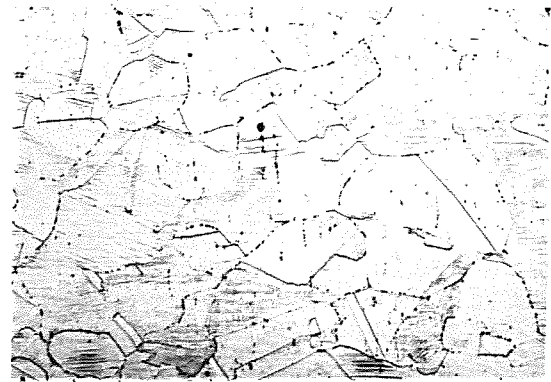


Fig. 3. Microestructura de uno de los remaches rotos en servicio. Precipitación de carburos y bandas de deslizamiento. (Contraste interferencial, x 200).

tensiones transcristalina.

3. ESTUDIO FRACTOGRAFICO DE LAS ROTURAS EN REMACHES DE ACERO AISI 304L

En dos soportes de instrumentación de motores de reacción para pruebas en banco, se produjo la rotura de los tres remaches que unían cada soporte a la carcasa (bypass duct) de sendos motores a las 45 y 62 horas de funcionamiento en banco cuando los soportes, en ambos casos, no estaban siendo empleados para fijar elemento alguno de instrumentación. Los remaches, de acero clasificado como AISI 304L (de bajo contenido en C), fueron remachados en frío, en seco y a presión hasta una carga de 5 a 6 Kg con un mismo recorrido medido del útil de remachado (diámetro final del remache del orden de 3.3 mm). La temperatura de trabajo de los remaches se estimó en unos 220 °C y las cargas sobre éstos fueron sólo las debidas a inercias por vibración y a las tensiones internas introducidas en la operación de remachado (según el eje longitudinal del remache).

3.1. Caracterización microestructural de los remaches.

La observación de probetas metalográficas de los remaches, en el estado de tratamiento de entrega para su utilización, revela una estructura de austenita, de tamaño de grano habitual, con gran número de carburos precipitados, mayoritariamente, en los bordes de grano y, en el caso de los remaches ya utilizados (rotos o no), se aprecian indicaciones de bandas de deslizamiento en el interior de los granos (Fig. 3).

La presencia de carburos precipitados en borde de grano es indicativa de un estado de sensibilización del acero a la corrosión intergranular (hecho contrastado positivamente también por la aplicación de la especificación

ASTM A262) debido a un defecto en el tratamiento térmico dado (baja velocidad de enfriamiento). Aplicado adecuadamente el tratamiento de ablandamiento previsto, se obtuvo una estructura sin carburos en cantidad significativa en los bordes de grano.

3.2. Estudio macrofractográfico de la rotura de los remaches. En todos los casos estudiados, la rotura se localiza a la altura de las dos piezas unidas por los remaches (soporte de instrumentación y carcasa del motor) y se desarrolla en un sólo plano perpendicular al eje del remache sin que se observe macrodeformación plástica significativa asociada a la fractura.

Con carácter general, la textura de la superficie de fractura es irregular (con diferencias sólo entre remaches de distinto soporte), con unas zonas de aparente fuerte oxidación y otras de rotura ligada a la estructura cristalina del material. En ningún caso se aprecian líneas de propagación direccional de la fractura ni líneas (playas) de frentes sucesivos de avance de grieta. Asimismo, tampoco se han observado orígenes localizados de la fractura.

No se aprecia en ningún remache zona alguna de rotura final por sobrecarga y, considerando los remaches correspondientes a un mismo soporte, no se observan indicios suficientes de que alguno de ellos rompiera después que otro o los otros dos como consecuencia de la rotura de un primer remache.

3.3. Estudio microfractográfico de las roturas de los remaches. Con el microscopio electrónico de barrido se observan, en las superficies de fractura de todos los remaches, caracteres micromorfológicos semejantes aunque con variación en cuanto al porcentaje de la superficie afectada en cada caso (en general, los corres-

pendientes a un mismo soporte presentan mayor similitud entre sí y ligeras diferencias con los del otro soporte). Estos caracteres son:

a) zonas de rotura transcristalina constituidas por escalones de planos cristalográficos en las que se aprecian sistemas de líneas rectas paralelas, perpendiculares a los laterales de cada escalón y con pequeño espaciado entre ellas (Fig. 4). También se han observado, en algunos casos, sistemas de líneas cruzadas en un mismo abanico (Fig. 5).

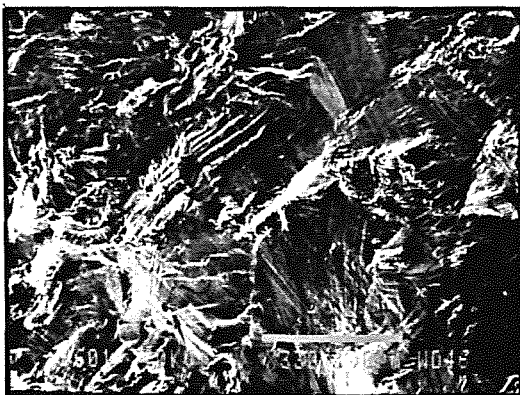


Fig. 4. Micrografía (SEM, x 330) de la superficie de rotura de un remache. Líneas de deslizamiento y facetas de cortes de grano en parte dispuestas en escalones.

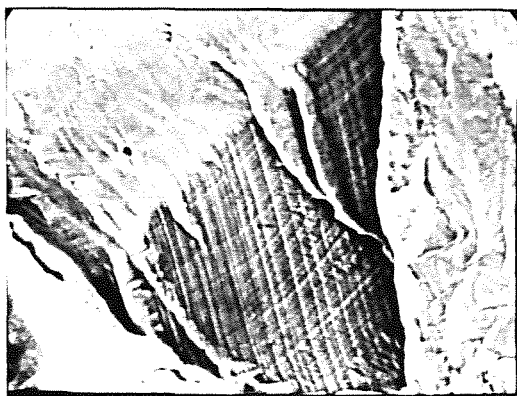


Fig. 5. Micrografía (SEM, x 3500) de una zona de un remache próxima al borde de la fractura. Sistemas de líneas de deslizamiento cruzados.

b) Zonas fuertemente oxidadas en las que no puede apreciarse el relieve bajo la capa de óxido.

c) Zonas ligeramente oxidadas en las cuales puede distinguirse, bajo la capa de óxido, el relieve descrito en a) (Fig. 6).

d) Pequeñas zonas, intercaladas en zonas con los caracteres descritos en a), con oxidación intercrystalina muy acusada.



Fig. 6. Micrografía (SEM, x 950) de una zona de la rotura de un remache con ligera oxidación.

3.4. Ensayos de tracción y fatiga realizados sobre remaches. Complementariamente al análisis de las roturas descrito en los apartados anteriores, se realizaron una serie de ensayos en laboratorio de tracción y fatiga sobre remaches no utilizados en servicio. Para la realización de éstos se construyó un útil (Fig. 7) que permitió ensayar los remaches, en las condiciones de carga establecidas para cada caso, reproduciendo el grado de deformación correspondiente a los remaches rotos en los soportes (remachados de la misma manera que aquellos y uniendo dos espesores iguales a los del soporte y la carcasa del motor). Dado que el propósito en el planteamiento de estos ensayos estaba en el estudio de los caracteres fractográficos asociados a procesos de rotura por carga estática y por fatiga y no en la determinación de valores de propiedades mecánicas, el número de probetas ensayadas en cada caso fue muy limitado (p.e. una sólo para cada caso de fatiga ensayado) y, en consecuencia, los resultados obtenidos en términos de valores de resistencia, de ciclos para rotura en fatiga, etc. deben sólo ser considerados a título orientativo.

En el ensayo a tracción de remaches en estado de tratamiento de entrega se estimó, para éstos, una carga de rotura de 630 MPa. La correspondiente rotura se produjo en doble bisel a 45° con estricción significativa y, en el estudio microfractográfico realizado, se observó la superficie de fractura constituida exclusivamente por cúpulas.

Los ensayos de fatiga se realizaron con espectro de amplitud constante y frecuencia de 10 Hz. El remache tratado térmicamente para eliminar la sensibilización (ensayo con $P_{\max} = 3325$ N y $P_{\min} = 175$ N) rompió a los 60500 ciclos y los remaches en estado de tratamiento de entrega ($P_{\max} = 2500$ N y $P_{\min} = 415$ N) lo hicieron a 400000 ciclos (ensayo a temperatura ambiente) y a 280000 ciclos (ensayo a 200 °C). En todos los casos se aprecia una deformación plástica importante asociada a

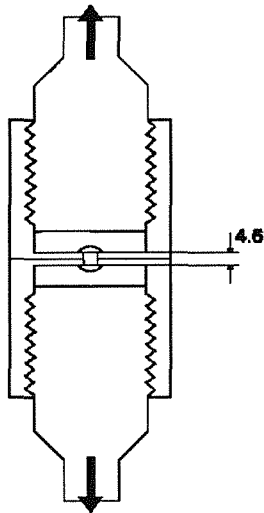


Fig. 7. Esquema del útil para los ensayos a tracción y fatiga de los remaches.

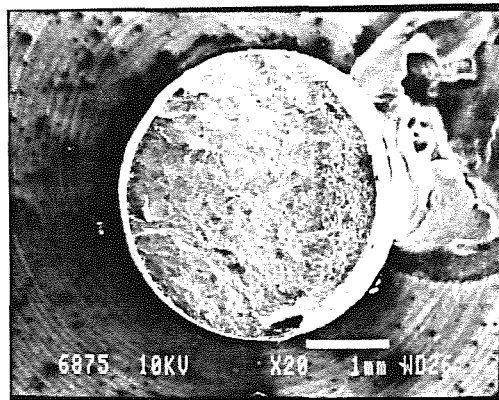


Fig. 8. Superficie de fractura (SEM x 20) de un remache ensayado a fatiga. Zona de rotura por fatiga y de rotura final por carga estática.

origen de la grieta (estado II.a), se observan estriaciones frágiles, propagación ligada a la estructura cristalina del material y presencia de microgrietas (Fig. 9); y, en la zona más alejada del origen, estriaciones dúctiles y propagación no asociada a la estructura cristalina (Figs. 10 a 12).



Fig. 9. Zona de rotura próxima al origen de un remache ensayado a fatiga (SEM, x 4000). Estriaciones frágiles y microgrietas asociadas.



Fig. 10. Estriaciones dúctiles de fatiga en una zona intermedia de la rotura (SEM x 2000).

la rotura final por sobrecarga estática y la existencia, en la superficie de fractura, de dos zonas claramente diferenciadas (Fig. 8): una, de rotura progresiva por fatiga de recorrido básicamente en un plano normal al eje del remache y, la segunda, de rotura final por sobrecarga estática en bisel a 45°. Microfractográficamente, en la zona de rotura final el relieve está formado exclusivamente por cúpulas y, en la zona de rotura progresiva, se distinguen claramente los caracteres típicos de propagación de grieta por fatiga, no apreciándose diferencias morfológicas significativas por el hecho de que el remache esté o no sensibilizado o por la temperatura de ensayo: en las proximidades del

4. DISCUSION

4.1. Determinación de la causa de rotura de los remaches en servicio. Atendiendo a la solicitud de carga sobre los remaches en las condiciones de servicio en las que se produjo la rotura, de haberse producido ésta por fatiga debería apreciarse (y no ha sido el caso), al menos en el último remache de cada soporte en romper, una zona de rotura final por sobrecarga estática. Asimismo, un proceso de rotura por fatiga comportaría una cierta deformación plástica asociada a la rotura final dado el tipo de material de que se trata (de estructura cúbica centrada en caras y elevada plasticidad, por los

que no se produce un efecto de entalla significativo al romper la sección remanente y esta rotura es macromorfológicamente dúctil, la posibilidad de localización de uno o varios orígenes de la fractura y la existencia de líneas de propagación direccional y de frentes sucesivos de avance de grieta. Desde el punto de vista microestructural, el relieve de sistemas de líneas finas descrito, similar al de estriaciones frágiles de fatiga, se distingue de éste por presentar independencia en el espaciado y morfología respecto del valor del factor de intensidad de esfuerzos local (que varía a lo largo de las distintas zonas del plano de rotura) y en que su orientación es perpendicular a los bordes de los escalones de los abanicos e independiente de la dirección de propagación de la grieta.

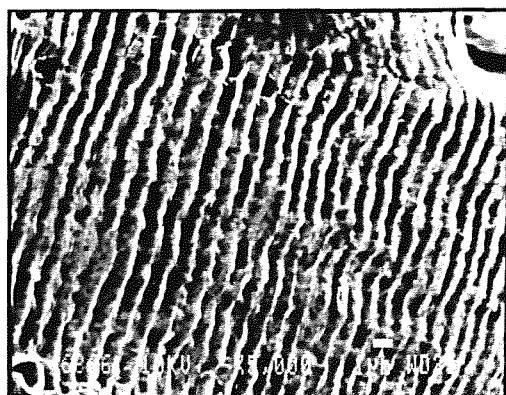


Fig. 11. Detalle de la figura anterior (SEM x 5000).

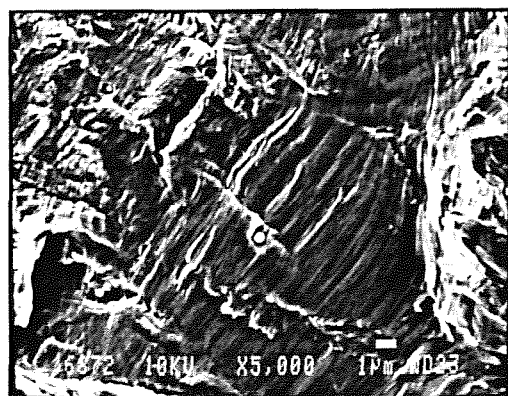


Fig. 12. Zona de rotura alejada del origen de un remache ensayado a fatiga. Estriaciones dúctiles (SEM, x 5000).

En consecuencia, cabe concluir que el proceso de rotura de los remaches ha sido, básicamente, debido a un proceso de corrosión bajo tensiones y no de fatiga, aunque no debe excluirse que, en zonas locales reducidas, pudiera existir un aporte secundario de corrosión-fatiga en el proceso global de avance de la grieta. El

factor determinante de la rotura ha sido el elevado grado de sensibilización del acero (incrementando también la susceptibilidad a corrosión bajo tensiones) y la temperatura de trabajo ha contribuido a acelerar el proceso.

El efecto de la sensibilización del material a la corrosión intercrystalina ha podido también ponerse de relieve con la localización de zonas en la superficie de fractura en las que se apreció una oxidación intercrystalina profunda.

4.2. Caracteres micromorfológicos diferenciales de las roturas por fatiga y por corrosión bajo tensiones. Los sistemas de líneas finas observados en las facetas de la superficie de rotura de los remaches rotos en servicio deben interpretarse como marcas de deslizamiento de planos cristalográficos (slip lines) durante el proceso de microdeformación según direcciones preferenciales determinadas por la estructura cristalina del material (red cúbica centrada en caras). En la bibliografía consultada, las referencias encontradas al respecto muestran indicaciones parecidas, resultantes de la intersección de esos planos de deslizamiento con las superficies de fractura. En el caso aquí propuesto, éstas presentan trazos rectilíneos y cubren uniformemente una mayor superficie, apreciándose también en algunas zonas dos sistemas de líneas de deslizamiento de planos cruzados (en este sentido cabe afirmar que, cuanto mayor es la deformación aplicada al material, mayor es el deslizamiento de planos de un sistema e, incluso, más probable resulta que inicien su deslizamiento planos de un segundo sistema).

Respecto de las estriaciones de fatiga en el estado II.a, la distinción estriba, tal como se ha señalado en el apartado anterior, en que las líneas de deslizamiento presentan un espaciado y forma constantes a lo largo de la grieta (independencia respecto del K_I local), en que aparecen orientadas perpendicularmente a los bordes de los escalones y en que no se observa la presencia de microgrietas asociadas. En relación con las estriaciones dúctiles características del estado II.b de fatiga, la distinción es más evidente (por la morfología bien conocida de las estriaciones, con las crestas claramente marcadas) y no debe haber lugar para confusión en su interpretación.

Otros caracteres microfractográficos propios, distintos de los que pueden observarse en roturas por fatiga, son los espinazos de desgarro que pueden observarse ocasionalmente sobre los escalones, y obviamente, las indicaciones de un mayor o menor grado de oxidación superficial de la fractura así como la presencia de productos de corrosión (en el caso de un acero sensibilizado a corrosión intergranular y trabajando a temperaturas relativamente altas, es razonable que estas indicaciones estén más acusadas que en el caso de un proceso de corrosión bajo tensiones en el mismo acero no sensibilizado).

zado y trabajando a temperatura ambiente).

5. CONCLUSIONES

El análisis de fallos en servicio comprende la ejecución sistemática, rigurosa y ordenada de una serie de estudios que permiten acopiar una cierta información que, sólo cuando es considerada en su conjunto, lleva a poder establecer las conclusiones correctas que resuelven el caso. Entre estos estudios, la caracterización fractográfica de las roturas encontradas es necesaria para la determinación de los mecanismos (uno o varios) por los cuales se ha conducido el proceso de rotura.

En el caso de aceros inoxidable austeníticos, las roturas transcristalinas desarrolladas en un proceso de corrosión bajo tensiones, presentan unos caracteres microfractográficos (descohesión transcristalina y presencia sobre los planos de descohesión de sistemas de finas líneas que son trazas de planos de deslizamiento) que son en cierto modo similares a los caracteres típicos de rotura por fatiga en el estado II-a de propagación, si bien pueden diferenciarse atendiendo a la dependencia o no del espaciado y forma de estas indicaciones respecto del K_I local, a su orientación respecto de la dirección de propagación de la grieta, o a los bordes de los escalones en las zonas planas de descohesión y a que se presenten o no microgrietas asociadas. Otros caracteres morfológicos específicos de cada uno de estos procesos son más claramente diferenciables: existencia o no de una sección de rotura final por sobrecarga, presencia de espinazos de desgarramiento sobre las facetas de corte de grano, grado de oxidación de la superficie de fractura, y sobre todo, la aparición en el caso de fatiga (estado II-b de propagación) de las mesetas no ligadas a planos cristalográficos sobre las que aparecen las típicas estriaciones de fatiga.

El estado de sensibilización a corrosión intergranular en que puede encontrarse un acero inoxidable austenítico parece que también incrementa la susceptibilidad de éste a la corrosión bajo tensiones (de carácter transcristalino). Sin embargo, aunque en el caso de darse un proceso de este tipo se encuentran, junto a los caracteres específicos del mismo, indicaciones de corrosión intergranular, no parece que esta circunstancia determine una variación en los caracteres fractográficos asociados a este proceso respecto de los correspondientes en el mismo acero no sensibilizado.

6. REFERENCIAS

Pintado Fé J.M. "Fallos en servicio de los materiales metálicos". Ed. INTA, 1992.

Mukay Y., Watanabe M. y Murata M. "Fractographic

observation of stress corrosion cracking of AISI 304 stainless steel in boiling 42% magnesium chloride solution", en *Fractography in Failure Analysis ASTM STP 645*. Ed. ASTM.

Hioki S. y Mukay Y. "Effect of the cyclic rate on corrosion fatigue and fractography of type 304 stainless steel in boiling 42 percent magnesium-chloride solution", en *Fractography in Failure Analysis ASTM STP 645*. Ed. ASTM.

Tetelman A.S. y McEvily J. "Fracture of structural materials". Ed. John Willey and sons, 1967.

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE CONSTITUYENTES MICROESTRUCTURALES DE BAJA TENACIDAD EN LA ZAC INTERCRITICA DE UNIONES SOLDADAS DE UN ACERO HSLA PARA PLATAFORMAS OFFSHORE.

J.C. Suárez[†], R. González[‡], R. Jiménez[‡], F. Molleda[†].

[†] Departamento de Arquitectura y Construcción Navales, Universidad Politécnica de Madrid, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

[‡] Departamento de Estructura y Propiedades de los Materiales, Universidad de Cádiz, Cádiz.

Resumen. El comportamiento a fractura de un acero HSLA para estructuras offshore, en chapa de 75 mm de espesor y soldado por arco sumergido, ha sido investigado. Los códigos de fabricación conciben el ensayo CTOD como una simple prueba pasa/no pasa. Es interesante, no obstante, extraer toda la información posible del ensayo, como, por ejemplo, la relación entre la tenacidad y el aporte calorífico. Desafortunadamente, tras un primer análisis de los resultados, dicha correlación no parece existir. El problema estriba en que debido a la propia naturaleza del ensayo, es necesario hacer crecer una grieta por fatiga dentro de la Zona Afectada por el Calor. En la práctica, el procedimiento implica una cierta aleatoriedad en la posición del vértice de grieta, y este factor oculta cualquier correlación de parámetros que pudiera existir. Se ha encontrado que, con frecuencia, la grieta muestrea zonas localmente muy frágiles constituidas por islas martensíticas, muy alejadas de la zona de grano grueso de la ZAC. Es necesario un tratamiento de los resultados para despejar este efecto enmascarador. Se ha usado el crecimiento estable de grieta previo a la propagación por clivaje como un parámetro relacionado con la microestructura real muestreada por el vértice de grieta.

Abstract. Offshore structures are usually required to pass several CTOD tests for assessment of HAZ toughness and homologation purposes of weld procedures. The behaviour of a HSLA steel, 75 mm thick plate, submerged arc welded at several heat inputs has been investigated. Standard practices requirements conceive the expensive CTOD test as a mere pass/non-pass trial. It could be interesting to get some more information from the test, as for example the relationship between toughness and heat input. Unfortunately, after a first analysis of results, that correlation does not seem to exist. The problem is that due to the own nature of the test, a fatigue flaw must be grown inside the HAZ. In practice, there are a certain randomness in the location of the crack tip, and this fact veiled any relationship. Local brittle martensitic islands, far away from the grain coarsening zone of the HAZ, are found to be frequently sampled. A data processing is needed to overcome this shadowing difficulty. Stable tearing prior to cleavage initiation is used as a measured parameter that is related to the real microstructure sampled by the crack tip.

1. INTRODUCCION

La normativa actual sobre construcción de plataformas offshore exige la realización de ensayos CTOD para la homologación de los procedimientos de soldadura que se emplearán durante la fabricación [1]. La Zona Afectada por el Calor (ZAC) de la unión soldada, sobre todo en chapas de hasta 75 mm de espesor, que imponen fuertes gradientes térmicos y elevadas velocidades de enfriamiento, supone una zona especialmente sensible a la propagación de grietas y, por tanto, es de especial interés someterla a ensayos CTOD.

Se han realizado una serie de ensayos CTOD en la ZAC de un acero HSLA microaleado, empleado en la construcción de plataformas offshore, soldado en distintas condiciones de aporte térmico. El fondo de la grieta crecida por fatiga no queda siempre en la misma posición, sino que muestrea diferentes microestructuras.

Para comprobar tal extremo, y una vez rota la probeta, se realizó un estudio metalográfico para obtener un mapa del tamaño de grano y de la microestructura frente al fondo de la fisura, a lo largo de todo el espesor de la probeta.

En trabajos previos de los mismos autores [2], se ha mostrado la influencia de la microestructura muestreada por el fondo de grieta sobre los valores del ensayo CTOD. Se proponía, asimismo, un método para modificar estos valores en base al crecimiento estable de grieta durante el ensayo, poniendo al descubierto interesantes relaciones entre la tenacidad de fractura y el aporte calorífico durante la soldadura. Pero, en aquella ocasión, no se profundizaba en las relaciones últimas entre crecimiento estable y microestructura muestreada.

El presente trabajo presenta la variedad microestructural

en la ZAC y su relación con el crecimiento estable de grieta. El papel que juega la microestructura es complejo. La norma de ensayo [3] pide que la fisura se sitúe dentro de la ZAC a no más distancia de 0,5 mm del baño de fusión. Esta es la zona potencialmente más peligrosa por ser la de mayor tamaño de grano. Sin embargo, en el trabajo se pone de manifiesto la existencia fuera de esa zona de constituyentes frágiles, en forma de pequeñas islas de martensita, que cuando son muestreados por el fondo de grieta ejercen un notable efecto sobre el resultado de los ensayos CTOD. Este hecho explica la gran dispersión de valores experimentales en el ensayo, según la fisura atravesase o no dicha zona frágil (ZAC Inter-crítica), y justifica el tratamiento de datos sugerido en el artículo de referencia [2], con el objeto de eliminar este efecto enmascarador de la microestructura. Se discute, de igual forma, el origen metalúrgico de estos constituyentes frágiles.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material base es un acero HSLA microaleado según norma BS 7191 450 EMZ tipo 2. Su composición química está recogida en la Tabla 1. Se trata de un acero calmado, de grano fino, templado y revenido. Se le ha medido un límite elástico (σ_y) de 434 N/mm y una resistencia a la tracción (σ_u) de 545 N/mm.

2.2. Procedimiento de soldadura

Las planchas -980 mm (longitud de soldadura) X 750 mm (anchura) X 75 mm (espesor)- fueron soldados por arco sumergido, a tope y con una preparación de bordes en K. La temperatura entre pasadas se mantuvo alrededor de los 115° C. Se operó con aportes caloríficos en el intervalo de 1,348 a 2,326 MJ/m. De cada panel se obtuvieron cuatro probetas para los ensayos CTOD: tres de ellas fueron ensayadas y una se mantuvo como reserva. La figura 1 muestra una macrografía de un corte de la soldadura. En la figura 2 se esquematiza la secuencia de soldeo.

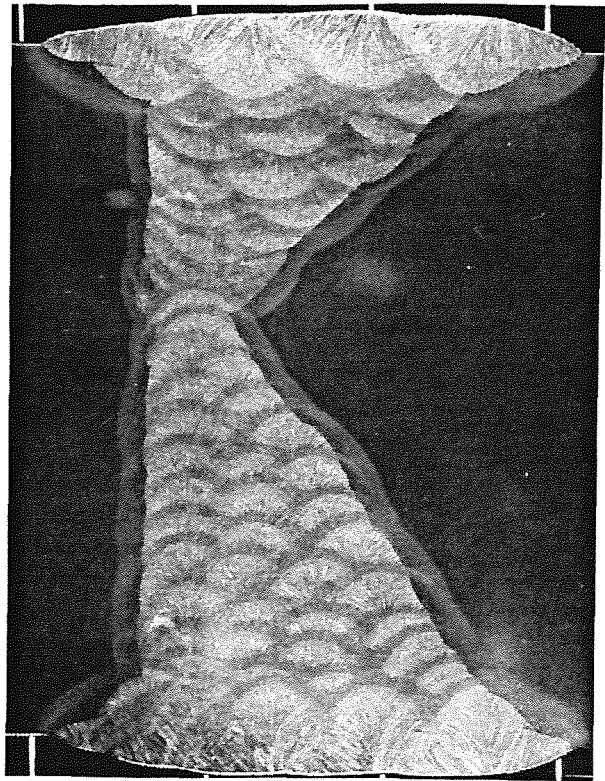


Figura 1. Macrografía de la unión soldada.

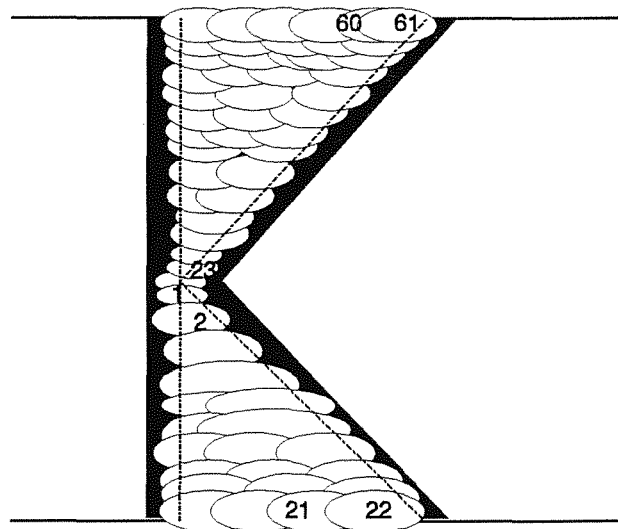


Figura 2. Secuencia de soldeo.

Tabla 1. Composición química del acero HSLA.

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo
.097	1.360	.009	.002	.403	.153	.512	.123	.008
Al	Nb	V	Ti	N	Cu+Ni+Cr+Mo	Nb+V+Ti	Al/N	Ceq.
.032	.016	.001	.003	.007	.797	.020	5.0	.394

2.3. Metalografía previa al ensayo

Se cortaron dos secciones a una distancia de 50 mm de los extremos de la soldadura. Se prepararon para observación metalográfica, se pulieron y se atacaron con nital al 2%. El tamaño de grano en la ZAC adyacente al baño de fusión se determinó de acuerdo con ASTM E112, considerando únicamente los dos tercios centrales del espesor. El objeto de esta operación es situar correctamente la entalla dentro de la ZAC.

2.4. Ensayo CTOD

Para el ensayo CTOD se empleó la probeta SENB3. Este es el tipo recomendado por la norma BS 5762 [3], que fue la empleada en el programa de ensayos. La sección de la probeta es de $B \times 2B$ (donde B es el espesor de la plancha). La disposición del corte de la probeta respecto a la geometría del cordón puede observarse en la figura 3.

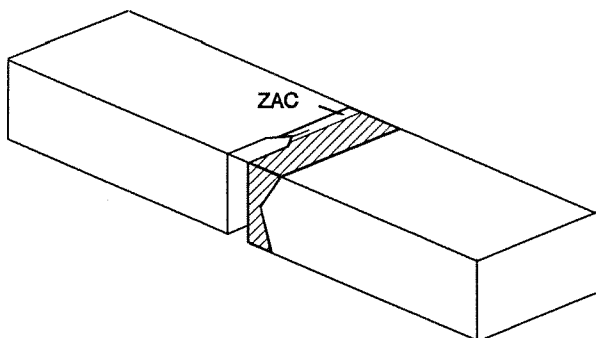


Figura 3. Corte de la probeta SENB3 respecto a la posición del cordón.

Todas las probetas fueron comprimidas localmente, en la zona del ligamento, hasta reducir su espesor en un 1%, con el objeto de mantener el frente de la grieta, en todo el espesor, tan plano como sea posible durante el crecimiento por fatiga (considerando la presencia de tensiones residuales originadas por el ciclo térmico de soldadura).

El ensayo se realizó bajo control de desplazamiento, a una temperatura de -10°C . Los valores de la apertura del vértice de grieta (δ) fueron obtenidos tomando un límite elástico de la ZAC que se consideró como el valor medio del límite elástico del material base y del límite elástico medido para el cordón a partir de un ensayo de tracción. Los valores obtenidos fueron corregidos para la temperatura de ensayo (-10°C).

2.5. Metalografía después del ensayo

Después del ensayo, las probetas fueron cortadas perpendicularmente a la superficie de fractura, justo a la altura de la grieta de fatiga, para la estimación de los tamaños de grano de las diferentes zonas muestreadas por el frente de grieta (figura 4). Se midieron los porcentajes de cada tamaños de grano en los dos tercios centrales del espesor.

El punto de iniciación de la propagación catastrófica fue localizado mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. Se midió sobre la superficie de la probeta fracturada, en todo el espesor, la extensión media de la zona de propagación estable previa a la rotura por clivaje.

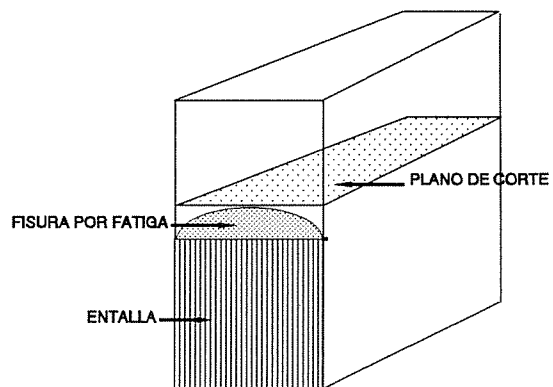


Figura 4. Corte en la probeta fracturada para estudio de la microestructura muestreada por el frente de grieta.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

A partir de los registros carga/apertura en la boca de la entalla, se han calculado los valores de la apertura en el fondo de grieta (δ) usando la ecuación (1), donde K es el factor de intensidad de tensiones para la geometría de la probeta (SENB3); σ_y es el límite elástico corregido para la temperatura del ensayo; E' es el módulo de Young para deformación plana; $W=2B$ la anchura de la probeta (dos veces el espesor de la chapa); a es la longitud de la grieta; v_p es la componente plástica del desplazamiento, medida en la boca de la entalla; y z es la distancia del medidor de desplazamientos a los bordes de la entalla.

$$\delta = \frac{K^2}{2\sigma_y E'} + \frac{0.4(W-a)v_p}{0.4W + 0.6a + z} \quad (1)$$

La figura 5 muestra la variación de los valores de δ con

el valor del aporte calorífico. Como puede verse, aparentemente no hay correlación experimental entre ambas variables.

La figura 6 muestra la correlación entre los valores medidos para cada ensayo de δ frente al crecimiento estable de la grieta anterior a la propagación por clivaje (δ_a).

La ZAC intercrítica está constituida por el material que durante la soldadura alcanzó temperaturas entre los 723°C y los 870°C, situándose en el campo bifásico α/γ del acero. Del estudio metalográfico posterior al ensayo, se obtuvieron los porcentajes de ZAC intercrítica que eran muestreados por el frente de grieta y se correlacionaron con la propagación estable de la misma, como se muestra en la figura 7.

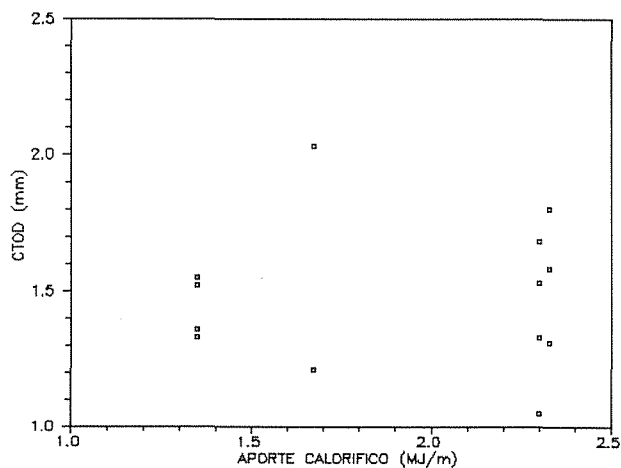


Figura 5. Variación del valor del CTOD con el aporte calorífico de la soldadura.

4 DISCUSION

Tal como han sugerido algunos autores [4-8], hacer crecer una grieta por fatiga dentro de la ZAC, exactamente en la zona que se desea ensayar, es un grave problema práctico del ensayo CTOD de uniones soldadas. La norma de ensayo [3] exige que la grieta de fatiga se sitúe dentro de la ZAC no más lejos de 0,5 mm del baño de fusión. El objetivo es que el fondo de grieta muestree la zona de crecimiento de grano de la ZAC, que es potencialmente la más peligrosa desde el punto de pista de la propagación de las grietas. No obstante, hasta una vez finalizado el ensayo e inspeccionada la superficie de fractura mediante microscopía óptica no se tiene constancia de la posición

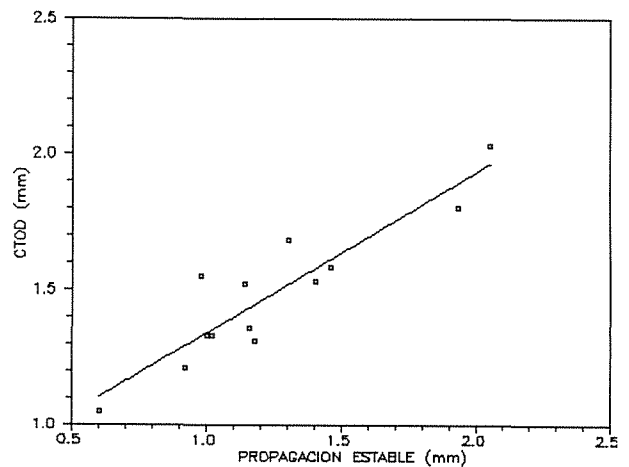


Figura 6. Correlación entre el valor de la apertura de grieta y la propagación estable.

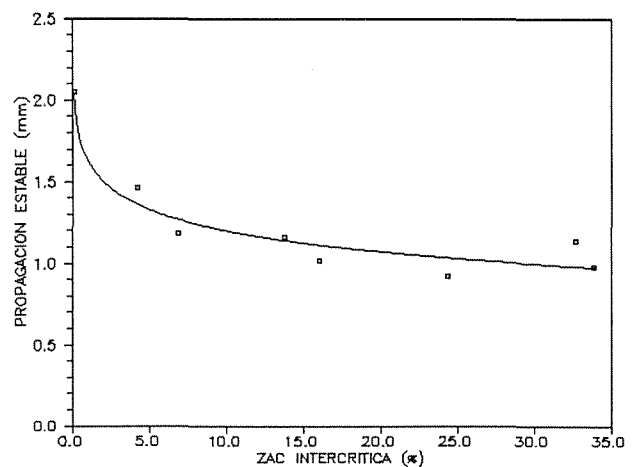


Figura 7. Correlación entre la propagación estable de la fisura y el porcentaje de ZAC intercrítica muestreada por el fondo de grieta.

exacta de la grieta dentro de la ZAC. Una investigación realizada por Gittos y Dolby [9] muestra que sólo el 20% de las probetas cumple estrictamente con los requerimientos de la norma.

Diversas investigaciones sobre aceros HSLA [10,11] informan acerca de la existencia de algunas áreas peligrosas alejadas de la zona de grano grueso. En dichas áreas no hay prácticamente crecimiento del tamaño de grano medio, en comparación con el del material base (figuras 8 y 9). Sin embargo, se



Figura 8. Tamaño de grano en el material base.

comportan de un modo extremadamente frágil. La región es conocida como ZAC intercrítica y coincide con el material que fue calentado durante el ciclo térmico de soldadura hasta temperaturas que lo situaron en el campo bifásico α/γ del acero.

En la figura 7 se puede apreciar como la propagación estable es menor a medida que la grieta muestraa en todo el espesor una mayor proporción de ZAC intercrítica. Por otra parte, en la figura 6 vemos que hay una relación directa entre la propagación estable y el valor del CTOD. En definitiva, que al muestrear la grieta una mayor cantidad de ZAC intercrítica se obtienen valores menores de tenacidad, lo que implica la fragilidad de esta zona. Recordemos que, según la norma, dicha zona no se considera peligrosa desde el punto de vista de la propagación de grietas.

Para dilucidar el origen microestructural de estas zonas de baja tenacidad son interesantes otra serie de datos que aparecen en la bibliografía. Algunos autores [12] asocian los pop-ins registrados durante el ensayo con la posición de la grieta dentro de la ZAC. Cuando un suceso de pop-in tiene lugar sin que se haya producido previamente una propagación estable, se le asocia normalmente con una posición del vértice de grieta en la zona de grano grueso de la ZAC. En la figura 7 se aprecia como la propagación estable disminuye a medida que muestreamos más ZAC intercrítica, sugiriendo que

en esta zona se da un comportamiento menos tenaz, en el mismo sentido que el que se tiene en la zona de grano grueso: menor tenacidad de los constituyentes microestructurales es identificada por una menor propagación estable de la fisura.

En el caso de la zona de grano grueso, el motivo de la tenacidad más baja se relaciona con la menor proporción de superficie de límite de grano por unidad de volumen. Como es sabido, los límites de grano actúan como auténticas barreras frente a la propagación de las grietas. Sin embargo, en el caso de la ZAC intercrítica, el motivo no puede ser el mismo puesto que apenas hay crecimiento del tamaño de grano con respecto al del material base. Deben buscarse otros constituyentes microestructurales a los que se pueda atribuir la responsabilidad de la baja tenacidad.

Cuando se observa la estructura del material de partida a mayores aumentos, figura 10, se puede apreciar mejor una estructura de granos ferríticos con pequeñas colonias perlíticas en las intersecciones de los granos. Realmente no se puede hablar de colonias perlíticas; no se aprecia la estructura en finas bandas alternas de ferrita y cementita propias del crecimiento cooperativo de este agregado proveniente de la reacción eutécticoide. Por el contrario, se distingue que la cementita está globulizada. La causa hay que buscarla en el tratamiento termomecánico de fabricación del acero, que incluye un revenido final que esferoidiza las láminas de cementita.

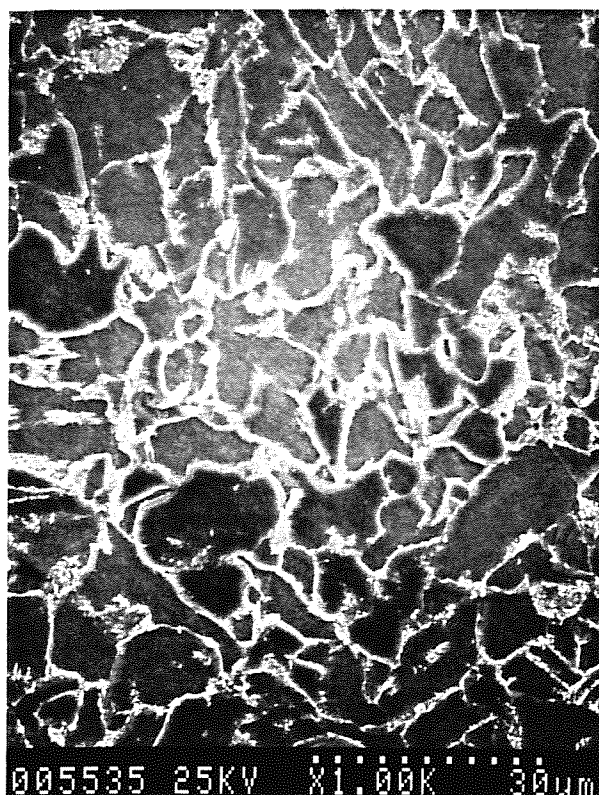


Figura 9. Tamaño de grano en la ZAC intercrítica.

Cuando observamos la ZAC intercrítica a bajos aumentos a duras penas se puede distinguir alguna diferencia con el material base. Sin embargo, al aumentar la resolución podemos comprobar que los agregados de ferrita y cementita globulizada si se han visto sustancialmente alterados (figura 11). Se observan ahora pequeñas islas de martensita/austenita en los mismos lugares donde antes estaban los agregados perlíticos degenerados. Como es sabido, la martensita es un constituyente de no-equilibrio de elevada fragilidad. La baja fragilidad de la ZAC intercrítica hay que atribuirle, pues, a la presencia de islas martensíticas.

El mecanismo de aparición de este constituyente tiene su fundamento en que estamos tratando con soldaduras multipasada. Las islas de martensita no se formarían (se ha comprobado experimentalmente que esto es así) si la unión tuviera un único cordón. El problema surge cuando la zona afectada por el calor de un cordón primitivo es afectada, por segunda vez, por la zona afectada por el calor de un cordón posterior. La figura 12 muestra las distintas subzonas que se forman.

El agregado de cementita globulizada es afectado por el segundo cordón. Una pequeña zona alcanzará una temperatura tal que situará al material en el campo bifásico. En esta situación la cementita ya no es estable y reacciona con la ferrita que la rodea para formar austenita. Esta reacción, la inversa a la eutectoide,

implica la difusión de carbono. La rapidez con que se produce el ciclo térmico de soldadura condiciona la distancia máxima a que puede difundir el carbono; como ejemplo, se puede señalar que el tiempo que el material está en el rango de temperaturas intercrítico es de entre 2 s (para un aporte calorífico de 1,0 MJ/m) y 4 s (para un aporte calorífico de 2,5 MJ/m). Por tanto, de una forma efectiva, el carbono sólo tiene tiempo para difundir dentro de las colonias de cementita globulizada y, aproximadamente, de este tamaño son las lagunas de austenita que se forman.

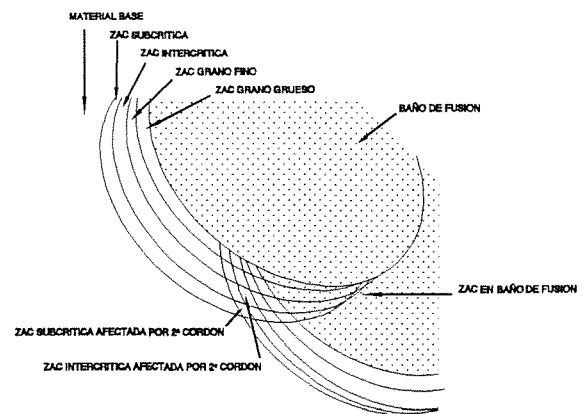


Figura 12. ZAC afectada por un segundo cordón.

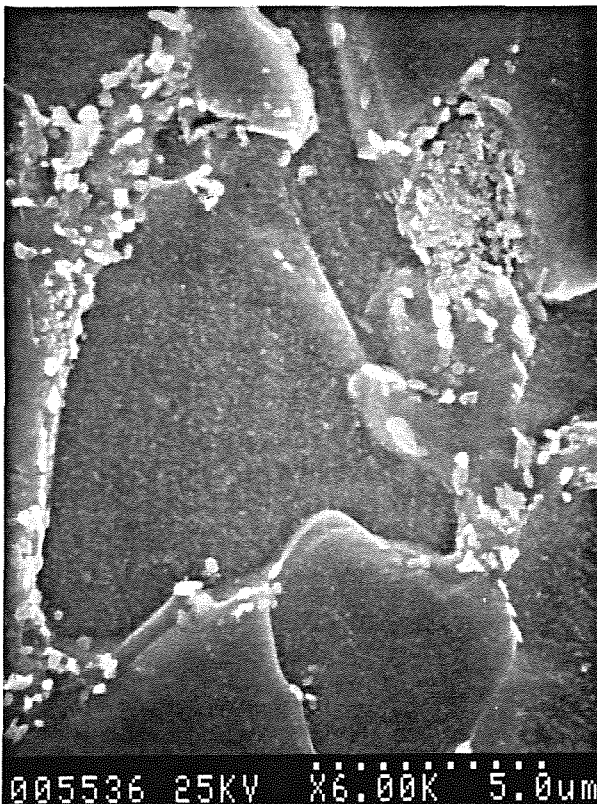


Figura 10. Material base mostrando colonias de ferrita y cementita esferoidizada.



Figura 11. Islas de martensita/austenita en la ZAC intercrítica.

Durante el enfriamiento subsiguiente, la austenita vuelve a transformarse al atravesar de nuevo la temperatura de reacción eutécticoide. La velocidad de enfriamiento es lo suficientemente elevada como para que estas lagunas de austenita se transformen, parcial o totalmente, en productos de temple (martensitas, bainitas). El pequeño tamaño de las islas hace que la morfología de estos constituyentes sea peculiar, pero parece que se trata (en la actualidad está en marcha una investigación más precisa sobre este punto) de martensita junto con bainita granular.

En cualquier caso, la presencia de las islas de martensita/austenita en la ZAC intercrítica parece ser la responsable de la baja tenacidad de la unión soldada, tal como se determina en los ensayos CTOD, cuando el fondo de grieta muestrea esta porción de la zona afectada.

Para obviar la dificultad creada por las distintas posiciones de la fisura, crecida por fatiga, dentro de la ZAC, se propuso con anterioridad por los mismos autores [2,5] un tratamiento de los resultados del ensayo. Sin entrar en más detalles, que se encuentran en las referencias citadas, sólo diremos que está basado en relacionar la propagación estable antes de la rotura por clivaje con la microestructura real muestreada por la grieta. Tomando una microestructura de referencia, caracterizada por una propagación estable medida en el ensayo, todos los demás valores se modifican proporcionalmente a la diferencia de la propagación estable respecto de la de referencia. El resultado se recoge en la figura 13, donde ya sí se aprecia (al contrario que lo que sucedía antes de tratar los datos, figura 5) una relación entre el valor de la tenacidad y el

calor aportado, en el sentido esperado de que aquella disminuye al aumentar éste.

5. CONCLUSIONES

Los valores de apertura de grieta medidos en el ensayo CTOD son extremadamente sensibles a la posición de la fisura crecida por fatiga dentro de la Zona Afectada por el Calor de la unión soldada.

Para el material usado en esta investigación, no se ha encontrado una correlación evidente, tras un primer análisis de resultados, entre la tenacidad de la ZAC y el aporte calorífico durante el soldeo.

Se han localizado zonas en la ZAC, alejadas del área de crecimiento de grano (potencialmente la más peligrosa), que al ser muestreadas por el fondo de grieta dan lugar a una disminución de la tenacidad medida mediante el ensayo CTOD.

Dicha zona, denominada ZAC intercrítica, contiene constituyentes microestructurales sumamente frágiles. Se trata de islas de martensita/austenita que se forman por la acción de un segundo cordón sobre la ZAC de uno previo.

El tratamiento de resultados del ensayo, presentado en trabajos anteriores, encuentra ahora un vínculo de relación con la microestructura del material. Está basado en la desviación de la propagación estable de un cierto valor de referencia, y ésta, a su vez, queda relacionada con el porcentaje de ZAC intercrítica muestreada por la fisura, como consecuencia de la diferencia en componentes frágiles presentes en dicha zona.

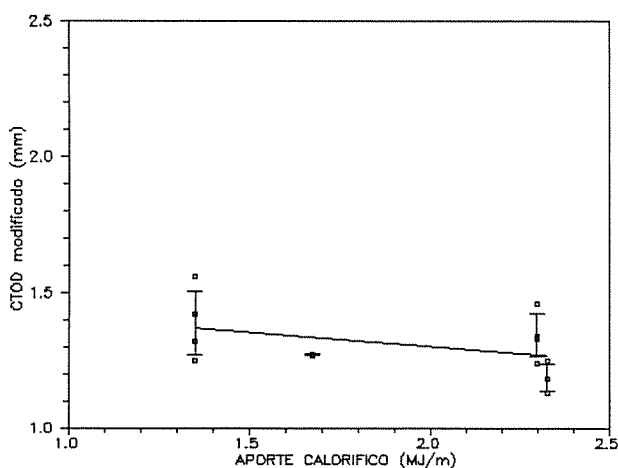


Figura 13. Valores modificados del ensayo CTOD frente al aporte calorífico del proceso de soldadura.

6. REFERENCIAS

- [1] EEMUA 158, "Construction specification for fixed offshore structures in the North Sea", *Engineering Equipment and Materials Users Association*, Publication No.158 (1989).
- [2] R. González, R. Jiménez, F. Molleda, J.C. Suárez, "Efecto de la microestructura de la ZAC en el análisis de resultados de ensayos CTOD en uniones soldadas de aceros HSLA para plataformas offshore", *Anales de Mecánica de la Fractura*, X Encuentro del Grupo Español de Fractura y II Encuentro Hispano-Luso de Fractura, Mérida (marzo, 1993).
- [3] BS 5762, "Method for crack opening displacement (COD) testing", *British Standards Institution* (1979).
- [4] S. Aihara, K. Okamoto, "Influence of local brittle zone on HAZ toughness of TMCP steels, WRC

Bulletin 373, (1992).

- [5] J.C. Suárez, R. González, F. Molleda, R. Jiménez, "Microstructural considerations on the analysis of CTOD test results in the Heat Affected Zone of Welds", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, (para ser publicado).
- [6] W. Burget, J.G. Blauel, "Fracture toughness of welding procedure qualification and components welds tested in SENB and C-specimens", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 19-42, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [7] S.E. Webster, "The structural significance of low toughness HAZ regions in a modern low carbon structural steel", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 59-75, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [8] J.D. Harrison, "*COD testing and analysis. The present state of the art*", The Welding Institute, Cambridge (1981).
- [9] M.F. Gittos, R.E. Dolby, "Predicting the HAZ toughness of C and C-Mn steels - welding at 2 kJ/mm", *Welding Research International* 9 (6), 22-54, (1979).
- [10] F. Matsuda, P. Bernasovsky, Z. Li, K. Ishihara, H. Okada, "An investigation on the behaviour of the M-A constituent in simulated HAZ of HSLA steels", *Welding in the World*, 29, 307-313 (1991).
- [11] D.P. Fairchild, N.V. Bangaru, J.Y. Koo, P.L. Harrison, A. Ozekcin, "A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels", *Welding Journal* (Welding Research Supplement), 321s-329s, (diciembre, 1991).
- [12] M Koçak, G. Terlinde, K.H. Schwalbe, G. Gnirss, "Fracture toughness testing of heat affected zones of weldments and the significance of pop-ins", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 77-95, Mechanical Engineering Publications, London (1987).

EFFECTO DE LA IRRADIACION NEUTRONICA SOBRE LA TENACIDAD DE FRACTURA EN ACEROS FERRITICOS

A. Valiente¹, J. Lapeña², F.J. Perosanz², M.T. Hernández² y J.A. Alvarez³

¹Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

²CIEMAT

³Dpto. de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad de Cantabria.

Resumen. En este trabajo se presentan los resultados de una investigación llevada a cabo para evaluar el efecto fragilizador de la irradiación neutrónica y el efecto regenerador de los tratamientos de recuperación sobre los aceros ferríticos empleados en la construcción de vasijas de reactores nucleares. La tenacidad de fractura J_{Ic} es la magnitud a través de la cual ambos efectos han sido evaluados. Para ello se han realizado ensayos de determinación de J_{Ic} con tres tipos de acero, en el estado original, dañados por diferentes niveles de irradiación, y en el estado de recuperación.

Abstract. This paper presents the results of a research performed to evaluate the embrittlement effects of neutronic irradiation and recovering treatments on the fracture toughness of nuclear pressure vessel steels. J_{Ic} tests were carried out to measure fracture toughness and to evaluate the influence of neutronic fluence and recovering treatments on three different ferritic steels used as structural material for nuclear pressure vessels.

1. INTRODUCCION

Asegurar la integridad de la vasija es una condición esencial para el funcionamiento de un reactor nuclear, porque la vasija constituye la primera y principal barrera de separación entre la reacción nuclear y el entorno del reactor. El criterio de seguridad que se utiliza para limitar el riesgo de una rotura no dúctil en el caso de vasijas de presión se basa en la teoría elástico-lineal de Mecánica de Fractura, es decir, en el factor de intensidad de tensiones y en la tenacidad de fractura del acero [1]. Los límites de operación del reactor se modifican periódicamente, de acuerdo con la evolución que experimentan las propiedades del material por efecto de la irradiación neutrónica [2]. El control de estas propiedades se efectúa mediante programas de vigilancia que incluyen ensayos mecánicos de material irradiado, realizados con probetas que se introducen en el reactor al comienzo de su periodo de operación y se extraen a lo largo de éste, con arreglo a las previsiones del programa.

Sin embargo, la medida de la tenacidad de fractura no es uno de los ensayos mecánicos que contemplan los programas de vigilancia actualmente en vigor. Para todos los aceros de vasija se adopta una misma curva tenacidad-temperatura, dependiente de un parámetro [1]:

$$K_{Ic} = \text{Mín} \left\{ K_0 + K_1 e^{\frac{T-T_m}{T_0}}, 218 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \right\} \quad (1)$$

donde T_m es una temperatura propia del acero y del estado en que se encuentra, y K_0 , K_1 y T_0 son constantes de valores $29,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $13,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y 38°C . La temperatura T_m se determina mediante ensayos de resiliencia Charpy, de manera que las variaciones de tenacidad originadas por la irradiación se tienen en cuenta a través del desplazamiento que la curva energía-temperatura experimenta hacia la región de las temperaturas crecientes. Aunque la curva definida por la ecuación (1) procede de un amplio y diverso conjunto de resultados experimentales, ha de ser necesariamente conservadora, porque un sólo parámetro es insuficiente para describir la influencia de la temperatura sobre la tenacidad, máxime si su valor se determina mediante ensayos de otro tipo, aplicando correlaciones empíricas.

La medida directa de la tenacidad de fractura evitaría el conservadurismo excesivo en la prevención de roturas no dúctiles, pero la complejidad inherente a los ensayos de este tipo (tamaño de probeta, prefisuración, medidas de COD) [3] es difícilmente compatible en la práctica con las posibilidades de ubicación de muestras en los reactores y de manipulación para ensayo en el laboratorio una

vez irradiadas. A pesar de ello, dicha medida directa constituiría un paso muy importante en la optimización de los programas de vigilancia, sobre todo si se tiene en cuenta que a corto plazo puede ser necesario ampliar los programas a vasijas regeneradas mediante tratamientos de recuperación.

La optimización de los programas de vigilancia es un objetivo prioritario para el Organismo Internacional de la Energía Atómica (OIEA), que ha promovido y coordinado tres fases sucesivas de un programa internacional de investigación sobre el tema. Cada fase se ha desarrollado sumando las diferentes participaciones nacionales, y entre las de la tercera fase se contaba la española. Los objetivos específicos de esta tercera fase incluían la optimización de los procedimientos de medida de la resistencia a la fractura, la correlación de resultados entre los diferentes ensayos mecánicos empleados para evaluar los efectos de la irradiación neutrónica, y el desarrollo de métodos para reducir dichos efectos. Haciendo suyos esos objetivos, la contribución española se ha desarrollado en torno a un amplio programa experimental, parte de cuyos resultados han sido objeto de un trabajo anterior publicado en estos Anales [4]. Ese mismo programa incluía como parte fundamental la medida directa de la tenacidad de fractura en material irradiado y en material irradiado y regenerado mediante tratamientos de recuperación. Los resultados obtenidos y el análisis y valoración de los mismos en el contexto de la Mecánica de Fractura son el objeto del presente trabajo. En primer lugar se describen los materiales y condiciones de ensayo contemplados en la investigación y seguidamente la metodología de ensayo y los resultados obtenidos. Por último, a partir de los resultados, se analiza el efecto fragilizador de la irradiación neutrónica y se valoran las medidas directas de tenacidad como medio de evaluación y control del daño que causa en el acero.

2. MATERIALES Y CONDICIONES DE ENSAYO

El Organismo Internacional de la Energía Atómica proporcionó los tres materiales utilizados para la investigación, los cuales son, de acuerdo con las especificaciones ASME, aceros de vasija del tipo A 533 B, clase 1. Los tres fueron fabricados en Japón, obteniéndose el producto final por laminación, a partir de coladas fundidas en horno eléctrico. La composición química y las propiedades mecánicas figuran en las tablas 1 y 2.

La elección de los aceros se hizo en función de la sensibilidad a la irradiación neutrónica esperada con arreglo a la composición química: a mayor contenido en Cu y P, mayor sensibilidad a la irradiación [5]. Los aceros Q y F se eligieron por su alta sensibilidad y el acero J por el motivo contrario.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

Acero	Q	F	J
% C	0,19	0,18	0,18
% Mn	1,41	1,49	1,43
% Ni	0,84	0,62	0,63
% Mo	0,50	0,55	0,48
% P	0,019	0,020	0,004
% Cu	0,14	0,16	0,05
% Si	0,25	0,27	0,23
% S	0,004	0,001	0,002

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	Q	F	J
Límite elástico (MPa)	484	499	412
Resistencia a tracción (MPa)	622	625	569
Alargamiento en rotura (%)	26	23	32
Estricción (%)	77	71	73

Las condiciones en que se han ensayado los materiales fueron fijadas de manera que permitieran evaluar el efecto fragilizador de la irradiación y comprobar la eficacia de los tratamientos de recuperación. Para ello se efectuaron tres irradiaciones distintas y se aplicó un tratamiento de recuperación. La irradiación A, a la que únicamente fue sometido el acero Q, tuvo lugar en una central nuclear comercial por espacio de un año y obviamente se llevó a cabo a la temperatura de servicio del reactor (290°C); la cápsula conteniendo las muestras de acero se depositó en el alojamiento vacante de una de las cápsulas del programa de vigilancia ya extraídas. La fluencia neutrónica recibida por las muestras fue de $3,6 \times 10^{18}$ n/cm². Las irradiaciones B, C y D se realizaron en reactores de experimentación con flujo acelerado a fin de alcanzar en un plazo razonable fluencias neutrónicas comparables a las acumuladas por una vasija comercial en varios años de operación. La temperatura de irradiación fue en los tres casos de 290°C y las fluencias alcanzadas de $0,9 \times 10^{19}$, $2,5 \times 10^{19}$ y $3,1 \times 10^{19}$ n/cm², respectivamente. El acero Q fue sometido a las irradiaciones B y C y los aceros J y F a la irradiación D.

La duración y temperatura del tratamiento de recuperación fueron determinadas mediante ensayos de aniquilación de positrones y de microdureza [6]. Muestras irradiadas del acero Q fueron sometidas a tratamientos térmicos modificando las dos variables hasta conseguir que la microdureza y la vida media de los positrones experimentasen la mínima variación respecto al estado original del acero. Los valores adoptados, 168 horas y 400°C, fueron los más bajos que permitieron alcanzar esa variación mínima. El tratamiento de recuperación fue aplicado a los tres aceros en todos los estados de irradiación, dando lugar con ello a nuevos estados en los cuales también se han efectuado las medidas de tenacidad. El conjunto de condiciones de ensayo y el número de ensayos realizado en cada una de ellas se resume en la tabla 3.

Tabla 3. Condiciones de ensayo de los aceros.

Acero	Estado	Ensayos realizados	Fluencia (10^{19} n/cm ²)
Q	Recepción	10	0
Q	Irradiado	4	0,36
Q	Irradiado	4	0,9
Q	Irradiado	4	2,5
Q	Irradiado y recuperado	5	3,6
Q	Irradiado y recuperado	5	0,9
Q	Irradiado y recuperado	1	2,5
J	Recepción	4	0
J	Irradiado	4	3,1
J	Irradiado y recuperado	3	3,1
F	Recepción	4	0
F	Irradiado	4	3,1
F	Irradiado y recuperado	3	3,1

3. METODOLOGIA DE ENSAYO

Debido a la alta ductilidad de los aceros y a las limitaciones de tamaño de probeta que imponen las cápsulas de irradiación, la magnitud adoptada para medir la tenacidad de fractura fue el valor crítico de la integral J , J_{Ic} , determinado con arreglo al método de ensayo que establece la norma ASTM E 813 empleando una sola probeta, es decir, con medida de la propagación de fisura a través de las pendientes de descargas parciales efectuadas periódicamente [3].

La probeta que se eligió para los ensayos fue la de tipo CT, con un espesor de 12,7 mm y una anchura útil de 25,4 mm. De las dos geometrías que contempla la norma se optó por la que permite medir la apertura de la fisura a la altura de la línea de carga (figura 1). La orientación de las probetas respecto a la plancha de partida fue elegida haciendo coincidir el frente y la dirección de propagación de la fisura con el espesor y la dirección de laminación de la plancha, respectivamente.

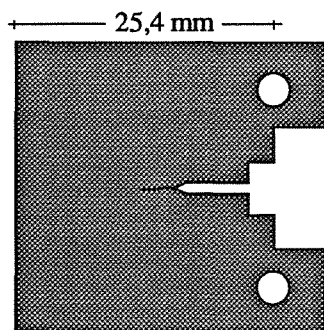


Fig. 1. Probeta CT para los ensayos de tenacidad.

La elección estuvo condicionada por la necesidad de reducir el tamaño de las probetas para poder disponer de un número suficiente dentro del limitado espacio existente en las cápsulas y para facilitar su manipulación en los ensayos al disminuir la radiación acumulada en cada una. Todas las probetas fueron preagrietadas por fatiga en el estado de recepción de los aceros hasta alcanzar la misma longitud de fisura. Para ello, dado el elevado número de probetas a fisurar, fue necesario desarrollar un procedimiento automatizado de fisuración a partir de un estudio experimental de dependencia entre la flexibilidad de las probetas y la longitud de fisura. Además, en todos casos la fisura se recreció por fatiga inmediatamente antes del ensayo de tenacidad, en la condición de ensayo del material y respetando las prescripciones de la norma.

Para llevar a cabo esta fisuración final y los propios ensayos de tenacidad se utilizó una máquina de ensayos mecánicos aislada del exterior por una celda blindada contra la irradiación. Las diferentes operaciones que implica la ejecución del ensayo, esto es, el transporte de los contenedores de probetas hasta la máquina, la extracción de las probetas, el montaje en la máquina y el desmontaje una vez rotas, la colocación del extensómetro de COD, la retirada de las probetas rotas, etc., se efectuaron desde el exterior de la celda mediante dispositivos mecánicos manejables a distancia. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, bajo control de COD. Las cuchillas de apoyo para el extensómetro fueron fijadas en las probetas antes de la irradiación. La gran deformación que algunas de las probetas experimentaban antes de iniciarse la rotura (figura 2) hizo necesario utilizar un extensómetro modificado para conseguir la base de medida y el recorrido precisos (2 y 8 mm, respectivamente).

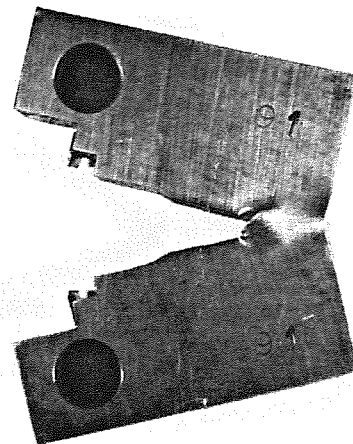


Fig. 2. Deformación alcanzada por las probetas en los ensayos de tenacidad.

4. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

La curva carga-COD que se obtiene en un ensayo de tenacidad constituye el primer exponente en cuanto al comportamiento del material en rotura. Las diferentes formas de curvas obtenidas en el conjunto de los 55 ensayos realizados pueden clasificarse en uno de los cuatro tipos representados en la figura 3.

pico de un material frágil: la rotura se produce también por propagación inestable de la fisura pero la deformación que la precede sólo indica plastificaciones locales en torno al frente de fisura.

En la tabla 4 se indica el número de curvas de cada tipo obtenidas en los ensayos de tenacidad, para cada material y condición de ensayo.

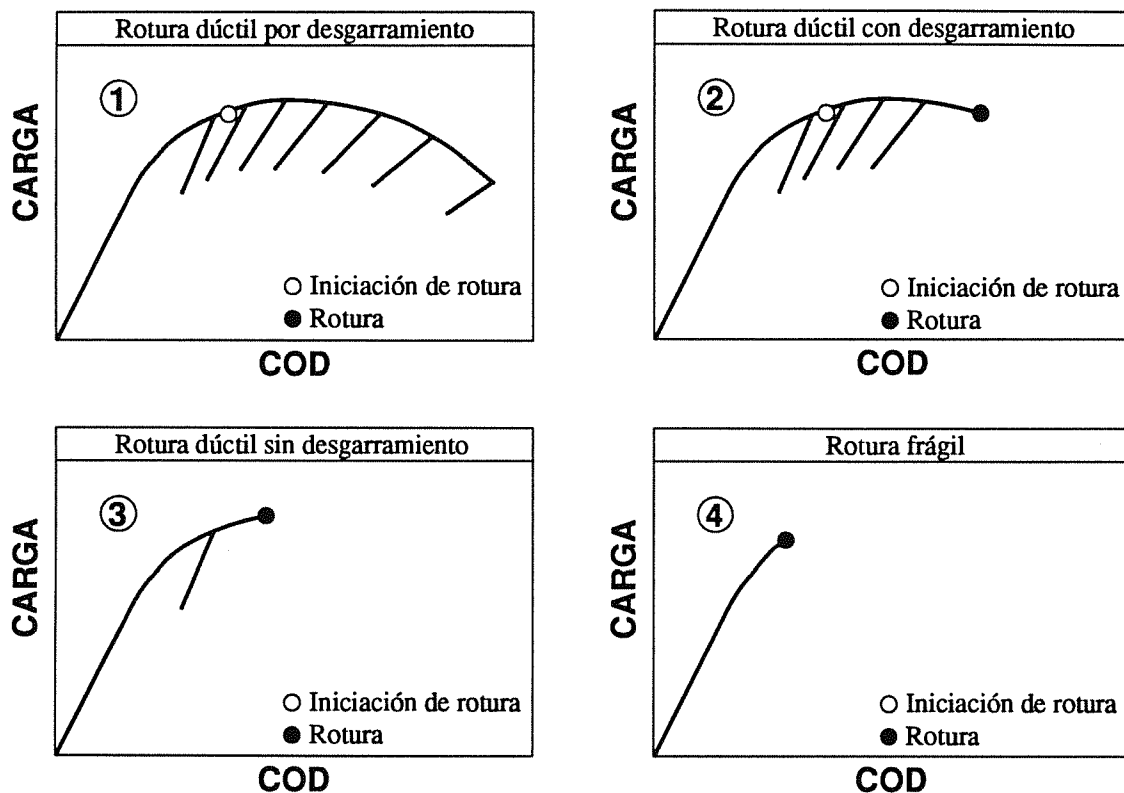


Fig.3. Tipos de curvas carga-COD obtenidas en los ensayos de tenacidad.

La curva 1 refleja un comportamiento típico de materiales de alta ductilidad. La rotura se produce por desgarramiento continuo del ligamento resistente que une las dos mitades de la probeta en el plano de la fisura, y va acompañada de grandes deformaciones plásticas que se desarrollan en toda la zona de influencia del ligamento. El desgarramiento es consecuencia del crecimiento estable de la fisura, que una vez iniciado, únicamente continúa si la deformación de la probeta aumenta. La curva 2 indica también comportamiento dúctil, con desgarramiento continuo del ligamento resistente y crecimiento estable de la fisura acompañado de fuertes deformaciones; sin embargo, a diferencia del caso anterior, el crecimiento estable se interrumpe y la fisura se propaga rápidamente dando lugar a una rotura brusca.

El caso de la curva 3, aunque no hay propagación estable de la fisura, también puede calificarse de comportamiento dúctil, ya que la rotura súbita de la probeta va precedida de la plastificación del ligamento y de importantes deformaciones plásticas en su zona de influencia. En cambio, la curva 4 responde al comportamiento tí-

Tabla 4. Tipo de curva Carga-COD obtenido en los ensayos de tenacidad.

Acero	Estado	Tipo de curva			
		1	2	3	4
Q	Recepción	6	4	-	-
Q	Irradiado A	-	-	1	3
Q	Irradiado B	-	-	2	2
Q	Irradiado C	-	-	-	4
Q	Irradiado A y recuperado	-	-	4	1
Q	Irradiado B y recuperado	1	-	4	-
Q	Irradiado C y recuperado	-	-	1	-
J	Recepción	4	-	-	-
J	Irradiado D	-	-	3	1
J	Irradiado D y recuperado	1	1	1	-
F	Recepción	4	-	-	-
F	Irradiado D	-	-	1	3
F	Irradiado D y recuperado	3	-	-	-

Las curvas obtenidas al ensayar los aceros en estado de recepción, esto es, sin irradiaciones ni tratamientos de recuperación, fueron todas del tipo 1 para los aceros J y F y repartidas aproximadamente por igual entre los tipos 1 y 2 para el acero Q. No obstante, es interesante destacar que en todos los ensayos de este acero donde la curva obtenida fue del tipo 2, la fase de propagación inestable de la fisura se detuvo espontáneamente tras una caída brusca de la carga, prosiguiendo nuevamente después la rotura estable con desgarramiento continuo del ligamento.

El comportamiento dúctil de que dan muestra los tres aceros en estado de recepción se altera significativamente por efecto de la irradiación neutrónica, ya que en todos los ensayos realizados con probetas irradiadas las curvas que resultan son de los tipos 3 o 4, en lugar de los tipos 1 o 2. El tipo 4, que indica un mayor grado de fragilización que el 3, es el más frecuente en los casos del acero Q y F mientras que el tipo 3 lo es en el del acero J.

Con el tratamiento térmico de recuperación se rompe la casi homogeneidad de comportamiento que los tres aceros habían ofrecido tanto en estado de recepción como de irradiación, al menos en aquellos aspectos que refleja la curva Carga-COD. Se observa en los tres aceros una tendencia general a retornar al tipo de comportamiento asociado a las curvas 1 y 2, pero los resultados son desiguales para los tres: mientras el acero F vuelve a las curvas del tipo 1, el acero J queda disperso entre los tipos 1, 2 y 3 y el acero Q apenas consigue pasar del tipo 4 al 3. Los valores de la tenacidad resultantes de los ensayos se han resumido en la tabla 5.

Para cada uno de los ensayos se ha determinado el valor crítico de la integral J , J_Q , correspondiente a la iniciación de la rotura, sin tener en cuenta si el proceso iniciado por la fisura era de crecimiento estable (curvas 1 y 2) o de propagación inestable (curvas 3 y 4). Todos los valores se han determinado a partir de las curvas carga-COD según el procedimiento marcado por la norma ASTM E 813 [3]. En los casos de crecimiento estable, el punto de iniciación de la rotura también se ha establecido conforme a dicha norma. La tabla 5 recoge el valor medio y el error de J_Q para cada material y condición de ensayo.

Para que el valor J_Q obtenido en un ensayo pueda considerarse una medida de la tenacidad del material independiente de la geometría de la probeta, es necesario que verifique la condición [3]:

$$J_Q < J_m = \text{Mín} \left\{ \frac{\sigma_Y b_0}{25}, \frac{\sigma_Y B}{25} \right\} \quad (2)$$

donde B es el espesor de la probeta, b_0 la longitud del ligamento inicial y σ_Y una tensión de cedencia equivalente que se obtiene promediando la resistencia a tracción y el límite elástico convencional [3].

En la tabla 5 se han incluido también los valores del límite elástico convencional $\sigma_{0,2}$ y de la resistencia a tracción σ_R , medidos en idénticas condiciones de ensayo que la tenacidad. A partir de ellos y de la longitud b_0 (prácticamente igual a 10 mm en todas las probetas) se ha calculado el valor límite J_m de J_Q dado por (1). El valor crítico J_Q se ha adoptado como tenacidad de fractura, J_{Ic} , en aquellos casos en los cuales no supera el valor límite.

Tabla 5. Resultados de los ensayos de tenacidad.

Acero	Estado	J_Q (kJ/m ²)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_R (MPa)	J_m (kJ/m ²)	J_{Ic} (kJ/m ²)
Q	Recepción	624 ± 75	625	484	222	
Q	Irradiado A	97 ± 15	709	563	254	97 ± 15
Q	Irradiado B	83 ± 23	707	590	259	83 ± 23
Q	Irradiado C	29 ± 3	760	620	276	29 ± 3
Q	Irradiado A y recuperado	129 ± 43	639	498	227	129 ± 43
Q	Irradiado B y recuperado	397 ± 107	623	483	221	
Q	Irradiado C y recuperado	226	760	620	276	226
J	Recepción	904 ± 17	562	408	194	
J	Irradiado D	60 ± 12	626	497	225	60 ± 12
J	Irradiado D y recuperado	220 ± 29	577	427	201	
F	Recepción	907 ± 12	625	499	225	
F	Irradiado D	92 ± 28	785	670	291	92 ± 28
F	Irradiado D y recuperado	832 ± 4	657	530	237	

5. ANALISIS DE RESULTADOS

Algunos de los valores obtenidos en los ensayos de tenacidad están ligados a la geometría de las probetas empleadas y por tanto no pueden considerarse una medida de la tenacidad intrínseca al material. No obstante, puesto que todos los ensayos han sido realizados en igualdad de condiciones por lo que se refiere a la geometría de las probetas, los valores de tenacidad medidos sí son útiles para evaluar el efecto de la irradiación neutrónica y del tratamiento de recuperación.

La información cualitativa que proporcionan las curvas carga-COD sobre el proceso de rotura y sobre la fragilidad de los materiales se ve confirmada cuantitativamente en todos sus aspectos por los valores de la tenacidad de la tabla 5. Cuando las curvas reflejan uniformidad de comportamiento para una misma condición de ensayo (tabla 4), el valor de la tenacidad presenta dispersiones bajas, y en cambio, cuando las curvas acusan diferencias de comportamiento la dispersión es alta.

En estado de recepción el comportamiento es muy repetitivo en el caso de los aceros J y F, y aunque algo menos en el caso del acero Q, no lo suficiente para poder achacar a esta falta de homogeneidad las importantes variaciones de tenacidad que se dan tras los tratamientos de irradiación y recuperación. En estos estados la dispersión de valores de J_Q podría deberse a falta de uniformidad en las irradiaciones.

El efecto de la irradiación neutrónica y del tratamiento térmico de recuperación sobre la tenacidad de los aceros queda reflejado gráficamente en la figura 4. Como puede verse, la alteración del proceso de rotura inducida por la irradiación neutrónica va acompañada de una reducción

drástica de la tenacidad, que llega hasta el 95% en el caso del acero Q.

Los diferentes niveles de irradiación aplicados al acero Q permiten constatar que la tenacidad no decrece linealmente con la fluencia acumulada por el material y que por tanto éste no pierde tenacidad al mismo ritmo que recibe la irradiación; en las primeras etapas del proceso de irradiación las pérdidas son muy intensas, pero en las siguientes el ritmo de pérdidas sufre una acusada deceleración. La figura 5, donde se ha representado la tenacidad del acero Q en función de la fluencia, pone de manifiesto la apreciación anterior. La representación gráfica sugiere que la tenacidad J'_Q del material irradiado varía linealmente con el inverso de la fluencia F, por lo que se ha determinado la función del tipo:

$$J'_Q = \frac{J_Q}{1 + F/F_0} \tag{3}$$

con mejor ajuste a los valores experimentales según el método de mínimos cuadrados. La curva hallada se obtiene para el valor $0,117 \times 10^{19}$ n/cm² del parámetro F_0 y está dibujada en la figura 5, junto a los valores experimentales.

Las medidas de tenacidad también permiten cuantificar los cambios de comportamiento en rotura que se observan en los aceros cuando después de irradiados se les somete al tratamiento térmico de regeneración. La recuperación de tenacidad es prácticamente total en el caso del acero F, el único que retorna al mecanismo de rotura del estado de recepción por efecto del tratamiento. Los aceros Q y J sólo recuperan parcialmente la tenacidad, como muestra la figura 4.

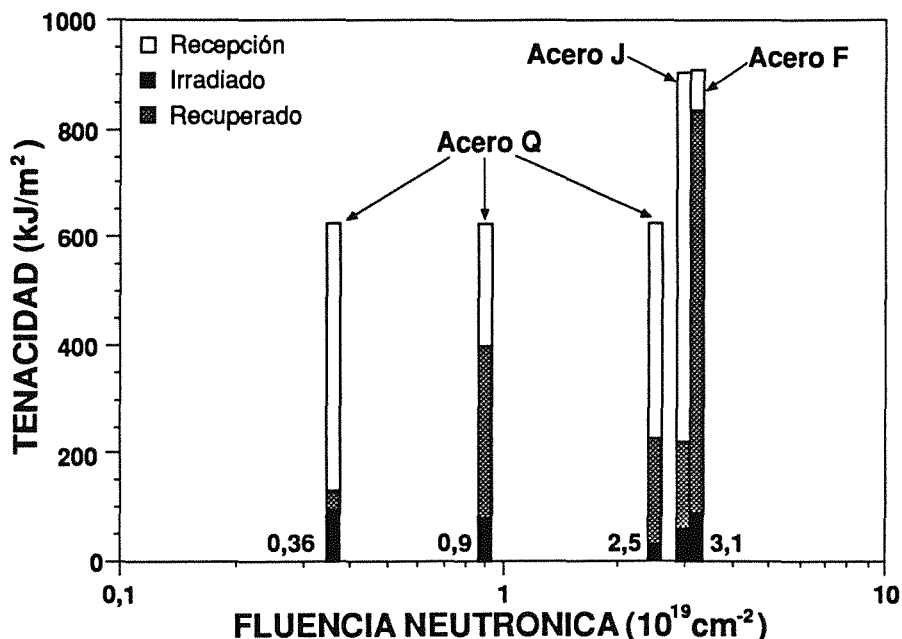


Fig. 4 Efecto de la irradiación neutrónica y del tratamiento de recuperación sobre la tenacidad.

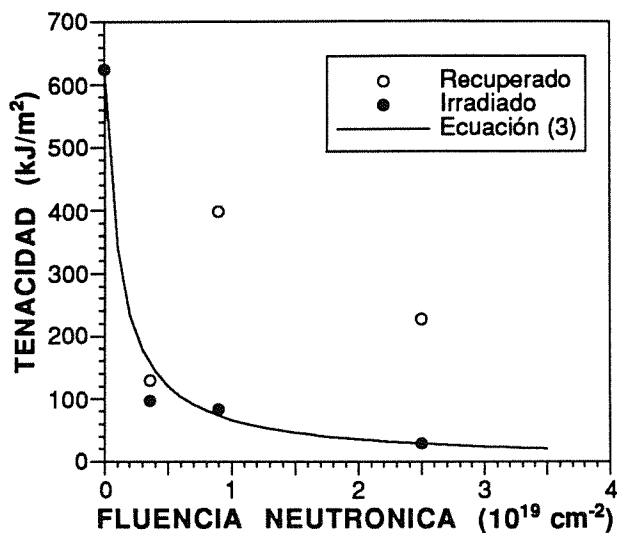


Fig. 5 Efecto de la fluencia sobre la tenacidad del acero Q con y sin tratamiento de recuperación.

La influencia de la radiación acumulada sobre la capacidad de recuperación del acero no es fácil de interpretar a la vista de los valores obtenidos para las diferentes fluencias en el caso del acero Q. Como puede verse en la figura 5, la tenacidad recuperada no sigue una tendencia monótona como función de la fluencia recibida. La escasa recuperación de este acero tras su irradiación en un reactor comercial rompe la tendencia que marcan los valores de la tenacidad para las otras dos fluencias: a mayor dosis de radiación menor recuperación.

Sin embargo, esta falta de regularidad en los resultados desaparece evaluando la capacidad de recuperación en términos relativos en lugar de hacerlo en términos absolutos, es decir, si en lugar de comparar los valores de la tenacidad recuperada, se comparan los cocientes entre las tenacidades posterior y anterior al tratamiento de recuperación, J''_Q y J'_Q , respectivamente.

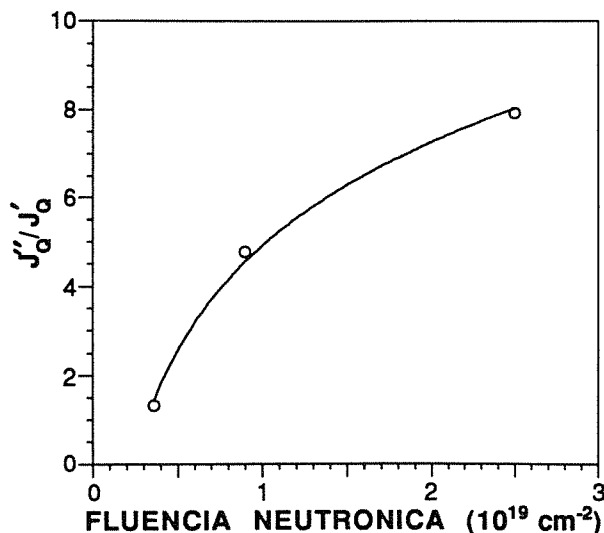


Fig. 6 Recuperación de tenacidad del acero Q.

El resultado de efectuar la comparación en esas variables puede verse en la figura 6, donde se han representado los valores del cociente J''_Q/J'_Q en función de la fluencia. La capacidad de recuperación, medida de este modo, crece con la radiación acumulada. El tratamiento térmico consigue una mayor regeneración relativa cuanto más dañado está el acero. Las tres parejas de valores representadas en la figura 6 admiten la curva de ajuste que aparece en dicha figura y cuya expresión analítica es:

$$\frac{J''_Q}{J'_Q} = 3,40 \ln \frac{F}{F_1} \quad (4)$$

donde el parámetro F_1 es igual a $0,117 \times 10^{19}$ n/cm². Combinando las ecuaciones (3) y (4), la tenacidad recuperada por el acero Q puede expresarse en función de la fluencia recibida antes del tratamiento de recuperación:

$$J''_Q = 3,40 J_Q \frac{\ln(F/F_1)}{1 + F/F_0} \quad (5)$$

Las medidas de tenacidad sólo confirman parcialmente las previsiones de sensibilidad a la irradiación asignada a los aceros en función de su composición química. En efecto, la gran pérdida de tenacidad que experimentan los aceros Q (el 95%) y F (el 90%) para la fluencia mayor es indicativa de alta sensibilidad a la irradiación, pero es similar a la del acero J (el 93%), considerado de baja sensibilidad. Tal pérdida de tenacidad es incompatible con un acero poco sensible a la irradiación. Por lo que se refiere a capacidad de recuperación, si se evalúa comparando la tenacidad primitiva con la recuperada, es muy alta para el acero F (el 91%) y baja para los aceros Q (el 36%) y J (el 24%). Así pues, los resultados obtenidos tampoco indican que exista correlación entre la capacidad de recuperación y la sensibilidad a la irradiación esperada con arreglo a la composición química.

No obstante, para poder hacer una comparación completa de los tres aceros en cuanto a sensibilidad a la irradiación y capacidad de recuperación, sería necesario conocer el efecto que tiene la temperatura sobre esos dos aspectos de su comportamiento, ya que las vasija de un reactor en operación se encuentra a una temperatura próxima a los 300°C, y los ensayos de tenacidad de esta investigación se han realizado a temperatura ambiente de laboratorio. A temperaturas mayores los resultados comparativos entre los tres aceros podrían ser distintos.

6. CONCLUSIONES

La investigación realizada ha permitido realizar medidas de tenacidad en estado de irradiación para tres aceros ferríticos del tipo empleado en la construcción de vasijas de reactores nucleares. Aunque sólo una parte de las medi-

das pueden considerarse valores intrínsecos al estado del material, los resultados obtenidos indican que la irradiación recibida en periodos comparables al de operación de una vasija altera el mecanismo macroscópico de rotura y reduce considerablemente la tenacidad, en un proceso que es muy rápido en las etapas iniciales y se decelera en las siguientes. Las pérdidas de tenacidad son muy altas en todos los casos, pero con importantes diferencias entre los tres aceros estudiados en la investigación.

Las medidas de tenacidad han permitido asimismo evaluar la efectividad de los tratamientos térmicos de recuperación y la capacidad de los aceros para regenerarse bajo la acción de estos tratamientos. Hay recuperación de tenacidad en todos los casos, casi total en alguno, pero varía notablemente de un material a otro. La radiación acumulada ejerce una compleja y acusada influencia sobre la capacidad de recuperación del material. De acuerdo con los resultados experimentales, esta influencia puede explicarse admitiendo que la capacidad de recuperación relativa es creciente con la fluencia recibida, es decir que cuanto más dañado está el material, en mayor proporción es regenerado por el tratamiento de recuperación respecto al estado en que se halla.

7. REFERENCIAS

- [1] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Appendix G "Protection against nonductile fracture", ASME (1993).
- [2] Ballesteros, A., Bros, J. y Esteban, F. "Aplicaciones de la Mecánica de fractura para la determinación de las curvas límite de operación de un reactor nuclear", Anales de Mecánica de Fractura 7, 278-292 (1990)
- [3] Norma ASTM E813 "Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness", ASTM Standards (1988).
- [4] Valiente, A. y Lapeña, J. "Efecto de la irradiación neutrónica sobre la resistencia de probetas entalladas" Anales de Mecánica de Fractura, 10, 239-246 (1993).
- [5] American Nuclear Regulatory Commission "Radiation Embrittlement of Reactor Vessel Materials", Guide 1.99 Rev. 2, U.S.N.R.C. (1988).
- [6] Pareja, R., De Diego, N., De la Cruz, R. y Del Río, J. "Postirradiation Recovery of A Reactor Pressure Vessel Steel Investigated by Positron Annihilation and Microhardness Measurements", Nuclear Technology, 14, 52-63 (1993)

AGRADECIMIENTOS

La realización de este trabajo ha sido posible gracias a la ayuda PR84-511, concedida por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la financiación aportada por ENDESA. Los autores agradecen su colaboración a ambas entidades. Asimismo, los autores desean expresar su agradecimiento a los técnicos especialistas D. David Culebras y D. Julián Serrano por la cooperación prestada en el desarrollo de la investigación.

**PROPAGACION DE GRIETAS EN PRESENCIA DE TENSIONES RESIDUALES DE
INDENTACION EN MATERIALES CERAMICOS: INFLUENCIA DE LA
VELOCIDAD DE APLICACION DE LA CARGA**

J. Alcalá, J. González y M. Anglada.

Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad Politécnica de Cataluña, E.T.S.I.I. Barcelona,
Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

Resumen. En este trabajo se modeliza la propagación de grietas de indentación en cerámicas estructurales que incrementan su tenacidad mediante transformaciones de fase. Con este fin se considera la aplicación de cargas externas a fisuras de indentación en Y-TZP, determinándose la extensión de grieta debida a efectos de fatiga estática. Se discuten además, el efecto que en la propagación de grietas tienen los mecanismos que incrementan la tenacidad de este material. En el cálculo de la propagación no solamente se estima los parámetros de indentación de acuerdo a las características de fractura del material, sino que también se tiene en cuenta la geometría de las fisuras. Finalmente, los resultados de la modelización son comparados con la propagación observada experimentalmente.

Abstract. Stable crack growth of indentation cracks in transforming ceramics is modeled. We consider the application of external loads to indentation cracks in Y-TZP, evaluating crack extension due to static fatigue effects. The effect of toughening mechanisms on crack propagation of stressed cracks under residual fields is discussed. In order to calculate stable cracking, indentation parameters are determined in relation to the material's fracture behavior. Crack geometry is also taken into account. Theoretical results are finally compared to those of actual experiments.

1. INTRODUCCION

Es comúnmente aceptado que la propagación subcrítica de grietas en materiales cerámicos puede estar relacionada a efectos de fatiga estática. La fatiga estática (también conocida como corrosión bajo tensión) es debida a la acción combinada del medio ambiente y la tensión mecánica. Este efecto es el causante de la propagación estable de fisuras mediante mecanismos corrosivos que debilitan la resistencia del material a la extensión de grietas. La existencia de este tipo de efectos en materiales cerámicos ha sido reconocida por más de cuatro décadas [1-2].

En los últimos años se han utilizado grietas pequeñas inducidas mediante indentación para la medición de la tenacidad de fractura [3-6] y la fatiga cíclica [7]. En general, el método utilizado en estos ensayos consiste en indentar probetas de flexión de forma tal que al realizar el ensayo, un sistema de grietas sea cargado en modo I. En este sentido, se acepta que el factor de intensidad de

esfuerzos (K) producido al aplicar cargas externas, viene dado por una superposición del K aplicado y la expresión del K residual generado durante el proceso de indentación. El factor residual se obtiene directamente mediante modelos de indentación en los que se considera que el sistema de grietas es cargado en modo I [8-10]:

$$K_I = Y \sigma \sqrt{c} + \frac{\chi P}{c^{3/2}} \quad (1)$$

En esta ecuación el primer término corresponde al K aplicado y el segundo al K residual. Siendo σ es el esfuerzo aplicado, Y un factor geométrico, c la longitud de grieta, P la carga de indentación y χ un factor que depende de la geometría del indentador y del material.

Sin embargo, en los trabajos en los que se hace uso de técnicas de indentación y en los que se aplica la expresión anterior para modelar el crecimiento de grietas, usualmente no se tiene en cuenta la contribución de la fatiga estática al crecimiento subcrítico.

Las posibles razones por las que generalmente no se considera la fatiga estática en estudios de grietas de indentación son las siguientes: 1) Se desconocen los parámetros que describen el comportamiento de fatiga estática en el material estudiado. 2) La propagación por efectos estáticos de grietas pequeñas de indentación puede ser intrínsecamente diferente a la medida con grietas grandes. 3) El crecimiento de grietas por efectos estáticos está directamente relacionado a la forma en que la carga se aplica en el tiempo. En este sentido, al existir tensiones residuales de indentación, la solución del problema requiere la evaluación numérica de una ecuación diferencial. 4) Bajo ciertas condiciones ambientales, la extensión de grieta por fatiga estática es despreciable en determinados materiales cerámicos.

En este trabajo se modeliza la propagación de fisuras debida a efectos de fatiga estática al superponer esfuerzos externos a tensiones residuales de indentación. Además, las predicciones de la propagación son comparadas con los resultados experimentales obtenidos.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado en este estudio es circona tetragonal policristalina dopada con itria (Y-TZP). Una característica de esta cerámica es su capacidad de incrementar su resistencia a fractura en la medida que una grieta propaga [11]. Este efecto es debido a una transformación de fase del material en la punta de una grieta la cual es activada mediante tensiones aplicadas externamente. La diferencia de volumen generada debida a la transformación implica una dilatación en la zona adyacente a la punta de la grieta. Como consecuencia de esta dilatación, la punta de la grieta es sometida a una compresión que disminuye el factor de tensiones neto.

Las características microestructurales del material ensayado, y sus propiedades a fatiga y fractura han sido descritas en trabajos previos [6].

Las probetas ensayadas tienen una sección transversal de 5 x 8 mm y longitud de 50 mm. El material fue pulido por la superficie a ser sometida a carga máxima de tracción durante los ensayos mecánicos. Posteriormente, el material fue tratado térmicamente para revertir en su totalidad la transformación que tiene lugar durante los procesos de mecanizado de las probetas [6]. La temperatura empleada es suficiente para eliminar al mismo tiempo las tensiones residuales superficiales.

Ya que los ensayos a realizar fueron de flexión por cuatro puntos, tres indentaciones Vickers de 150 N se realizaron equidistantemente en la superficie pulida a ser situada entre puntos de apoyo internos. Con el fin de evitar interacciones entre indentaciones, la distancia mínima entre ellas fue de 2 mm. Las indentaciones fueron cuidadosamente orientadas de forma que uno de los sistemas de grietas producido fuera paralelo al eje longitudinal de la probeta con un error menor a 6°; esto

permitió que durante el ensayo las grietas fueran cargadas en modo I.

El material fue ensayado en flexión por cuatro puntos con una máquina electromecánica de ensayos INSTRON 8562. El ensayo fue llevado a cabo al menos 24 horas después de haber indentado el material, con el fin de que el valor del K residual fuera inicialmente igual al umbral de propagación (este aspecto es discutido con mayor detalle en la sección 3.3). La distancia entre puntos de apoyo exterior e interior fue 40 y 20 mm. Como consecuencia del tipo de ensayos, las indentaciones fueron sometidas a esfuerzos similares en todo momento. Para promover la homogeneidad del esfuerzo aplicado a lo largo de la zona indentada de la probeta, los ensayos fueron realizados con un sistema de mordazas autoalineantes en todas direcciones. Mediante este dispositivo de carga, los tres sistemas de grietas ensayados en el conjunto de las indentaciones crecieron siempre por igual. De forma similar, no se detectaron diferencias significativas en las dos direcciones de propagación en un único sistema de grietas de una indentación.

El material fue ensayado en control de carga mediante rampas a velocidades de carga y descarga iguales. Entre cada ciclo, se observó la longitud de las grietas mediante microscopía óptica con contraste diferencial Nomarski. Distintas probetas se ensayaron a velocidades de carga-descarga de 0.1 y 1 MPa/s.

3. PREDICCIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS

3.1 Consideraciones Generales

Tradicionalmente, para describir la fatiga estática en materiales cerámicos, se ha aceptado que entre ciertos valores del factor de intensidad de tensiones, la velocidad de propagación de grietas (dc/dt) y K siguen una relación del tipo:

$$v = dc/dt = AK^n \quad (2)$$

El valor de K a partir del que es posible observar propagación de grietas se denomina umbral de propagación. Si no existen cambios en el mecanismo responsable de la extensión de grietas, los valores de A y n de la ecuación antes propuesta pueden ser empleados hasta que el material fracture inestablemente. La fig. 1 esquematiza este tipo de comportamiento.

En el caso en que existan variaciones del mecanismo responsable de la fatiga estática, es usual observar distintas etapas entre el umbral de propagación y el valor de K para fractura inestable. En el material estudiado, se han reportado cambios de la pendiente n para velocidades de propagación del orden de 10^{-4} m/s [12].

En la Y-TZP es posible revertir la transformación de fase en la punta de la grieta mediante tratamientos

térmicos apropiados. Dentro de un rango de longitudes de grieta, mediante esta técnica se pueden comparar directamente resultados de fatiga y fractura para grietas de diferentes tamaños. Esto es posible ya que los mecanismos que permiten incrementar la tenacidad del material con la propagación de grieta se encuentran en las mismas condiciones iniciales.

Un método directo para caracterizar la fatiga estática es el de la medición "in situ" de la longitud de grieta para una carga aplicada constante. Utilizando esta técnica en probetas de flexión con grietas pasantes previamente tratadas térmicamente se han ajustado los valores de A y n para el material ensayado [13]. Los resultados fueron $A = 4.8 \times 10^{-19}$ y $n = 24$ si K se expresa en $\text{MPa m}^{1/2}$ y v en m/s. Además, el umbral de propagación fue $2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$.

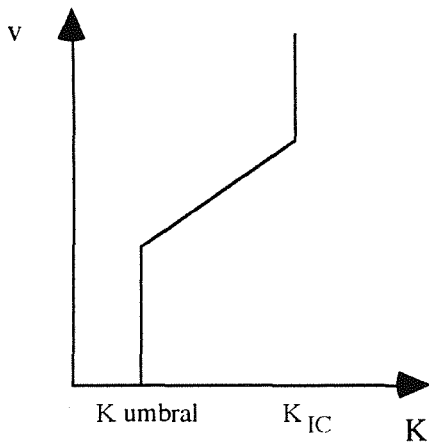


Fig 1. velocidad de propagación de grietas (v) en función del factor de intensidad de tensiones (K).

3.2 Estimación de la propagación

Con el fin de describir la propagación de grietas de indentación en cada ciclo de carga, se considera que es posible la aplicación de una relación del tipo propuesto en la ec (2) entre K y v. Por ello, para una grieta en presencia de un campo residual de tensiones, se obtiene:

$$v = \frac{dc}{dt} = A' \left(Y \sigma c + \frac{\chi P}{c^{3/2}} \right)^{n'} \quad (3)$$

Ya que la dependencia de σ con el tiempo (t) es una condición de ensayo, si se conocen los parámetros restantes de esta ecuación, es posible la determinación de la función c (t). El problema que surge al intentar resolver la ecuación diferencial en forma analítica es que n es mayor que la unidad. Por ello, es preciso emplear métodos matemáticos. En este trabajo se utilizará el método de Runge-Kutta (14) con el fin de obtener una solución numérica al problema.

Adicionalmente, durante el proceso de solución se tuvo en cuenta la existencia del umbral de propagación. Este aspecto es considerado ya que en la medida que las grietas propagan durante un determinado ciclo de carga, el factor residual al que se ven sometidas después de descargar es cada vez menor e inferior al umbral de propagación. Por lo tanto, existe un intervalo de cargas en los que las grietas están sometidas a factores de intensidad inferiores al mínimo necesario para comenzar su propagación. Este efecto se presenta en la fig. 2 donde se grafica el tiempo transcurrido durante una rampa de carga de 0.1 MPa/s hasta alcanzar un K de $2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$. Al estimar la etapa de rampa que no produce crecimiento de grieta es posible sustraerla del intervalo de solución de la ecuación diferencial.

Finalmente, debe comentarse que se ha omitido la etapa de descarga de la solución de la ecuación diferencial de la velocidad de propagación. Este punto será discutido en la sección 4.

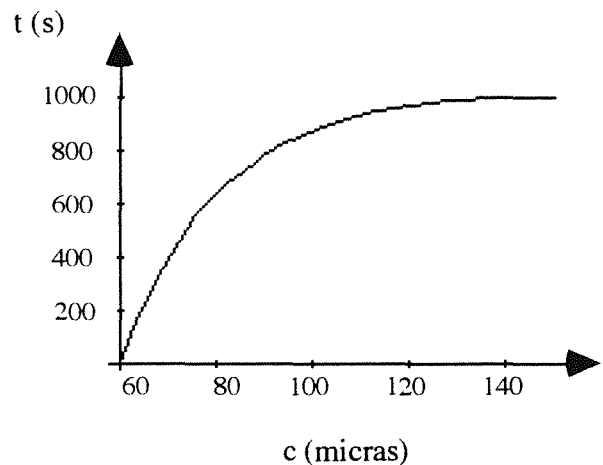


Fig 2. Tiempo transcurrido en función de la longitud de grieta para alcanzar un $K = 2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$.

3.3 Elección de los parámetros de modelización

Con el fin de evaluar el crecimiento de grieta durante los ensayos resulta necesario estimar las variables presentadas en la ec. 3.

Un primer aspecto a tener en cuenta es la forma del perfil de las grietas de indentación en Y-TZP. En la fig. 3 se observa la variación de su geometría con la carga de indentación aplicada [15-16]; en la misma figura se define también la dimensión 2c. El efecto de la geometría de grieta en el factor de intensidad de tensiones aplicado se toma en cuenta a través del factor Y. Se puede aceptar que, para cargas de indentación de 150 N, es posible aproximar la forma de la grieta al de una semielipse. En este caso, cabe señalar que Y es función de la excentricidad de la grieta. Una solución de este factor comunmente aceptada para grietas superficiales, es la obtenida por Newman y Raju [17]. Esta solución estrictamente es sólo aplicable a grietas de mayor

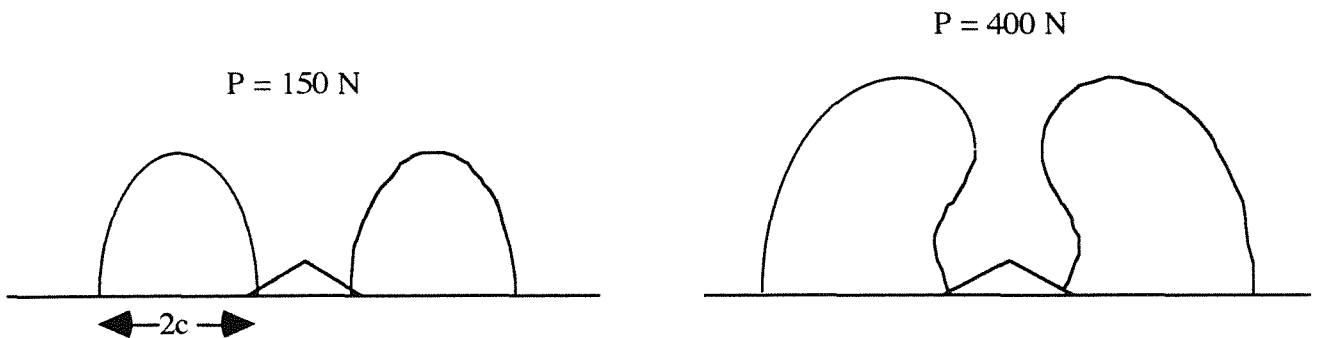


Fig 3. Forma del perfil de las grietas de indentación para dos cargas P diferentes. Definición de 2c.

longitud (c) que profundidad (a). Sin embargo, las grietas de indentación en Y-TZP no cumplen esta condición ya que son aproximadamente un 33% más profundas que largas para una carga P de 150 N. Otra expresión matemática aplicable para la determinación del Y fue desarrollada por Irwin [18]. Si en este último caso se toma en cuenta una corrección debido a la superficie libre, la diferencia entre el factor de Irwin y el de Newman y Raju (extrapolado fuera de su intervalo estricto de validez) para las fisuras de Y-TZP es despreciable. Tomando en cuenta estos resultados se puede asignar un valor de $Y = 1.58$.

Otra consideración en el valor de Y es el efecto que la propagación de grieta tiene sobre su perfil. En este sentido, si la aproximación a una grieta semi-elíptica sigue siendo válida, se ha demostrado que la relación de excentricidad varía relativamente poco [19] y que el valor de Y es aproximadamente constante. Además, también se ha observado que a partir de un determinado rango de longitudes de grieta, el sistema tiende a una geometría tipo semicircular. Sin embargo a partir de este momento, la elección del valor de Y se dificulta ya que se ha establecido que el material inmediatamente debajo de la indentación no sufre fractura [15 y 19]. Por lo tanto, en este trabajo solamente se modelizará la propagación de grietas para longitudes inferiores a la transición del perfil de la indentación; es decir, hasta $c = 100$ micras para una carga de indentación de 150 N.

El valor de χ fue escogido de forma tal que el K residual fuera consistente con la tenacidad a fractura y el umbral de propagación del material [19]. Con este fin, la probeta indentada fue ensayada cuando la velocidad de propagación debida al campo residual de tensiones fue inferior a 10^{-11} m/s. En estas condiciones, se determinó la longitud de grieta y se calculó el factor χ para que el umbral de propagación fuera igual a $2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$. En este sentido debe tenerse en cuenta que el umbral de propagación obtenido en condiciones crecientes o decrecientes de K puede no coincidir. Esto se debe a que después de tratar térmicamente una probeta fisurada, la grieta se encuentra libre de efectos compresivos debidos a transformación; por esta causa, la zona compresiva se produce y desarrolla en la medida que la grieta propaga

en condiciones de K creciente. Sin embargo, en el caso de una grieta de indentación, esta zona tiende a disminuir en la medida que la grieta propaga debido a las tensiones residuales. No obstante, la zona compresiva puede no alcanzar las condiciones bajo las cuales el umbral fue medido en probetas fisuradas y tratadas térmicamente, midiéndose umbrales inferiores en este último caso.

A pesar de la variación antes descrita en el umbral de propagación, fue posible determinar que un valor de $\chi = 0.0082$ (coincidente con un K umbral de $2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$) permite obtener una tenacidad a fractura tan sólo un 15% inferior a la real para el material recién indentado [19]. Por esta razón, en la predicción del crecimiento de grieta se usaron $\chi = 0.0082$ y K umbral = $2.7 \text{ MPa m}^{1/2}$. Además, ya que los ensayos fueron realizados más de 24 horas después de indentada la probeta (lo cual garantizó una velocidad de propagación inferior a 10^{-11} m/s), el factor de intensidad de tensiones neto antes de comenzar el ensayo es igual al umbral de propagación.

Respecto a los valores de n' y A' para grietas de indentación, se ha considerado que estos podrían ser iguales a los medidos para grietas en un material previamente recocido sólo si la evolución de la zona compresiva es similar en ambos casos. Ya que previamente se ha supuesto que el umbral de propagación en condiciones de K decreciente es semejante al de K creciente en probetas previamente recocidas, se supondrá también que la evolución de las zonas compresivas es también similar. Por lo tanto, los valores de A y n, medidos para grietas pasantes en probetas tratadas térmicamente sin zona compresiva inicial, se tomaron iguales a los de A' y n' . Es decir: $A' = 4.8 \times 10^{-19}$ y $n' = 24$.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

En la fig. 4 se grafica la propagación de la grieta de indentación en función del tiempo de carga del ensayo. En la fig. 5 se presenta la longitud final alcanzada en cada ciclo de ensayo y se grafica en función del esfuerzo máximo en cada carga. En esta figura se observan tanto puntos experimentales como los resultados de la

modelización de la propagación. Al comparar ambos resultados, se observa que inicialmente la estimación de la propagación es superior a lo experimentalmente determinado. No obstante, en los ciclos posteriores, ambos resultados son muy similares.

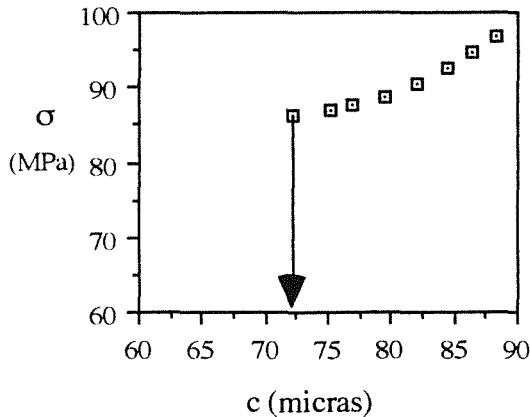


Fig 4. longitud de la grieta de indentación en función del esfuerzo aplicado para una rampa de carga hasta 97 MPa. Velocidad de carga = 0.1 MPa / s.

Los siguientes aspectos deben ser tomados en cuenta con el fin de explicar las diferencias entre los resultados experimentales y la predicción.

1) Debe reconocerse que la estimación de la propagación se ha realizado considerando los factores de propagación estática correspondientes a ensayos a carga constante. En

este tipo de ensayos, el K aumenta como consecuencia del crecimiento de la grieta. Sin embargo, en los experimentos realizados este crecimiento es provocado con cargas crecientes. La diferencia entre ambos tipos de ensayo radica en la forma en que la zona de compresión de la grieta evoluciona. Ya que este factor modela la propagación estática, los valores de A y n , y A' y n' pueden no coincidir con exactitud.

2) Tal como se explica anteriormente, durante la evaluación del crecimiento de grietas se ha considerado que el umbral de propagación medido en condiciones de K decrecientes (tal como es el caso de grietas de indentación) es similar al observado bajo K creciente en probetas tratadas térmicamente. Sin embargo, se puede aceptar una cierta diferencia entre ambos factores de intensidad ya que resulta razonable esperar un efecto de la zona compresiva remanente en el caso de grietas de indentación. De ser así, el umbral de propagación de estas grietas podría ser algo superior al utilizado en la modelización del crecimiento. El resultado de este comportamiento sería la sobreestimación de la propagación de grietas.

3) Otro aspecto que también es responsable de que la propagación del material sea inferior a la calculada, es la variación del K umbral con los ciclos de carga. Debe tenerse en cuenta que en la medida que se aplican ciclos de carga, la grieta es sometida a mayores esfuerzos compresivos debido a la evolución de la zona de transformación. Por ello, se espera un cierto aumento del factor umbral con los ciclos de carga. Ya que durante la estimación de la propagación el factor umbral se considera constante, es de esperarse que la longitud predicha sea superior a la real.

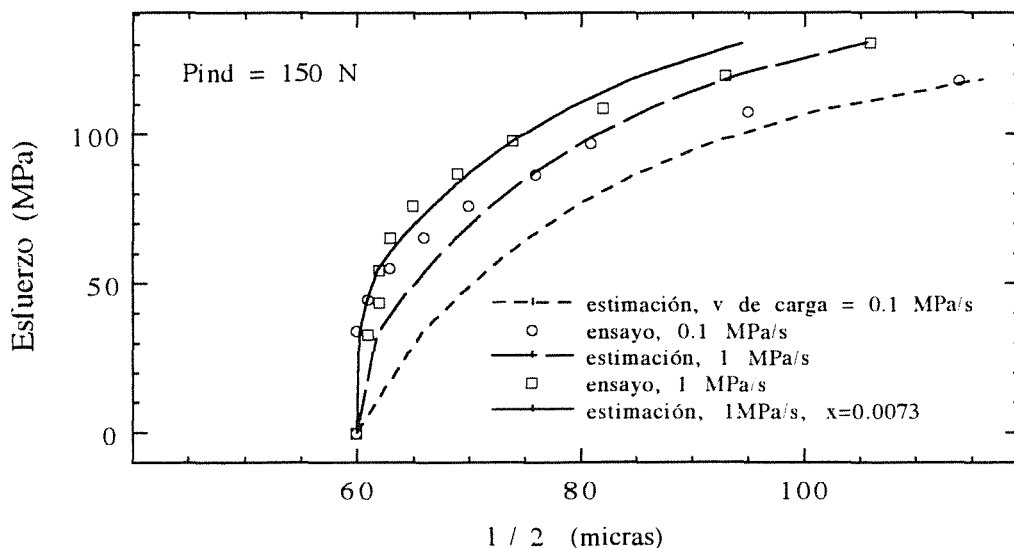


Fig. 5 Resultados teóricos y experimentales de la propagación de grieta para el esfuerzo máximo en el ciclo de carga.

Con el fin de determinar la susceptibilidad del modelo utilizado a los parámetros elegidos, en la fig. 5 se incluye el resultado de la estimación del crecimiento de grieta con un valor de χ 10% inferior al empleado hasta el momento. El efecto directo de este cambio es una reducción del K aplicado en la grieta. Además, ya que durante la modelización se sigue considerando el mismo K umbral, la disminución de χ causa que el factor de intensidad de tensiones al momento de aplicar la carga sea inferior al umbral. Por lo anterior, se estima un cierto "retraso" en la propagación el cual parece estar de acuerdo con los resultados experimentales. Tal como se observa en la fig. 5, el resultado de la predicción de la propagación con este nuevo χ ajusta mucho mejor los resultados de propagación en los primeros ciclos de carga.

Por último, cabe señalar que la evolución de la zona dilatada durante los ciclos de carga incrementa la resistencia a propagación de grietas en el material. Por esta razón se estima que durante la etapa de descarga, los factores de propagación A y n varían considerablemente. De resultados obtenidos para grietas pasantes sometidas a condiciones de K decreciente, se ha observado que la velocidad de propagación disminuye sustancialmente [13]. En vista de este efecto, se ha considerado nula la propagación de grieta durante la descarga.

5. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos en este trabajo se pueden establecer las siguientes conclusiones.

- 1) Se ha demostrado que el efecto de fatiga estática debe tenerse en cuenta en la propagación de grietas de indentación en Y-TZP.
- 2) Bajo las condiciones de longitud de grieta y carga de indentación discutidas, el modelo presentado permite la predicción de la propagación por fatiga estática de grietas de indentación en Y-TZP.

AGRADECIMIENTO

Los autores agradecen la financiación otorgada por la C.I.C.Y.T. en el proyecto MAT 764. J. A. Agradece además a la Generalitat de Catalunya por la beca para formación de doctores concedida.

6. REFERENCIAS

- 1) J. L. Glathart y F. W. Preston, "The Fatigue Modulus of Glass", *Journal of Applied Physics*, 17, 189-95 (1946).
- 2) S. M. Wiederhorn, "Subcritical Crack Growth in Ceramics" en *Fracture Mechanics of Ceramics Vol 2*, (Ed. R. C. Bradt, D. P. H. Hasselmann y F. F. Lange) 613-46, Plenum Press (1973).
- 3) M. Sakai y R. C. Bradt, "Fracture Toughness Testing of Brittle Materials", *International Materials Reviews*, 38 [2] 53-77 (1993).
- 3) R. F. Krause Jr, "Rising Fracture Toughness from the Bending Strength of Indented Alumina Beams", *J. Am. Ceram. Soc.*, 71 [5] 338-43 (1988).
- 4) N. Ramachandran y D. K. Shetty, "Rising Crack-Growth-Resistance (R-Curve) Behavior of Toughened Alumina and Silicon Nitride", *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 [10] 2643-41 (1991).
- 5) 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).
- 6) J. Alcalá, L. Iturgoyen y M. Anglada, "Evaluación del Comportamiento de Curva-R en Materiales Cerámicos Tenaces", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 42-48, Vol 9, (1992)
- 7) S.-Y. Liu y I.-W. Chen, "Fatigue of Ytria-Stabilized Zirconia: II, Crack Propagation, Fatigue Striations, and Short -Crack Behavior", *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 [6] 1206-16 (1991).
- 8) B. R. Lawn, A. G. Evans, D. B. Marshall, "Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.*, 63 [9-10] 574-80 (1980).
- 9) P. Chantikul, G. R. Antis, B. R. Lawn y D. B. Marshall, "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: II, Strength Method", *J. Am. Ceram. Soc.*, 64 [3] 539-43 (1981).
- 10) S. M. Smith y R. O. Scattergood, "Crack-Shape Effects for Indentation Fracture Toughness Measurements", *J. Am. Ceram. Soc.*, 73 [2] 305-15 (1992).
- 11) A. G. Evans, "Toughening Mechanics in Zirconia Alloys" en *Science and Technology of Zirconia II* (Ed. N. Claussen, M. Rühle y A. Heuer), The American Ceramic Society, 193-213, 1984.
- 12) C. Olagnon, J. Chevalier, G. Fantozzi, "Characterization of Crack Propagation in Y-TZP" en *Elaboration, Thermomechanical and Physicochemical Properties of Ceramics* (Ed. S. Martínez y N. Clavaguera) 59-65, (1993).
- 13) J. Alcalá, M. Anglada y S. Suresh, resultados no publicados.
- 14) W. E. Boyce y R. C. DiPrima, "Ecuaciones Diferenciales y Problemas con Valores en la Frontera", Ed. Limusa, (1984).

15) A. Pajares, F. Guiberteau, K. H. Westmacott y A. Dominguez-Rodriguez, "TEM Characterization of Indented Polycrystalline Y-PSZ", *Journal of Materials Science* 28, 6709-14 (1993).

16) J. Alcalá y M. Anglada, "The Behaviour of Indentation Cracks Under Monotonic Loads in 3Y-TZP", *Third Euro-Ceramics* (Ed. P. Durán y J. F. Fernández), Faenza Editrice Iberica, 901-06, (1993).

17) J. C. Newman Jr. e I. S. Rayu, "Analyses of Surface Cracks in Finite Plates Under Tension or Bending Loads", NASA TP-1578, (1979).

18) D. Broek en *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff Publishers, (1986).

19) J. Alcalá y M. Anglada, resultados no publicados.

**CARACTERIZACION DEL PROCESO DE FRACTURA DE POLIMEROS
DUCTILES: TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA****F.J.Belzunce*, J. Bonhomme** y Rodriguez C.******* E.T.S.I. Industriales de Gijón (Universidad de Oviedo), 33203 Gijón****** Instituto Tecnológico de Materiales de Asturias, Parque Tecnológico, 33428
LLanera**

Resumen. Se presenta el trabajo esencial de fractura como una propiedad intrínseca capaz de describir el proceso de fractura de los polímeros dúctiles, que estirricionan antes de romper, y se describe un método experimental contrastado que permite su determinación, basado en la realización de ensayos de tracción sobre probetas con doble entalla lateral (DENT). Finalmente se realiza la aplicación del método con dos polipropilenos reforzados con diferentes proporciones de elastómero y con un polietileno de baja densidad.

Abstract. The essential work of fracture is an intrinsic material property which characterizes the fracture process of very ductile polymers, polymers which neck before its failure. An experimental method used to determine the essential work of fracture, based on tensile tests of double edge notched specimens (DENT), is described. Finally, the method is applied in the case of two polypropylenes filled with different percentages of rubber and a low density polyethylene.

1. INTRODUCCION

La Mecánica de la Fractura aplicada a los materiales frágiles es una técnica de análisis bien establecida y aceptada, que posibilita la caracterización de estos procesos de fractura mediante el uso de un único parámetro, el factor de intensidad de tensiones crítico (K_{Ic}) o la energía crítica de fractura (G_c). Sin embargo, en el caso de los materiales más tenaces, las grandes zonas plásticas que se desarrollan en los alrededores de las entallas, grietas o de cualquier otro tipo defecto complican bastante estos análisis. Por ejemplo, en el curso de la fractura de un polímero dúctil, la mayor parte de la energía plástica disipada en los alrededores de una grieta no está directamente asociada al propio proceso de fractura del polímero, y además, aquella depende de la geometría de la probeta y de la configuración de la aplicación de la carga en el curso del ensayo. De este modo, el trabajo total medido en la fractura de una probeta agrietada no es una constante característica del material. Solo el trabajo de fractura por unidad de área

disipado en la zona donde tienen lugar los procesos (micromecanismos) de fractura sería una constante característica del material, que denominaremos, en los sucesivos, trabajo esencial de fractura (w_e).

Cotterell [1,2], en trabajos previos realizados con chapas finas metálicas, constató que en estos productos el trabajo esencial de fractura era una constante para cada espesor de chapa, independiente de la geometría de la probeta. Mas adelante, otros investigadores han extendido el rango de aplicación del trabajo esencial de fractura a los polímeros dúctiles, que estirricionan antes de romper [3,4,5].

En este trabajo se presenta el método más aceptado en la actualidad, que está en vías de normalización por ESIS [6], para calcular el trabajo esencial de fractura de un polímero y los resultados obtenidos en su determinación experimental con diferentes polímeros dúctiles.

2. TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA

El método habitualmente empleado para la determinación experimental del trabajo esencial de fractura se fundamenta en un estudio de Broberg [7], en el que sugería que la región de comportamiento no lineal situada delante del frente de grieta podía dividirse en dos partes, una en la que tenía lugar el proceso de fractura, y una segunda, mas externa que rodearía a la primera, en donde se constataría una gran ductilidad en el material. En esta situación, se denomina trabajo esencial de fractura al trabajo específico desarrollado en la primera de las dos zonas, siendo de este modo el único que contribuye al proceso de fractura del polímero. Por otro lado, se denomina trabajo no esencial de fractura al que produce la deformación plástica en la región que rodea a la zona de proceso.

El trabajo esencial de fractura, w_e , puede determinarse utilizando probetas de tracción con doble entalla lateral (tipo DENT). En estos ensayos el trabajo total de fractura, W_f , se puede descomponer en sus componentes esencial y no esencial. La parte correspondiente al trabajo esencial de fractura, si se supone que éste es una constante característica del material, es proporcional a la longitud del ligamento, l , mientras que la parte no esencial variará con el cuadrado del ligamento:

$$W_f = w_e l t + w_p \beta l^2 t \quad (1)$$

t es el espesor de la probeta, w_p el trabajo plástico disipado por unidad de volumen y β un factor de forma que describe el tamaño de la zona plástica. Reorganizando la expresión (1) resulta:

$$w_f = W_f/l t = w_e + (\beta w_p) l \quad (2)$$

Si representamos w_f en función de l se obtiene una línea recta, de tal manera que w_e es la ordenada en el origen y βw_p la pendiente de la recta.

Normalmente se suele determinar el trabajo esencial de fractura en tensión plana, para lo que se exige que la longitud del ligamento sea mayor que tres veces el espesor de la muestra: en estos casos el trabajo esencial de fractura depende del espesor de la lámina de polímero. De cualquier manera, Saleemi [5] también ha mostrado la posibilidad de obtener este mismo valor en condiciones de deformación plana.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales empleados en este trabajo han sido láminas de polipropileno mezclado con un 10 y un 31% en peso respectivamente de elastómero, de 1.52 mm de espesor y polietileno de baja densidad de 0,3 mm de espesor.

Las propiedades mecánicas de los tres polímeros, obtenidas en ensayos de tracción según norma ASTM D638, se presentan en la tabla 1 (límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento)

	σ_{ys} (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)
PP-10%	31,2	33,7	637
PP-31%	18,8	20,9	653
PEBD	13,2	38,7	1860

Tabla 1. Propiedades mecánicas de los polímeros

Para la determinación del trabajo esencial de fractura, se han utilizado probetas rectangulares con una doble entalla lateral. La longitud del ligamento entre los extremos de las entallas debe ser menor que tres veces el ancho ($l < 3 W$) para evitar perturbaciones en la zona plástica que pudieran estar motivadas por efecto de los bordes de la probeta; por otro lado, la longitud l será mayor que tres veces el espesor de la lámina ($l > 3 t$) para asegurar el estado de tensión plana.

$$W/3 > l > 3 t$$

La longitud de la probeta no es una dimensión relevante y basta con dejar una longitud libre entre mordazas igual al ancho W de la probeta. El protocolo de norma de ESIS[6] recomienda utilizar un mínimo de veinte probetas con cada material, con el tamaño del ligamento distribuido de acuerdo a la tabla 2, con el fin de obtener una mayor densidad de resultados con los ligamentos menores e incrementar de este modo el grado de confianza en la medida extrapolada de w_e .

Longitud del ligamento		Nº Probetas
Máxima	Mínima	
0,33 W	0,27 W	2
0,27 W	0,20 W	3
0,20 W	0,13 W	5
0,13 W	3 t	10

Tabla 2. Características de las probetas DENT

Se han utilizado probetas de 150x75 mm, y la doble entalla se ha practicado con una cuchilla y posteriormente sus extremos fueron afilados con otra de filo mas fino. La longitud final del ligamento resistente se midió con la ayuda de un proyector de perfiles.

Los correspondientes ensayos de tracción se efectuaron a una velocidad de 20 mm/min hasta la rotura total de la probeta.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

Con el fin de evaluar el valor del trabajo esencial de fractura, w_e , se ha realizado una regresión lineal con los puntos W_f-l , tal y como se pone de manifiesto en las figuras 1, 2 y 3. Con el fin de evaluar el parámetro de forma β , y a partir de él, el trabajo plástico disipado por unidad de volumen, w_p , se han construido igualmente los gráficos de h (altura de la zona estirada), véase

la figura 4, en función de la longitud del ligamento, l. La figura 5 muestra uno de estos gráficos.

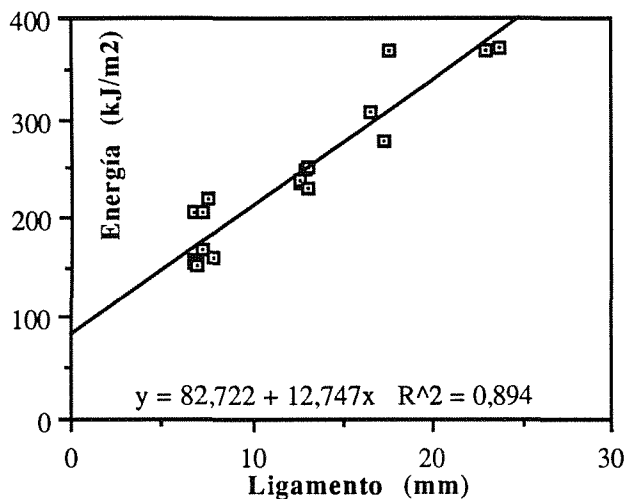


Figura 1. Determinación del trabajo esencial de fractura (PP-10%)

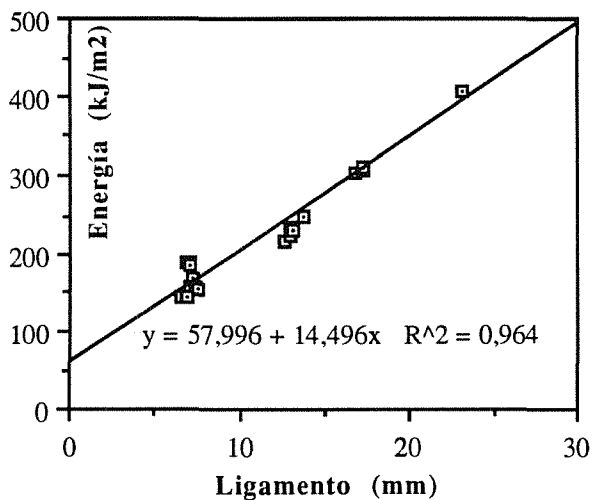


Figura 2. Determinación del trabajo esencial de fractura (PP-31%)

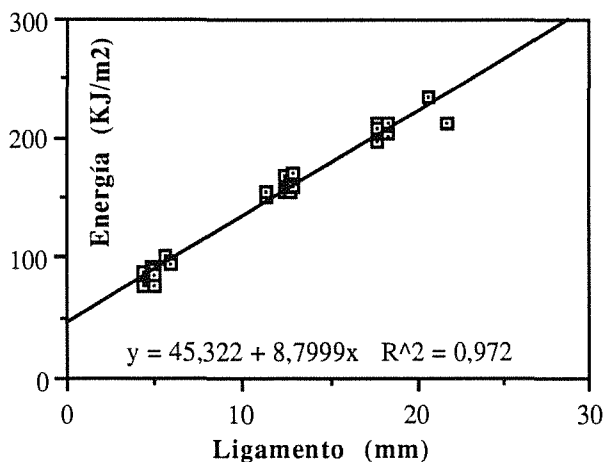


Figura 3. Determinación del trabajo esencial de fractura (polietileno de baja densidad)

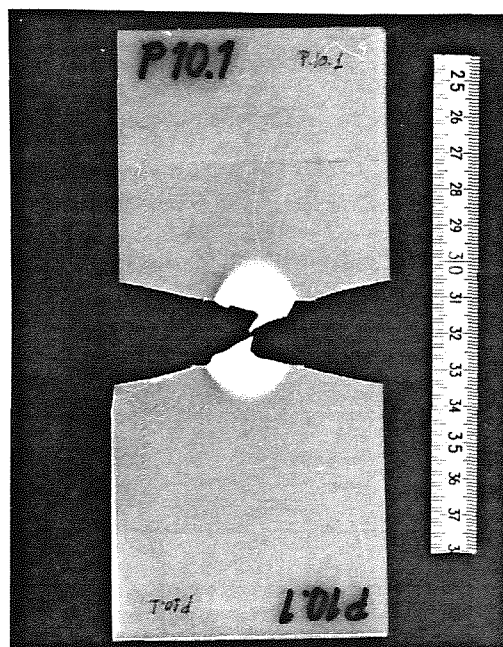


Figura 4. Zona estriccionada y zona difusa en la región de la entalla (PP-10%)

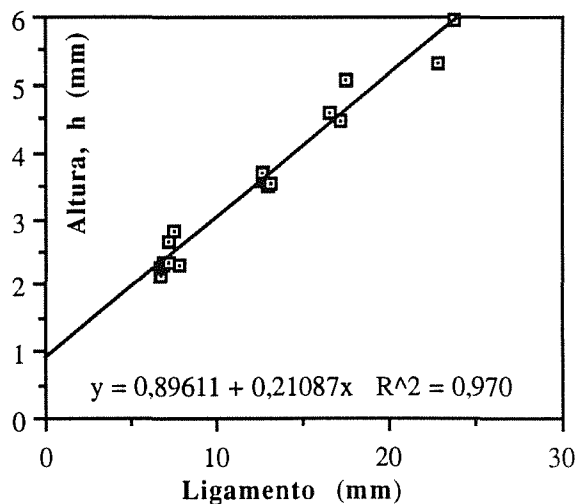


Figura 5. Determinación del parámetro β (PP-10%)

Todos los gráficos obtenidos muestran unos coeficientes de regresión altos. A continuación, la tabla 2 da cuenta de los resultados obtenidos en estos ensayos con los diferentes materiales empleados.

	w_e (KJ/m ²)	w_p (KJ/m ³)	β
PP-10%	83	121	0,105
PP-31%	58	83	0,175
PEBD	45	109	0,08

Tabla 3. Resultados de los ensayos de fractura

4.1. Comprobación

El protocolo del ESIS recomienda realizar una comprobación final con el fin de establecer la validez de los resultados obtenidos. Se basa en utilizar la carga máxima registrada en cada ensayo para determinar la tensión neta máxima soportada por la probeta y compararla con el límite elástico del material. Según la teoría de la plasticidad de Hill [8], la tensión máxima en la región del ligamento de esta geometría concreta, en condiciones de tensión plana, debe ser igual a $1,15 \sigma_{ys}$. En la figura 6 se presenta una de estas representaciones gráficas: la línea horizontal corresponde al criterio de Hill y se observa una buena correspondencia con los resultados de nuestros ensayos..

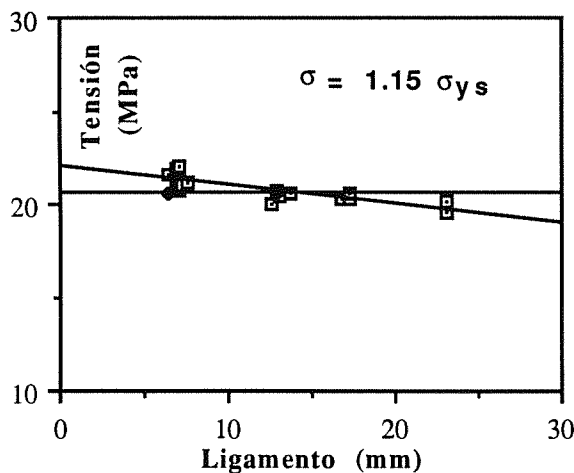


Figura 6. Tensión neta máxima (PP-31%)

Finalmente, Mai ha demostrado teórica y experimentalmente [3,4] que el trabajo esencial de fractura es, conceptualmente, un concepto similar al de la integral J crítica evaluada a lo largo de un camino que bordea la zona donde tiene lugar el proceso de fractura. Este autor ha comprobado la igualdad entre los citados parámetros en el caso del nylon 66 y diversos polietilenos de alta densidad. También, Hashemi [9], basado en el mismo fundamento, ha encontrado una buena correspondencia entre el trabajo esencial de fractura y el CTOD crítico en una polietereetercetona (PEEK).

Según [9], el CTOD de estos polímeros se puede evaluar en el mismo ensayo de determinación del trabajo esencial de fractura realizando la representación gráfica del alargamiento a rotura ($l-l_0$) frente al ligamento resistente y extrapolando el valor de aquél para un ligamento igual a cero. La figura 7 muestra el cálculo del CTOD del PP-31% de acuerdo con el método expuesto. Se han obtenido valores del CTOD iguales a 3.8 y 4.2 en el caso de los dos polipropilenos (10 y 31 % respectivamente).

El valor del parámetro λ que resulta de la relación entre J ($=w_e$) y el CTOD es igual a 0.7

$$w_e = J = \lambda \sigma_{ys} \text{ CTOD}$$

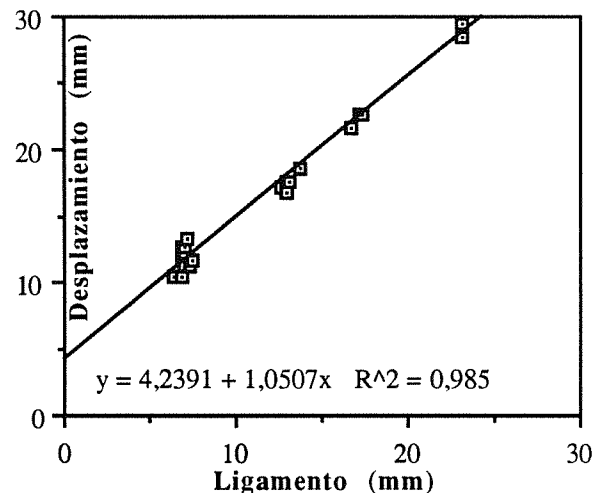


Figura 7. Determinación del CTOD (PP-31%)

5. CONCLUSIONES

El trabajo esencial de fractura es una propiedad del material, independiente de la geometría y de la forma de aplicación de la carga, que caracteriza la fractura de un polímero termoplástico dúctil, que en condiciones de tensión plana solo depende del espesor, en vías de normalización por ESIS, para la determinación experimental de la citada propiedad y se ha comprobado su utilidad en la caracterización de tres polímeros diferentes que estriccianan fuertemente antes de romper. Finalmente el concepto del trabajo esencial de fractura se considera equivalente al de la integral J crítica.

6. REFERENCIAS

- [1] Cotterell B. y Reddell J.K., "The essential work of plane stress ductile fracture", *Int. J. Fract.*, 13 (1977) 267.
- [2] Mai Y.W. y Cotterell B., *Eng. Fract. Mech.*, 21 (1985) 123.
- [3] Mai Y.W. y Cotterell B., "On the essential work of ductile fracture of polymers", *Int. J. Fract.*, 32 (1986) 105.
- [4] Mai Y.W. y Powell P., "Essential work of fracture and J-Integral measurements for ductile polymers", *J. Poly. Sci.: PartB: Poly. Phys.*, 29 (1991) 785.
- [5] Salemi A.S. y Nairn J.A., "The plane-strain essential work of fracture as a measure of the toughness of ductile polymers", *Poly. Eng. Sci.*, 30, 4 (1990) 211
- [6] ESIS, "Testing protocol for essential work of fracture", "European Structural Integrity Society (Julio, 1993).
- [7] Broberg K.B., *J. Mech. Phys. Solids*, 23 (1975) 215.
- [8] Hill R., *J. Phys. Solids*, 1 (1952) 19.
- [9] Hashemi S. y O'Brien D., "The essential work of plane-stress ductile fracture of PEEK thermoplastic", *J. Mat. Sci.*, 28 (1993) 3977.

ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA MECÁNICA A TEMPERATURA AMBIENTE Y ALTA TEMPERATURA DE Si_3N_4 OBTENIDO VÍA NITRURACIÓN DIRECTA.

J. Bermudo, J.S. Moya, M.I. Osendi.

*Instituto de Cerámica y Vidrio. Dpto. de Cerámica. C.S.I.C.
Carretera de Valencia Km-24.3, Arganda del Rey, Madrid.*

Resumen: En el presente trabajo se ha estudiado el comportamiento mecánico a temperatura ambiente y a alta temperatura de un Si_3N_4 obtenido vía nitruración directa. La microestructura del material ha sido estudiada por MET. La composición química de la fase secundaria se ha obtenido mediante microanálisis realizado por EDX. La estructura cristalina del material así como de las zonas vítreas cristalizadas ha sido estudiada por difracción de rayos X (DRX).

Abstract: In the present Work the mechanical behaviour at room temperature and high temperature of Si_3N_4 materials, obtained by direct nitridation method has been studied. The microstructure of the material has been observed using TEM techniques. The chemical composition in the vitreous phase was analyzed by EDX. The crystalline lattice in the Si_3N_4 as well as the crystals nucleated from the vitreous phase have been studied by DRX.

1. INTRODUCCION

Durante los últimos 20 años, se ha observado un avance constante en la utilización de materiales cerámicos para aplicaciones estructurales y de alta tecnología. Esta evolución ha sido producida, en parte, por la mejoría en los métodos de obtención de los materiales de partida, así como un mayor estudio y control estadístico del procesamiento de los mismos. Este movimiento ascendente de los materiales cerámicos está en plena expansión, habiendo alcanzado en la actualidad resultados excelentes en dicho campo. Entre estos materiales destaca el Si_3N_4 por sus propiedades como son: alta resistencia mecánica a temperaturas

elevadas, bajo coeficiente de expansión térmica y buena resistencia al choque térmico. Por todo ello, entre los materiales cerámicos monolíticos, es el más estudiado para reemplazar a determinados componentes metálicos en motores de combustión, así como en el desarrollo futuro de los componentes cerámicos del motor de turbina de gas [1].

En el presente trabajo se presentarán resultados preliminares de resistencia mecánica en función de la temperatura de Si_3N_4 sinterizado sin presión y usando aditivos oxídicos. El comportamiento mecánico del material se

analizará en función de las características microestructurales observadas por microscopia electrónica de transmisión (MET). Este trabajo inicial, forma parte de un proyecto de investigación, en el que se analizarán las influencias de los métodos de síntesis e impurezas en las propiedades finales del material sinterizado.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1 MATERIALES UTILIZADOS.

Se ha utilizado Si_3N_4 comercial (HERMANN C.STARCK, LC 12-SX). El contenido en SiO_2 del Si_3N_4 ha sido calculado considerando que el O_2 total medido existe en forma de SiO_2 recubriendo las partículas de nitruro. Las características más importantes de este polvo se reflejan en la Tabla I. Como aditivos de sinterización se emplearon 5% de Y_2O_3 (MANDOVAL) y 4% de Al_2O_3 (CONDEA). Las características físicas y químicas de tales aditivos se muestran en la Tabla II.

Tabla I. Propiedades físicas y químicas del Si_3N_4 STARCK.

	Si_3N_4 STARCK
d_{50} (μm)	0.7
S_{BET} (m^2/gr)	17.5
N (%wt)	38.36
C (%wt)	0.18
O (%wt)	2.04
Fe (p.p.m.)	54
Al (p.p.m.)	45
Ca (p.p.m.)	7

La homogenización del Si_3N_4 con los aditivos empleados, se realizó en un molino de atricción utilizando bolas de

Al_2O_3 y alcohol isopropílico durante 45 minutos a 300 r.p.m.. El alcohol isopropílico se eliminó mediante secado de la mezcla a 80 °C/ 24 horas.

El producto seco se pasó por un tamiz de 60 μm de luz de malla. La composición se prensó isostáticamente a una presión de 200 MPa. La densidad en verde del compacto era del 57 % de la teórica para el Si_3N_4 . El material se sinterizó en un horno vertical de resistencias de grafito (ASTRO Modelo - 1000 - 3560 - FP 20) a 1750 °C/ 2horas en atmósfera de flujo de N_2 a la presión de 1 atm.

Tabla II. Propiedades químicas de los aditivos usados.

	Y_2O_3	Al_2O_3
Fe (p.p.m.)	3	25
Ca (p.p.m.)	5	25
Si (p.p.m.)	14	100

Con objeto de evitar al máximo la descomposición del Si_3N_4 durante la sinterización [2], se enterraron los compactos en una mezcla de la misma composición a la del compacto en verde, con la intención de disminuir las pérdidas de peso durante la cocción. La densidad de las muestras se midió por inmersión en H_2O .

Las muestras se rectificaron y cortaron utilizando disco y muela de diamante para obtener probetas de 4 x 3 x 45 mm para los ensayos mecánicos. Las barras se ensayaron en una máquina universal [INSTRON 8562] con un horno incorporado utilizando un soporte de flexión en 4-puntos (con distancias entre apoyos $L = 40$ mm $l = 20$ mm) hecho de SiC para los ensayos por encima de temperatura ambiente o de acero para los ensayos a temperatura ambiente.

Las muestras se calentaron a una velocidad de 10 °C/min hasta la

temperatura deseada y se mantuvieron durante 15 minutos antes de ensayarlas. La carga se aplicó con una velocidad del puente de 0.5 mm/min.

La superficie de fractura de las probetas se observó, previa metalización con Au, en el microscopio electrónico de barrido (MEB).

Paralelamente se prepararon láminas del material sinterizado mediante, corte y adelgazamiento por bombardeo iónico (Ar) para la observación de la muestra mediante MET. Se realizaron microanálisis de las fases presentes utilizando microanálisis (EDX). Así mismo, se realizó la identificación de las fases por difracción de rayos X (DRX).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

En la Figura 1. se representan las gráficas carga/desplazamiento a diferentes temperaturas de trabajo. A temperatura < 1200 °C el material se comporta de forma elástica; sin embargo, la forma de la curva carga/desplazamiento a 1300 °C es un claro índice del comportamiento no elástico del material.

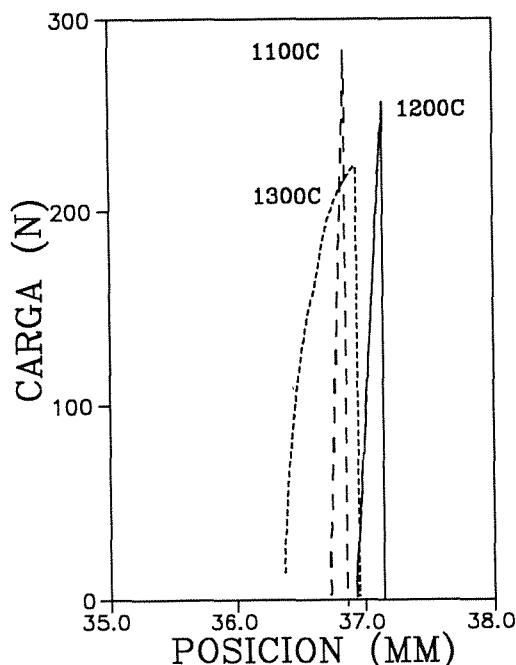


Figura 1. Curvas carga/desplazamiento a las temperaturas indicadas.

Una observación de las superficies de fractura, en las muestras ensayadas a 1300 °C muestran dos zonas bien definidas, Figura 2. El inicio de fractura muestra la ruptura del material debido principalmente a un crecimiento lento de grieta. En la mitad superior de la probeta, el modo de ruptura es catastrófico, creando una superficie de morfología mas plana a través de la cual, el avance de la fractura es fundamentalmente transgranular.



Figura 2. Superficie de fractura de la probeta ensayada a 1300 °C. Inferior de la foto zona a tracción durante el ensayo.

La superficie de la probeta ensayada a 1100 °C, muestra la imagen típica de la fractura en un material frágil, Figura 3. En dicha fotografía podemos distinguir la zona de espejo, circundando al defecto origen de fractura y que actua como concentrador de tensiones. En la Figura 4 se observa el defecto origen de fractura.

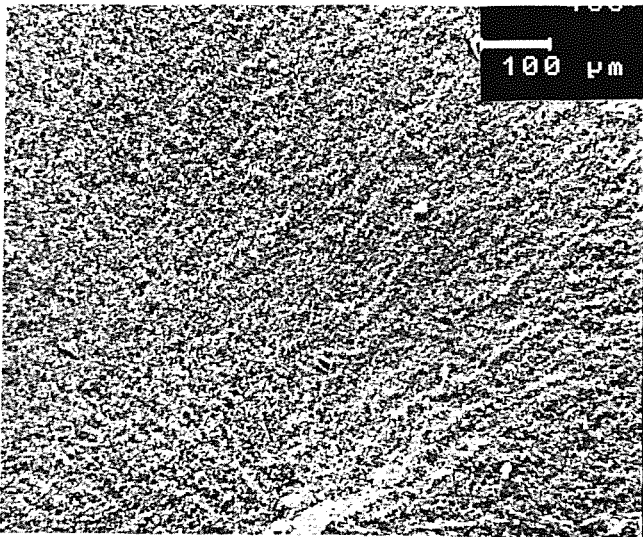


Figura 3. Superficie de fractura de la probeta ensayada a 1100 °C. Parte inferior zona sometida a tracción.

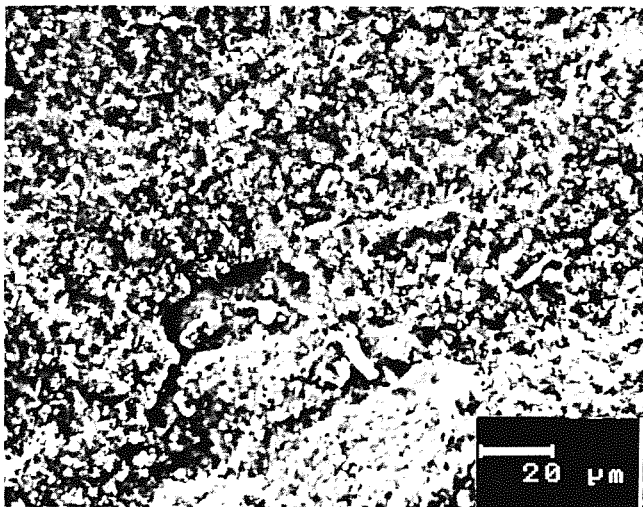


Figura 4. Defecto origen de fractura en la probeta ensayada a 1100 °C de la Figura 3.

Otro dato importante a tener en cuenta, es la velocidad de calentamiento de las probetas, pues influye de manera notable en la degradación superficial del material. Como puede apreciarse en la Figura 5, la superficie de la probeta ensayada a 1300 °C, calentada a 10 °C/min presenta deterioros superficiales por oxidación existiendo una corona de reacción de 0.5 mm de profundidad en todo el perímetro de la probeta. Por ello,

los ensayos mecánicos de Si_3N_4 a temperaturas superiores a 1300 °C, deben hacerse en atmósferas inertes o utilizando calentamientos más rápidos para evitar el deterioro de las muestras durante el ensayo. De hecho, en muestras calentadas a 65 °C/min no se observó esa corona de reacción.

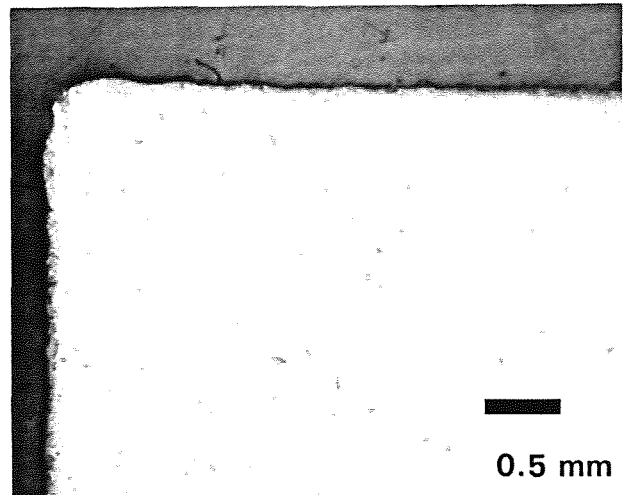


Figura 5. Deterioro sufrido a 1300 °C con velocidad de calentamiento de 10 °C/min.

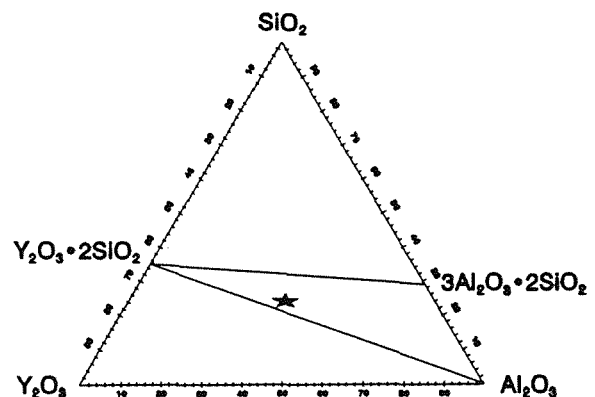


Figura 6. Diagrama ternario $\text{SiO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Para situar la composición de la fase secundaria en borde de grano se puede considerar el diagrama ternario

SiO₂-Y₂O₃-Al₂O₃ (Figura 6). Teniendo en cuenta la composición de aditivos mas la SiO₂ en la superficie del Si₃N₄ (4 % Al₂O₃, 5 % Y₂O₃, 4.5 % SiO₂), la fase secundaria del material estaría localizada en el triangulo de compatibilidad Y₂O₃.2SiO₂, 3Al₂O₃.2SiO₂, Al₂O₃.



Figura 7. Microestructura (MET) mostrando Silicatos de Ytria cristalizados en el material sinterizado.



Figura 8. Microestructura (MET) del material sinterizado.

De hecho, en los estudios microestructurales por MET se han detectado cristales de composición Y₂O₃.2SiO₂ (Figura 7) , habiendo sido confirmado por DRX. Además en la microestructura se observa la formación de cristales columnares de β-Si₃N₄ (Figura 8) y la existencia de vidrio en puntos triples. Los microanálisis realizados de esta fase secundaria por EDX, muestran una composición en óxidos para la fase amorfa : 43 % Y₂O₃, 49 % SiO₂ y 7 % Al₂O₃ . En este tipo de vídrios es posible incorporar un contenido en N₂ del 4-5 % en peso a la temperatura de trabajo [6], pero la resolución de la técnica de medida no era suficiente para cuantificarlo. Las diferencias encontradas entre la composición del eutéctico (36.4 % SiO₂, 40 % Y₂O₃, 23.4 % Al₂O₃) para dicho triángulo de compatibilidad y nuestro vídrio estriban principalmente en el contenido en Al₂O₃. La cantidad de Al₂O₃ medida en nuestro vídrio es menor, hecho explicable teniendo en cuenta que hasta un 2 % de Al₂O₃ en solución sólida puede incorporarse en la red del Si₃N₄[6], hipótesis avalada por el desplazamiento observado en el patrón de difracción del material sinterizado (DRX) respecto al β-Si₃N₄ puro (Figuras 9 y 10).

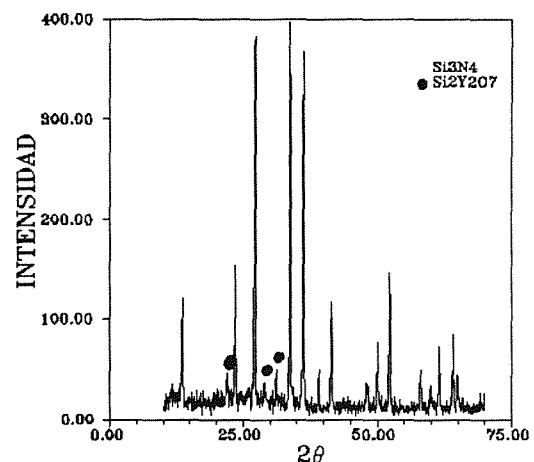


Figura 9. Diagrama de DRX del material sinterizado con la distribución de fases de β-Si₃N₄ y Si₂O₇Y₂.

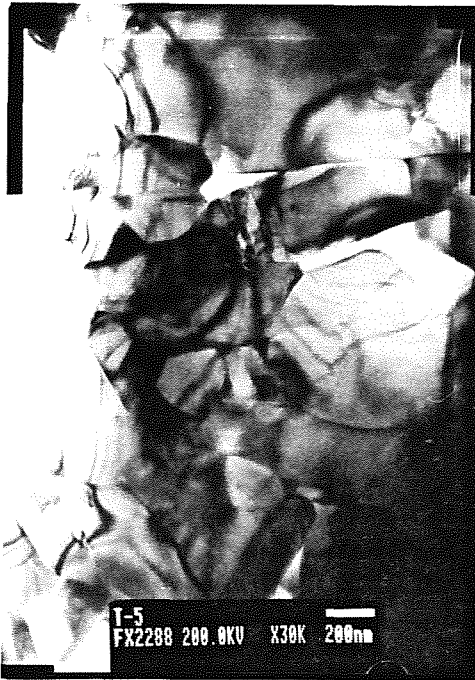


Figura 10. Microestructura (MET) donde se observa la presencia de vidrio en puntos triples.

Esta fase vítrea de Si_3N_4 que se ha observado y cuantificado en los análisis de MET es consecuencia de la sinterización del material en fase líquida [4]. Durante los ensayos mecánicos a alta temperatura esta fase vítrea remanente, sufre una pérdida de viscosidad. Dicha disminución de viscosidad es la responsable del comportamiento plástico a $1300\text{ }^\circ\text{C}$ del material, hecho que se refleja gráficamente en las curvas σ_f frente a T (Figura 11) y en las curvas carga/desplazamiento (Figura 1).

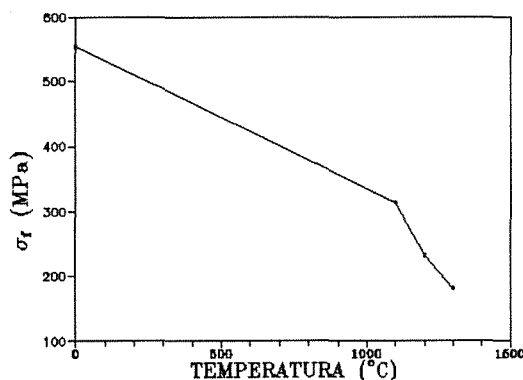


Figura 11. Curva del módulo de rotura σ_f frente a T .

En el presente material parte de la fase vítrea cristaliza en forma de $\text{Si}_2\text{O}_7\text{Y}_2$, sin embargo esto no es suficiente para evitar su degradación mecánica a $T > 1300\text{ }^\circ\text{C}$. De este modo se hace necesario someter al material, una vez sinterizado, a sucesivos tratamientos térmicos que permitan cristalizar más aún la fase vítrea y retener así a altas temperaturas la mayor resistencia mecánica posible [5].

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el proyecto PROMETHEUS.

REFERENCIAS.

- [1] Shoji Kohsaka, Kohichi Tanaka, Tsuneo Mishima, Kiyoshi Yokoyama and Kazunori Koga; " Silicon nitride materials for gas Turbine applications ", Proc. of the 1st International Symposium on the Science of Engineering Ceramics, 589-594, (1991).
- [2] Pavo Sajgalik, Miroslaw Haviar, " Pressureless Sintering of Si_3N_4 with Y_2O_3 and Al_2O_3 Additives-Compatibility of Powder Beds "; Ceramics International 18 (1992) 279-283.
- [3] J.C.Almeida, A.T.Fonseca, R.N.Correia, J.L.Baptista, "Pressureless Sintering of Silicon Nitride with Additives of the $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ "; Materials Science and Engineering, A109 (1989) 395 - 400.
- [4] Sang-Moo Han and Suk-Joong L. Kang, " Phase Transformation and Grain Growth during Liquid phase Sintering of Si_3N_4 Ceramics "; Proc. of the 1st International Symposium on the Science of Engineering Ceramics, 83-88, (1991).
- [5] Michael K.Cinibulk, Gareth Thomas, " Grain-Boundary-Phase Crystallization and Strength of Silicon Nitride Sintered with a YSiAlON Glass "; J.Am.Ceram.Soc. 73[6]1606-12 (1990).

MÉTODO DE MEDICIÓN DE LONGITUD DE GRIETAS EN MATERIALES CERÁMICOS POR VARIACIÓN DE LA RESISTENCIA ELÉCTRICA DE CAPAS DELGADAS

J.González, L. Llanes, J. Alcalá y M. Anglada

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Catalunya, 08028 Barcelona

Resumen. En el presente trabajo se presenta un método de medición de grietas en materiales cerámicos, basado en la variación de la resistencia eléctrica de una capa delgada de material conductor depositada sobre la superficie por la que se propaga la grieta. Además se describe la técnica de obtención de capas delgadas y dos métodos de medición de la resistencia en dos casos diferentes de la ubicación de la grieta: lateral y central. Finalmente se analiza un modelo sencillo de comportamiento de la resistencia en función de la longitud de la grieta y como éste se ve afectado por la localización de la fisura.

Abstract. A method for in situ measurement of crack length is presented. This is based on the change of the electrical resistance of a thin conductor film deposited on the surface of a material containing the crack. Two different methods of resistance measurement can be applied to two crack positions: central and lateral. Finally a simple model is used to predict the film resistance as a function of crack length and the effect of crack position.

1. INTRODUCCIÓN

En la mecánica de la fractura uno de los parámetros más importantes que es necesario conocer es la longitud de la fisura, que bien natural o artificialmente se ha inducido en el material, y como se propaga por acción de cargas estáticas o cíclicas. Este conocimiento permite determinar parámetros que resultan propios del material y necesarios para su aplicación en el diseño de piezas. En el caso de grietas grandes y pasantes, la medición se puede realizar ópticamente mediante un microscopio sin necesidad de desmontar el ensayo, siempre y cuando se disponga del accesorio necesario. En el caso de fisuras pequeñas de indentación sometidas a cargas en ensayos de cuatro puntos tal medición es muy costosa pues la cara que contiene la grieta no es directamente accesible desde el exterior. En este caso es necesario parar el ensayo, desmontarlo y llevar la probeta al microscopio. Este hecho representa un inconveniente pues: obliga a unos tiempos de ensayo muy largos, aumenta la probabilidad de accidentes con el material (más si el material es frágil como las cerámicas), al desmontar el ensayo

la probeta se ve desligada de la tensión y la fisura se cierra, dificultando extraordinariamente la localización visual de su final para su posterior medición, etc. Además esto imposibilita la automatización del ensayo.

Con el fin de solucionar estos problemas y para materiales metálicos (conductores de la electricidad), surgió la idea, recogida por Gangloff y col. [1] y Liaw y col. [2], de utilizar el potencial eléctrico como medida indirecta de la longitud de la grieta. Si se colocan dos electrodos equidistantes y en dirección perpendicular a la fisura, se observa que la diferencia de potencial varía a medida que la grieta crece. Esta variación es debida a que la propagación de la grieta disminuye la sección de la probeta, lo que promueve un aumento en la resistencia eléctrica fácilmente transformable en potencial eléctrico por la ley de Ohm. En el caso de materiales cerámicos esta técnica no es aplicable directamente pues la resistividad de éstos es superior en varios ordenes de magnitud respecto a la de los metales. Este problema añadido puede

resolverse si se lleva a cabo el depósito de una capa delgada de material conductor, mediante técnicas de vacío, sobre la superficie que alberga la grieta. La capa depositada y la probeta se agrietan por el mismo plano y en la misma longitud. Una vez depositada la capa y colocados los electrodos cabe la posibilidad de dos maneras de trabajar: realizar medidas de la intensidad y la diferencia de potencial entre electrodos como reacción a la aplicación de una diferencia de potencial exterior; o bien definir en la capa una geometría eléctrica tipo puente de Wheatstone y medir los potenciales en los brazos del puente. La diferencia de estos potenciales permite determinar la resistencia de la capa agrietada.

2. DESCRIPCIÓN DEL MÉTODO DE DEPOSITO DE LA CAPA DELGADA.

Para obtener el depósito de la capa delgada sobre el sustrato (material cerámico) es necesario recurrir a técnicas de vacío. Básicamente existen dos técnicas de vacío fácilmente accesibles: evaporación térmica en alto vacío y la pulverización catódica o "sputtering". En el caso que aquí se presenta la elegida ha sido la primera.

Mediante la evaporación térmica en alto vacío se pueden obtener depósitos de Nicrom (aleación de níquel cromo), grafito y otros metales. El equipo con el que se han obtenido los recubrimientos ha sido esquematizado en la **Figura 1** y está formado por una campana de vacío (1) equipada con dos tipos de bombas: una rotatoria (6) capaz de obtener vacíos del orden de 10^{-1} Pa, cuya misión es iniciar la creación del prevacío, y una difusora (4) de aceite para alcanzar vacíos del orden de 10^{-5} Pa. Tanto las bombas como la campana están unidas entre si por un sistema de conductos y válvulas (2 y 5) necesarias para evitar la contaminación entre bombas y de la campana por vapores de aceite provenientes de las bombas. Las medidas de vacío se realizan con manómetros de diferente precisión, uno primario de tipo térmico (Pirani), que mide la presión en el recinto de la campana o en la base de la difusora cuando actúa la mecánica (7); y el secundario o de alto vacío de tipo cátodo frío (Penning), que mide el vacío en el recinto (3). En el interior de la campana se encuentra un equipo de evaporación térmica (8) formado por dos electrodos entre los que se conecta una cubeta o crisol de material refractario (wolframio normalmente). Sobre este crisol, se encuentra el material conductor que se quiere depositar. Para el depósito

de grafito se sustituye el crisol por una cinta gruesa impregnada con este material. Una vez se ha llegado a un vacío oportuno, se conectan los electrodos a un transformador de baja tensión y se hace circular por ellos una intensidad entre 50 y 100 A (normalmente 60 A). Por efecto Joule entonces, se produce la evaporación del material que irá a depositarse sobre el sustrato (9).

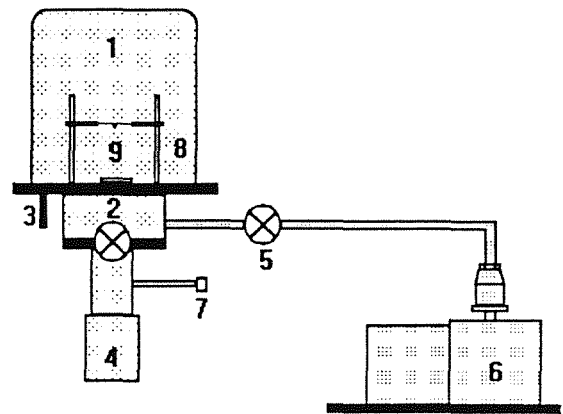


Figura 1. Esquema del equipo de evaporación térmica de alto vacío.

3. DESCRIPCIÓN DE LA GEOMETRÍA DE LA CAPA DELGADA Y DEL CIRCUITO DE MEDIDA.

Debido a que es muy difícil controlar el crecimiento de la grieta en el material cerámico, y con el fin de obtener una calibración que permita conocer la longitud de la misma en función de la resistencia de la capa, se ha recurrido a simular el crecimiento mediante un sistema de prueba. Este sistema consiste en un portaobjetos de microscopio, sobre el que se adhiere cinta adhesiva transparente a modo de sustrato para el depósito de material conductor. Previamente, sobre la cinta adhesiva se han dibujado con un estilete dos rectángulos y en su interior unas muescas equidistantes donde se ubicarán los electrodos. A continuación se retira el resto de la cinta adhesiva y se lleva a cabo el recubrimiento de grafito. Finalizado éste se retira el conjunto del equipo de vacío y se procede a retirar el grafito depositado directamente sobre el portaobjetos. De esta manera sólo la superficie de la cinta queda recubierta. Posteriormente, con pintura de plata se han hecho los cinco contactos sobre las muescas (a modo de electrodos). Cada uno de éstos se ha conectado a un multiplexador

diseñado especialmente tal que permite la elección del tipo de medida y del electrodo sobre el que se realiza. El multiplexador a su vez se ha conectado a una fuente de alimentación de corriente continua (Promax, mod. FAC-662 B), un voltímetro (Hameg mod. HM 8011-3) y un amperímetro (Metex mod M-3800) tal y como aparece en la Figura 2.

Con el fin de simular el crecimiento de la fisura se ha procedido a cortar con un estilete una zona (R_1) de la capa de dos maneras diferentes. La primera a partir de un extremo hacia el otro, y la segunda, del centro hacia los extremos. Estos cortes (fisuras artificiales de la capa) se han medido con el microscopio óptico y las resistencias eléctricas a través de las pendientes de la característica intensidad - voltaje (I vs. V) así como a través de la diferencia de potencial ($V_1 - V_2$) entre los brazos del puente de Wheatstone. La diferencia entre estos potenciales permite determinar el valor de la resistencia de la capa que contiene la grieta (R_1) según la expresión:

$$\frac{V_1 - V_2}{V_0} = \frac{R_2}{R_1 + R_2} - \frac{R_4}{R_3 + R_4} \quad (1)$$

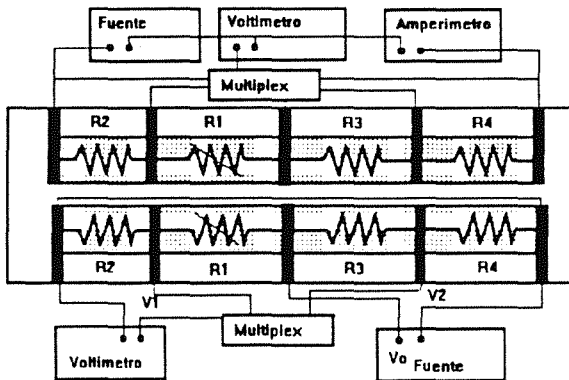


Figura 2. Montaje experimental; superior I-V, inferior puente Wheatstone.

o bien la propuesta por Ogawa y Suresh [3]

$$R_1 = R_{1_0} + \left(\frac{(R_{1_0} + R_2)(R_3 + R_4)(V_1 - V_2)}{V_0 R_4 - (V_1 - V_2)(R_2 + R_4)} \right) \quad (2)$$

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La discusión que a continuación se expone pretende obtener una calibración general de la variación de resistencia debida a la progresión de la fisura, para ello los resultados presentados tratan de relacionar valores relativos tanto de la resistencia como de la longitud de la grieta. De esta manera se eliminan parámetros tales como el espesor de la capa y la distancia entre los electrodos y la grieta, teniendo en cuenta el modelo propuesto. A la vista de los resultados obtenidos para las dos posiciones de grieta estudiadas es necesario analizarlos por separado.

4.1 Resultados para la grieta lateral.

En general se supone, en primera aproximación, que la relación de la resistencia de la capa conductora en función de la propagación de la fisura, para la geometría de capa utilizada sigue una ley del tipo:

$$R = \frac{\rho L}{e(W-c)} \quad (3)$$

donde ρ es la resistividad del medio conductor, L la longitud, e el espesor y $(W-c)$ la anchura transversal de la capa no fisurada (donde c es la longitud de la fisura). Si se tiene en cuenta que la resistencia inicial viene dada por la expresión:

$$R_0 = \frac{\rho L}{eW} \quad (4)$$

el cociente entre ambas conduce a que la resistencia relativa depende de la longitud relativa siguiendo un comportamiento del tipo:

$$\frac{R}{R_0} = \frac{1}{1 - \left(\frac{c}{W}\right)} \quad (5)$$

Los resultados obtenidos y que se muestran en la Figura 3 indican que este comportamiento se ajusta para longitudes relativas $c/W < 0.5$ pero multiplicado por un factor 0.5. Para estos valores de crecimiento de fisura se puede ajustar la

resistencia por la expresión:

$$\frac{R}{R_0} = 0.4906 \left(\frac{1}{1 - \frac{c}{W}} \right) + 0.4942 \quad (6)$$

Para longitudes mayores el comportamiento se aleja de la linealidad, siendo necesario un ajuste polinómico como el que se aprecia en la Figura 4.

$$\frac{R}{R_0} = 1.006 - 0.221 \left(\frac{c}{W} \right) + 3.667 \left(\frac{c}{W} \right)^2 - 5.973 \left(\frac{c}{W} \right)^3 + 5.808 \left(\frac{c}{W} \right)^4 \quad (7)$$

La no linealidad puede ser debida a la contribución a la resistencia de las zonas laterales de la capa adyacentes a la fisura. Estas zonas van adquiriendo una mayor importancia a medida que la fisura aumenta su longitud. Se observa pues dos comportamientos, uno lineal que permite relacionar longitud de grieta y resistencia que es útil para monitorizar el crecimiento de grieta (capa ancha); y uno no lineal que puede ser útil para detectar su presencia (capa estrecha).

Por lo que respecta a la configuración de puente de Wheatstone, Figura 5, se observa una disminución de la diferencia de potencial entre los brazos a medida que la grieta avanza. Esta disminución es suave y detectable. Con esta configuración se consigue una mayor simplicidad en el tratamiento pues son pocos los datos necesarios para conocer la variación de la resistencia, a saber, resistencias iniciales, potencial aplicado y potenciales en los brazos, siendo posible calibrar tanto crecimientos pequeños como grandes.

4.2. Resultados para la grieta central.

Los resultados en este caso muestran que la resistencia presenta un comportamiento parecido al anterior pero en un rango menor. La linealidad con respecto a c/W se obtiene para $c/W < 0.1$, Figuras 6 y 7. En este intervalo el comportamiento puede

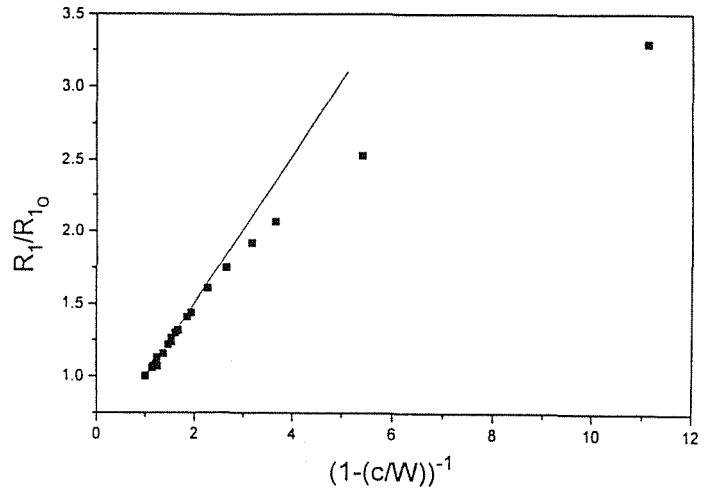


Figura 3. Resistencia relativa en función del inverso de la longitud normalizada para la fisura lateral.

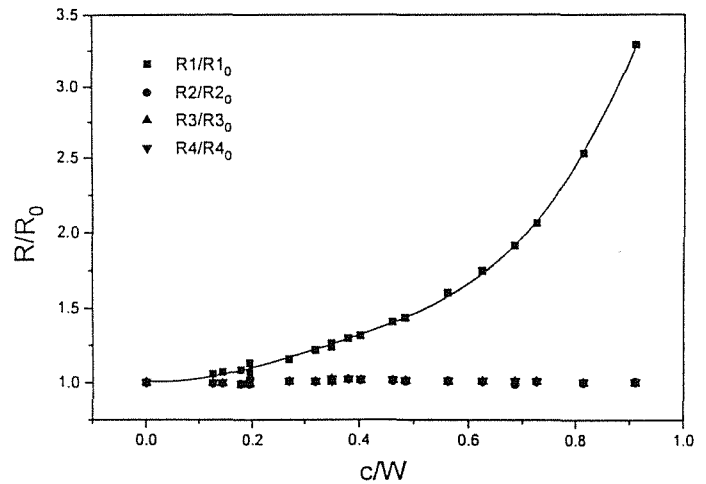


Figura 4. Resistencia relativa en función de la longitud normalizada para la fisura lateral.

ajustarse por:

$$\frac{R}{R_0} = 0.069 \left(\frac{c}{W} \right) + 0.999 \quad (8)$$

La razón aducible para este comportamiento es que en éste la contribución de la resistencia de la capa en zonas próximas a la grieta es todavía mayor que en el anterior.

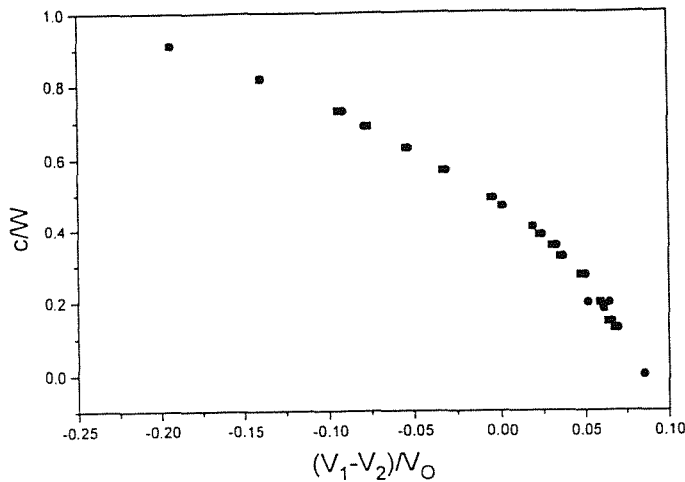


Figura 5. Longitud relativa de la fisura lateral en función de la variación relativa del potencial (puente de Wheatstone).

También se observa que utilizando capas anchas se puede monitorizar el crecimiento de la grieta de manera lineal o bien detectar su presencia si de capas muy estrechas se trata. Con respecto a la configuración puente de Wheatstone, el comportamiento es muy semejante al caso de grieta lateral pero mostrando unos valores de potencial más bajos.

6. CONCLUSIONES.

La técnica de determinación de la longitud de fisuras mediante la medida de la resistencia de una capa delgada depositada sobre la superficie que alberga la grieta es un procedimiento viable que puede permitir la automatización de los ensayos ya que permite la medida sin necesidad de desmontar la probeta.

A la vista de los resultados aparecen dos tipos de capas a utilizar en función de si se quiere medir longitud (capas anchas) o detectar el inicio o propagación inicial (capas estrechas).

La configuración puente de Wheatstone permite obtener a partir de un número reducido de valores los mismos resultados que la técnica de la característica I-V.

El modelo sencillo de relación entre la resistencia relativa y la longitud relativa es aplicable hasta un rango máximo de $c/W = 0.5$ para grietas laterales y un 0.1 para grietas centrales.

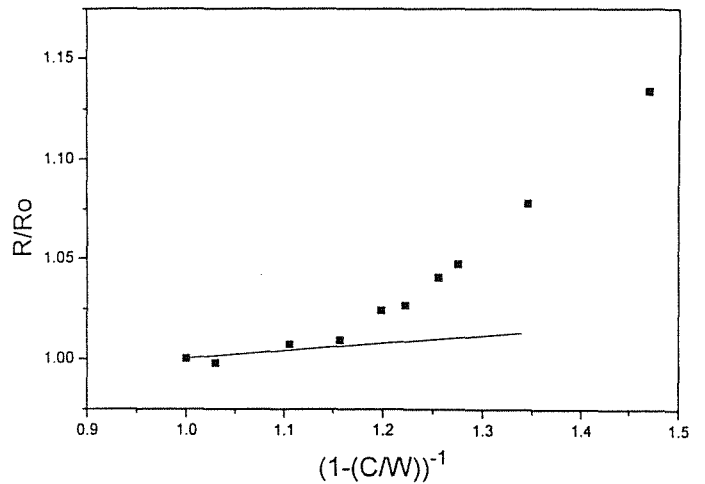


Figura 6. Resistencia relativa en función del inverso de la longitud normalizada para la fisura central.

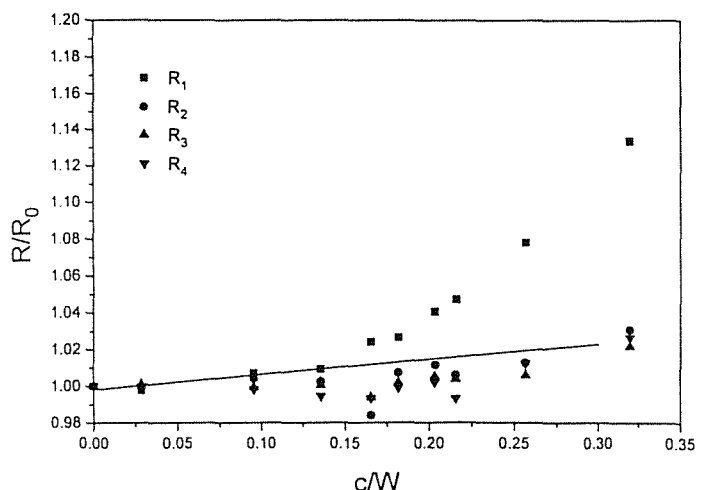


Figura 7. Resistencia relativa en función de la longitud normalizada para la fisura central.

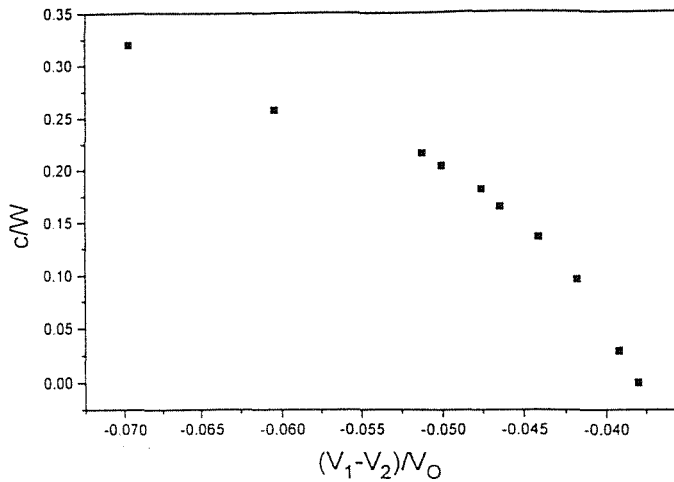


Figura 8. Longitud relativa de la fisura central en función de la variación relativa del potencial (puente de Wheatstone).

7. AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen al C.I.C.Y.T. el financiamiento de este trabajo, a través del proyecto MAT90-764, así como la inestimable ayuda que tanto Ramón Fontarnau, del servicio de Microscopía Electrónica de los Servicios Científico y Técnicos de la U.B., como Montserrat Marsal, del servicio de Microscopía Electrónica del Departamento de Metalurgia, han aportado para la realización de los depósitos de grafito utilizados en este trabajo.

8. REFERENCIAS

- [1] Gangloff R.P, Slavick, D.C., Van Stone, R.H., "Direct Current Electrical Potential Measurement of the Growth of Small Cracks". Small-Crack Test Methods, ASTM STP, American Society for Testing and Materials, 116, (1992).
- [2] Liaw P.K., Hartmann H.R., Logsdon W.A., " A New Transducer to Monitoring Fatigue Crack Propagation", Journal of Testing and Evaluation, vol 11, 3, 202 , (1983).
- [3] Owaga T., Suresh S., "Surface film technique for crack length measurement in nonconductive brittle materials: calibration and evaluation". Eng. Fracture Mechanics. vol 39, 4, 629, (1991).

**FATIGA CICLICA Y ESTATICA DE LA CIRCONA
PARCIALMENTE ESTABILIZADA (Mg-PSZ)****L. Llanes, J. Alcalá, L. Bernacchia, N. Salán, A. Campillo y M. Anglada****E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona - Universidad Politécnica de Cataluña
Dpt. de Cienc. de los Mater. e Ing. Metalúrgica. Av. Diagonal, 647, 08028 Barcelona**

Resumen. El comportamiento a fatiga cíclica y estática (en flexión por cuatro puntos) de una circona parcialmente estabilizada (Mg-PSZ) ha sido estudiado. La investigación ha sido llevada a cabo en dos materiales con distintas microestructuras: en un caso la microestructura consiste de precipitados tetragonales distribuidos uniformemente en una matriz cúbica (AR), y en el otro la microestructura es la correspondiente al estado sobreenviejado, la cual está caracterizada fundamentalmente por la existencia de producto eutectoide y partículas monoclinicas grandes (OA). En general, la respuesta mecánica del material AR es superior a la del material OA. Así mismo, se observan diferencias notables en el comportamiento a fatiga cíclica y estática de estos materiales. Los resultados se discuten en términos de la capacidad de cada material para exhibir mecanismos de transformación y del tipo de interacción grieta-microestructura que controla el comportamiento mecánico, el cual es también diferente para cada caso.

Abstract. The cyclic and static fatigue behavior (in four-point bending) of a Mg-PSZ has been studied. The investigation has been carried out using two materials with different microstructural aspects: one case corresponding to a material with a microstructure of tetragonal precipitates uniformly distributed within a cubic matrix (AR) and the other corresponding to an overaged material whose microstructure is characterized mainly for the existence of an eutectoid product and large monoclinic particles (OA). In general, the mechanical response of the material AR is much higher than that of the material OA. Moreover, noticeable differences are equally observed with respect to the cyclic and static fatigue behavior of these materials. The results are discussed in terms of the capacity of each material to exhibit transformation mechanisms and of the type of microcrack-microstructure interaction controlling the mechanical response, different for each case too.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años la comunidad científica internacional ha dirigido una enorme atención a la investigación de cerámicas avanzadas como potenciales materiales estructurales, y en especial a la de cerámicas de alta tenacidad, por ejemplo nitruro de silicio, circona parcialmente estabilizada y compuestos alumina-circona. La razón de este gran interés radica, en general, en que las cerámicas avanzadas exhiben propiedades termomecánicas deseables en materiales potencialmente útiles como elementos estructurales a temperaturas relativamente altas y en ambientes corrosivos, en conjunto con densidades bajas. Algunos ejemplos de las aplicaciones ingenieriles potenciales para estas cerámicas son como materiales de ejes y motores, componentes de automóviles, componentes de equipos de extrusión y trefilado, herramientas de corte, rodamientos, etc. Un análisis sencillo de los estados de esfuerzo implícitos en estos ejemplos de aplicaciones permite observar que en la mayoría de ellos existen solicitaciones de carga bajo condiciones cíclicas. Por esto es evidente la necesidad que propiedades del

material bajo estas condiciones de carga, tales como resistencia y fractura, sean tomadas en consideración en el diseño con estas cerámicas, tanto a nivel microestructural como a nivel de componente.

En la literatura de materiales cerámicos al fenómeno de fatiga mecánica se le denomina "fatiga cíclica", para diferenciarlo así de la propagación subcrítica que ocurre en estos materiales bajo la acción combinada del medio y la tensión, y que suele conocerse bajo el nombre de "fatiga estática". La existencia de efectos de fatiga cíclica en el crecimiento de grieta de algunos materiales cerámicos ha sido confirmada experimentalmente en los últimos años (por ejemplo, Ref. [1]). En estos trabajos el estudio de la fatiga cíclica de cerámicas ha sido llevado a cabo en términos de la velocidad de propagación de grietas relativamente grandes (superiores a varios milímetros) bajo condiciones de carga estáticas y cíclicas. Las conclusiones de estos trabajos han sido extremadamente valiosas en el diagnóstico de la existencia o no de fatiga cíclica en cerámicas, pero las condiciones experimentales implícitas y los resultados indirectos reportados parecen sugerir que la

aplicación directa de estas investigaciones, desde un punto de vista de diseño a fatiga, es limitada. Dos aspectos sirven de base para la afirmación anterior. Primero, que en la mayoría de los componentes fabricados con materiales cerámicos la rotura se produce cuando las fisuras son muy pequeñas y su propagación se ha realizado en el régimen de grieta "pequeña" (físicamente, menor a 500 μm). Por ello, debido a que no ha sido demostrado que la velocidad de propagación de grietas pequeñas sea la misma que la correspondiente a grietas grandes bajo el mismo factor de intensidad de tensiones aplicado, la utilización práctica de estos resultados está en duda. Segundo, las investigaciones en grietas grandes han revelado que existe una dependencia potencial de la velocidad de propagación de la grieta con el factor de intensidad de esfuerzos extremadamente alta. En términos de predicción de la vida a fatiga de un componente cerámico en base a este tipo de relaciones, esto parece ser igualmente de limitada aplicación práctica.

Siguiendo los criterios descritos en el párrafo anterior se plantea la necesidad de utilizar una metodología más confiable, desde el punto de vista de diseño a fatiga, que una basada exclusivamente en resultados experimentales en grietas grandes. Esta metodología podría ser llevada a cabo a través de la evaluación de curvas esfuerzo-número de ciclos a rotura (curvas S-N) bajo condiciones de carga fluctuante y esfuerzo-tiempo a rotura (curvas S-t) bajo condiciones de carga aplicada constante, en conjunto con parámetros estadísticos de fiabilidad, por ejemplo el módulo de Weibull del material, y otros parámetros de singular importancia como son los microestructurales. Los estudios de la resistencia a fatiga de materiales cerámicos en términos de curvas S-N y curvas S-t presentan una validez única, en términos de diseño ingenieril, porque incluyen la cuantificación de la etapa de propagación subcrítica de grietas pequeñas asociadas a defectos microestructurales existentes a partir de la etapa de procesamiento del material.

Es el objetivo de este trabajo evaluar el comportamiento bajo fatiga estática y cíclica de una circona parcialmente estabilizada con óxido de magnesio (Mg-PSZ) con dos microestructuras diferentes y a partir de aquí, correlacionar y discutir estos resultados en términos de parámetros microestructurales y de mecanismos de propagación y fractura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado fue una circona parcialmente estabilizada con MgO* (aproximadamente 9% molar) con dos microestructuras diferentes. Una microestructura, referida como material AR, corresponde a las condiciones de "recepción" las cuales son las

óptimas, en términos de propiedades mecánicas, según las especificaciones dadas por el fabricante. La otra microestructura, referida como material OA, corresponde al material sometido a un tratamiento térmico de *sobreenviejamiento* a 1320 °C durante 8 horas. Ambas microestructuras han sido caracterizadas por microscopía óptica, electrónica de barrido (MEB) y electrónica de transmisión (MET). En este último caso se utilizó, para la preparación de las muestras, una metodología convencional de corte, desbaste grueso y fino, y finalmente adelgazamiento por bombardeo de iones.

La resistencia a flexión, a la fatiga estática y a la fatiga cíclica de los materiales AR y OA han sido medidas mediante series de ensayos en flexión por cuatro puntos en probetas lisas** de sección rectangular. Las probetas fueron inicialmente pulidas y rectificadas en la superficie que posteriormente se sometió al máximo esfuerzo flector.

Los ensayos de resistencia a flexión bajo condiciones monotónicas de carga se realizaron en una máquina electromecánica INSTRON 8562 con control digital, a velocidades de aplicación de la carga de 100 N/s. Por su parte, las curvas S-N y S-t han sido determinadas como resultado de ensayos de resistencia a fatiga estática y fatiga cíclica realizados en una máquina de fatiga por resonancia RUMUL. En el caso de condiciones cíclicas de carga (flexión-flexión, $R=0.2$) la frecuencia de trabajo ha estado en el rango de 230-250 Hz.

La caracterización fractográfica de los materiales ensayados bajo las diferentes sollicitaciones mecánicas ha sido realizada utilizando MEB.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Aspectos microestructurales

La circona parcialmente estabilizada con MgO exhibe una resistencia y tenacidad elevada debido a la transformación controlada de precipitados de estructura tetragonal a monoclinica en zonas adyacentes a la punta de la grieta [2]. Esta transformación es de carácter martensítico y conlleva un cambio volumétrico que induce una reducción del campo de esfuerzos local en esas zonas. En general, la efectividad en la mejora de las propiedades mecánicas es dependiente de la capacidad del material para que la transformación se lleve a cabo, y esta es controlada principalmente por

* ZrO₂ tipo FZM, Friedrichsfeld (Alemania)

** El término "lisa" es aquí utilizado para referir a probetas que contienen defectos inducidos por el procesamiento del material exclusivamente, en otras palabras, muestras que contienen solo defectos naturales.

dos parámetros: el porcentaje volumétrico de fase tetragonal y el tamaño de los precipitados [3].

El tamaño de grano promedio de los dos materiales AR y OA, determinado mediante un análisis por microscopía óptica de superficies de los materiales pulidas y atacadas térmicamente, fue de aproximadamente 65 μm en ambos casos. En base a estos resultados parece inferirse que el tratamiento térmico de sobreenviejamiento no tiene influencia alguna sobre el tamaño de grano de este material, lo cual era de esperarse de acuerdo a los resultados reportados por otros investigadores.

Dado que el material AR presenta las condiciones de "recepción" se esperaba hallar una estructura similar a la que promovería condiciones óptimas desde el punto de vista mecánico, según las especificaciones del fabricante. Un análisis por microscopía óptica y por MEB no permitió distinguir la existencia de una segunda fase en el material AR. Sin embargo una caracterización detallada por MET, como la presentada en la figura 1, mostró la existencia de un alto porcentaje volumétrico de fase tetragonal (mayor al 40%v) en forma de precipitados elipsoidales distribuidos homogéneamente a nivel intragranular en una matriz cúbica. El tamaño de estos precipitados tetragonales fue siempre menor a los 200 nm, lo cual concuerda con el valor crítico reportado por Porter y Heuer [3] para la transformación espontánea de los precipitados de fase tetragonal a monoclinica, a temperatura ambiente, en la Mg-PSZ.

En el caso del material tratado térmicamente OA el examen por microscopía óptica y/o por MEB permitió constatar la presencia de cambios microestructurales significativos debido al sobreenviejamiento del material. A este nivel de observación estos cambios



Fig. 1. Material AR: micrografía por MET mostrando precipitados tetragonales coherentes distribuidos intragranularmente en una matriz cúbica.

pueden describirse en términos de la identificación de una nueva fase o producto, como consecuencia de la descomposición eutéctode, principalmente en las zonas adyacentes a los bordes de grano (figura 2), y la existencia de precipitados monoclinicos excesivamente grandes distribuidos heterogéneamente a través de la superficie del material.

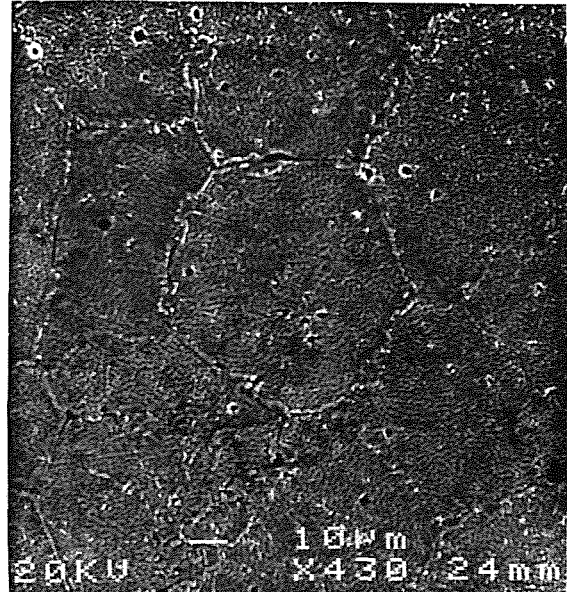


Fig. 2. Material OA: micrografía por MEB donde se destaca la existencia del producto de la descomposición eutéctode en regiones vecinas a los bordes de grano.

El análisis por MET de la microestructura del material OA reveló en detalle los resultados microestructurales del tratamiento de sobreenviejamiento, ya inferidos del examen por MEB. Primero, el crecimiento del tamaño de los precipitados, previamente tetragonales, y por tanto la transformación espontánea de los mismos a fase monoclinica durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente. La figura 3a muestra un aspecto general de la microestructura del material OA. Es de destacar el maclaje, tanto longitudinal como transversal, de los precipitados de simetría monoclinica y que ocurre para disminuir el estado de esfuerzos residual debido al cambio volumétrico que está asociado a la transformación martensítica de estos precipitados. Segundo, la descomposición eutéctode (la temperatura del tratamiento de sobreenviejamiento, 1320 $^{\circ}\text{C}$, es inferior a la temperatura eutéctode, 1400 $^{\circ}\text{C}$, según el diagrama de fases [4]) de la fase matriz cúbica a MgO y circonita tetragonal y monoclinica. Como puede verse en la figura 3b, el producto de la descomposición presenta un carácter "celular" y es observado predominantemente en las zonas adyacentes a los bordes de grano. La componente de circonita del producto fue identificada mayoritariamente como monoclinica. Según Farmer y col. [5] cada una de estas células es el resultado de un proceso de nucleación y crecimiento coordinado de MgO y una solución sólida

de circona deficiente en soluto. A 1320 °C la circona componente del producto eutectoide debe formarse como tetragonal, según el diagrama de fases [4], y luego transformarse a una simetría monoclinica durante el enfriamiento posterior hasta temperatura ambiente. Farmer y col. [5] realizaron un estudio a través de técnicas dilatométricas de este fenómeno y reportaron 900 °C como la temperatura alrededor de la cual se lleva a cabo dicha transformación. Finalmente el producto de la reacción eutectoide puede describirse, de una manera genérica, como discontinuo para las condiciones de sobrevejecimiento aquí estudiadas.



Fig. 3a. Material OA: micrografía por MET mostrando precipitados transformados a simetría monoclinica como consecuencia del tratamiento de sobrevejecimiento.

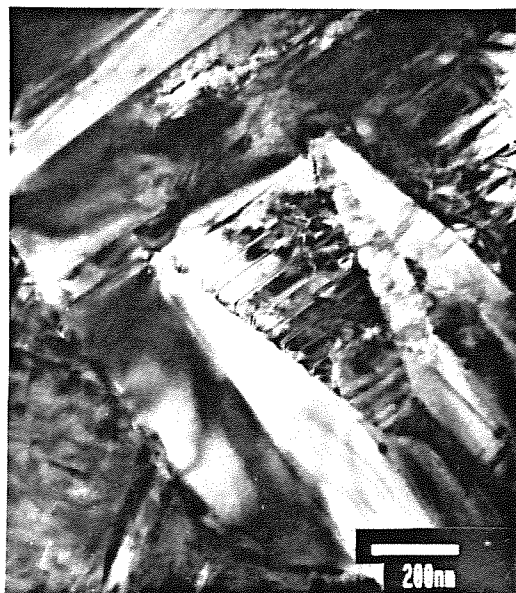


Fig. 3b. Material OA: micrografía por MET donde se observa el carácter "celular" del producto de la descomposición eutectoide.

Sin embargo es de destacar que en varios casos zonas discontinuas de producto parecen interconectarse a través de precipitados monoclinicos intergranulares de tamaño relativamente grande.

3.2. Respuesta mecánica

Los resultados de resistencia a fatiga cíclica, en términos de curvas S-N, para los dos materiales AR y OA son mostrados en la figura 4. Los ensayos para medir la resistencia en flexión bajo condiciones monotónicas de aplicación de la carga resultaron en valores medios de esta propiedad de 473,5 ($\pm 6,8$) MPa y 250,8 ($\pm 11,3$) MPa para los materiales AR y OA respectivamente. Estos valores son incluidos en la figura 4 para un número de ciclos a rotura igual a uno. Ambos materiales muestran "límites a fatiga" a valores correspondientes al 55-60% de la resistencia a flexión bajo condiciones monotónicas de aplicación de la carga.

En general, una comparación de la resistencia a flexión y a fatiga cíclica entre los materiales AR y OA refleja claramente que el primero presenta una respuesta mecánica muy superior a la del material sobrevejecido. Esta diferencia significativa de comportamiento mecánico debe estar asociada a dos causas fundamentales: 1) la capacidad de transformación de partículas de simetría tetragonal a monoclinica en ambos materiales y 2) los aspectos microestructurales que controlan las propiedades mecánicas del material.

En el primer caso, el análisis microestructural descrito en la sección anterior permitió confirmar las condiciones "óptimas" del material AR para que mecanismos de absorción de energía durante la propagación de grietas, grandes o pequeñas, sean operativos en este material, y entonces de una manera indirecta promuevan una resistencia mecánica superior a la del material OA. Este análisis mostró la existencia de una fracción volumétrica alta de precipitados tetragonales con un tamaño "óptimo" para transformarse a temperatura ambiente, en la presencia de un campo de esfuerzos inducido por la propagación de una grieta, y distribuidos homogéneamente en la fase matriz cúbica. Esta distribución uniforme e intragranular favorece la probabilidad de interacción de estos precipitados con una grieta en la etapa de propagación y controla la resistencia y la tenacidad del material AR. La figura 5 muestra un ejemplo de esta interacción en la cual el campo de esfuerzos alrededor de la punta de la grieta induce la transformación a simetría monoclinica de los precipitados con el correspondiente cambio de volumen y forma de estas partículas. Un estado de esfuerzos residual es asociado a estos cambios el cual apantalla la punta de la grieta e implica la necesidad de un esfuerzo aplicado mayor para reiniciar o continuar la propagación de la grieta. Así, este mecanismo de incremento

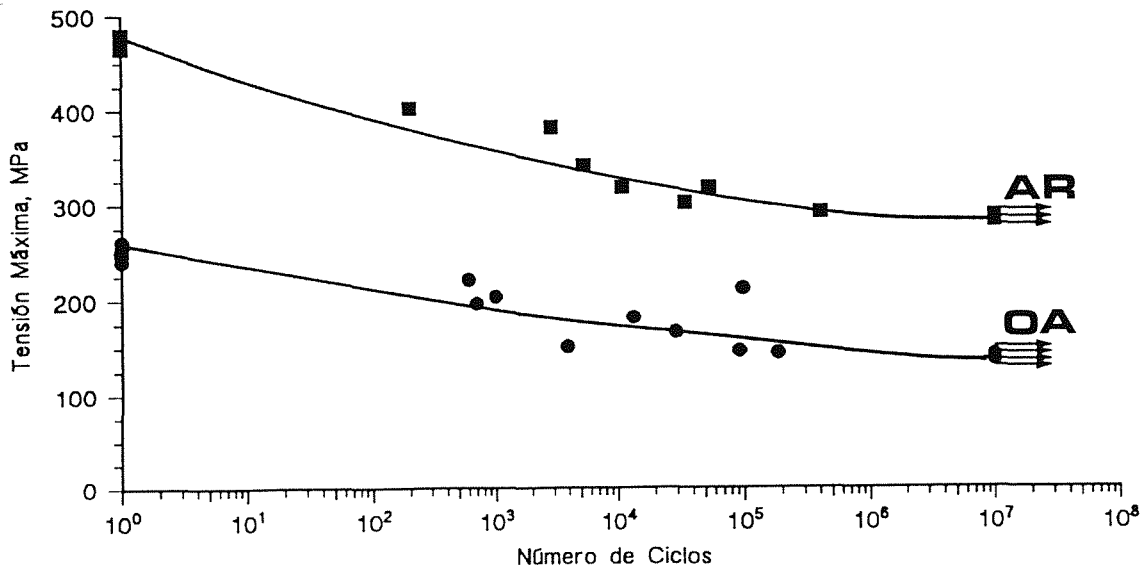


Fig. 4. Respuesta mecánica a flexión bajo cargas monotónicas y fluctuantes de los materiales AR y OA.

de tenacidad es también responsable, al menos indirectamente, de la "buena" resistencia mecánica del material AR.

Por su parte, el análisis microestructural del material OA mostró una fracción volumétrica de precipitados tetragonales, en capacidad de transformar por la interacción con una grieta a temperatura ambiente, mínima (casi nula) y la presencia de una fase discontinua de producto eutectoide en las zonas adyacentes a los bordes de grano. La baja resistencia mecánica está asociada a estas dos observaciones. En el primer caso porque aunque la existencia de una fracción volumétrica significativa de precipitados en fase monoclinica también es capaz de promover una mayor tenacidad y resistencia [2] el incremento de-

bido a este mecanismo no es comparable al que se observa en un material con los aspectos microestructurales del tipo AR. En el segundo caso, y aún más importante para los resultados que aquí se pretenden discutir, porque en el material OA la interacción grieta-precipitados monoclinicos no parece ser el fenómeno o mecanismo que controla las propiedades mecánicas. En este material se observa una tendencia de las grietas a propagarse a través de las zonas colindantes entre el producto de la reacción eutectoide y la fase matriz, en este caso predominantemente monoclinica, y no de un modo intragranular tan definido como el observado para el material AR. Un claro ejemplo de esto se puede apreciar en la figura 6.

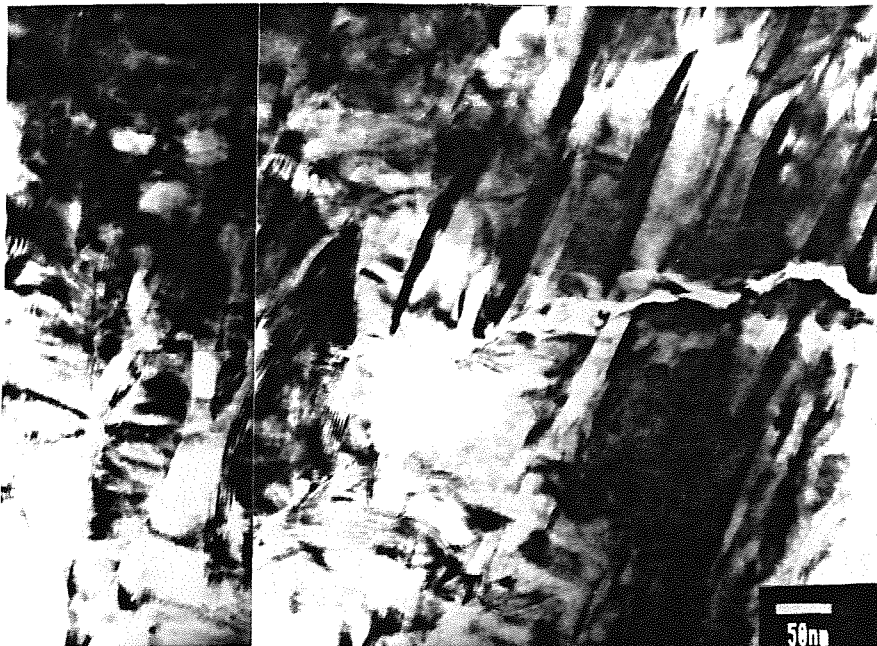


Fig. 5. Interacción grieta-precipitados en el material AR y la correspondiente transformación t-m de estos últimos.



Fig. 6. Micrografía por MET donde se observa la propagación de una grieta en zonas adyacentes al producto de la reacción eutectoide en el material OA.

Para darle mayor validez a las afirmaciones del párrafo anterior las figuras 7a y 7b muestran aspectos fractográficos de los materiales AR y OA respectivamente. Estas micrografías corresponden a roturas bajo solicitaciones cíclicas de carga, pero son generales para los otros tipos de solicitaciones mecánicas estudiadas en esta investigación, en otras palabras, las correspondientes a ensayos para evaluar la resistencia a flexión y la fatiga estática de los materiales, en total concordancia con los resultados reportados por otros investigadores [6, 7].

En las figuras 7a y 7b se puede apreciar que la superficie de fractura del material OA presenta un



Fig. 7a. Micrografía por MEB del aspecto fractográfico completamente transgranular, y muy definido, en el material AR.

"aspecto intergranular" en contraste con el modo claramente transgranular observado en la superficie de fractura del material AR. Es muy importante destacar que la fractura intergranular en el material OA está delineada por el volumen de producto eutectoide depositado en los bordes de grano, similar a lo reportado por Porter y Heuer [3] previamente. Un fenómeno de microfisuración en las regiones vecinas a este producto eutectoide, debido a incompatibilidades volumétricas y de forma implícitas en la descomposición eutectoide, fue frecuentemente observado. Estas evidencias fractográficas, en general, soportan la existencia de dos mecanismos de interacción grieta-matriz controladores del comportamiento mecánico completamente diferentes en los materiales AR y OA.

3.3. Fatiga cíclica y fatiga estática

Es bien conocido que en materiales cerámicos existe un efecto de fatiga estática, el cual puede ser más o menos significativo dependiendo del material y/o las condiciones experimentales. Curvas S-N como las mostradas en la figura 4 incluyen el efecto de fatiga estática y por tanto para evaluar el efecto "real" de cargas fluctuantes es necesario determinar la magnitud de esta propagación subcrítica de las grietas debido a la combinación tensión-medio ambiente. Una estimación de la diferencia cualitativa entre fatiga estática y fatiga cíclica es obtenida a través de curvas S-t.

La figura 8 corresponde a las curvas S-t para los materiales AR y OA. En general se observa que los comportamientos a fatiga cíclica y estática se distinguen claramente en el material AR, pero la diferencia no es tan evidente en el caso del material OA. Esta diferencia de comportamiento parece sugerir, en una

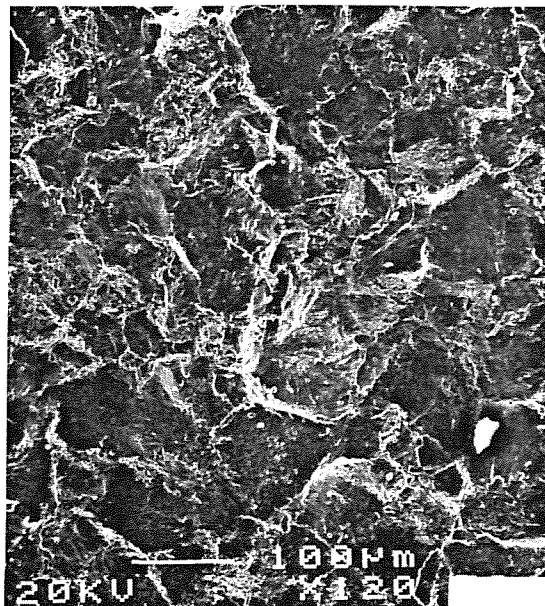


Fig. 7b. Micrografía por MEB de la fractura del material OA mostrando un aspecto intergranular delineado por el producto de la reacción eutectoide.

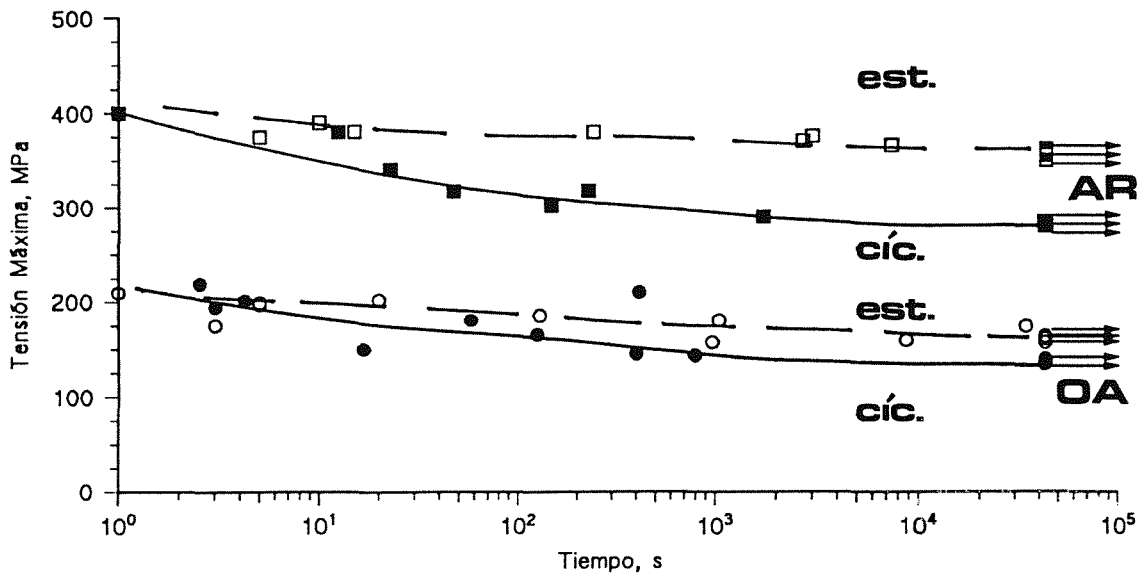


Fig 8. Respuesta mecánica a fatiga cíclica y estática de los materiales AR y OA.

primera aproximación, que el aspecto microestructural del material es un parámetro de importancia en la existencia de un mayor o menor efecto de fatiga cíclica.

Los materiales estudiados muestran mecanismos de interacción grieta-microestructura diferentes, los cuales han sido discutidos en la sección anterior y postulados como los factores controlantes del comportamiento mecánico de cada material. Según los resultados presentados en la figura 8, la prominencia de uno u otro de estos mecanismos debe igualmente afectar el comportamiento a fatiga cíclica y estática de los materiales AR y OA, pero la asociación bajo este tipo de solicitaciones mecánicas se presume ser más compleja. Sin embargo, un análisis cualitativo y una comparación con otros resultados reportados en la literatura es ofrecido a continuación.

Los resultados experimentales sugieren que la fatiga cíclica en la Mg-PSZ podría estar asociada a dos factores: 1) la capacidad del material a presentar mecanismos de transformación y 2) la interacción grieta-microestructura prominente durante la propagación en si. En términos del primer factor un efecto de fatiga podría ser inducido si la zona de transformación en las regiones adyacentes a la punta, y la trayectoria en general, de las grietas fuera diferente bajo aplicación cíclica o monotónica de la carga. Sin embargo, mediciones experimentales llevadas a cabo por espectroscopía Raman parecen descartar esta posibilidad. Dauskart y col. [6] reportaron que el volumen y la extensión de la zona transformada alrededor de grietas grandes propagadas establemente en Mg-PSZ son muy similares bajo solicitaciones monotónicas y cíclicas de carga. El trabajo de Sylva y Suresh [7], también en grietas grandes y aplicando programas de carga mixtos monotónicos-cíclicos, confirma estas ideas.

Una correlación más factible entre la fatiga cíclica y la capacidad de transformación puede ser desarrollada en términos del efecto de la existencia o no de una zona de transformación en el fenómeno de cierre de grieta. Dauskart y col. [6] evaluaron este parámetro en un estudio de la velocidad de propagación estable de grietas grandes en probetas C(T). De la determinación de la flexibilidad en la cara posterior de la probeta se observó un incremento en el cierre de grieta en la medida que se alcanzaron las condiciones umbrales de propagación. Más importante aún fue la observación de un cierre de grieta "premature" a cargas mayores a las convencionalmente definidas como de cierre de grieta según el método de medición. Este fenómeno de cierre de grieta, atribuido al contacto inicial por la rugosidad inducida sobre una distancia muy corta por detrás de la punta de la grieta (algunos micrones) es del orden del factor de intensidad de apantallamiento por transformación. Entonces parece lógico esperar que un material con una mayor capacidad de apantallamiento por transformación presente un mayor efecto de este fenómeno de cierre de grieta "premature" y de allí, un mayor efecto de fatiga cíclica.

Una correlación fatiga cíclica-capacidad de transformación del material similar a la aquí presentada se puede inferir de los resultados experimentales reportados por Dauskart y col. [6]. Sin embargo es sorprendente que en ese trabajo, claramente el más completo en fatiga de la Mg-PSZ, no se hiciera un análisis, al menos cualitativo, de la magnitud de la fatiga cíclica en términos de la microestructura, y por tanto de la capacidad para exhibir mecanismos de transformación, en los materiales estudiados por ellos.

La interacción grieta-microestructura prominente durante la etapa de propagación estable de la grieta fue mencionado como otro posible factor para explicar la

mayor o menor fatiga cíclica observada en los materiales AR y OA. En este aspecto el análisis fractográfico ha mostrado que el material AR presenta una fractura predominantemente transgranular mientras que esta tiene un mayor "carácter intergranular" en el material OA. El modo transgranular característico de la rotura del material AR simplemente confiere mayor validez o énfasis a la correlación fatiga cíclica-capacidad de transformación ya descrita, pues indica que la interacción grieta-precipitados(-matriz) es el mecanismo que controla el fenómeno de fractura. En el caso del material OA la situación es algo más compleja. Aquí, la propagación de la grieta parece ser el resultado de la coalescencia de daño, en forma de microgrietas, asociado al producto de la reacción eutectoide y los resultados de la figura 8 sugieren que en este mecanismo la aplicación monotónica-constante o cíclica de cargas no representa una diferencia significativa en la resistencia del material. Es claro que en el material OA el "carácter intergranular" de la fractura implica un fenómeno de "rugosidad inducida" que podrían promover un daño mayor bajo sollicitaciones cíclicas. Sin embargo, el análisis microestructural de este material ha igualmente mostrado que la extensión de la reacción eutectoide como consecuencia del tratamiento de sobre-envejecimiento aquí llevado a cabo es relativamente alta. Entonces, el daño intrínseco en el material, existente ya en un estado previo a la evaluación experimental por ensayos de fatiga cíclica y estática, es significativo y muy localizado en las regiones vecinas a los bordes de grano. Esto finalmente sugiere que en un análisis de la posible influencia de diversos parámetros en la resistencia del material OA, baja de por sí, el tipo de sollicitación mecánica debe ser considerado un factor secundario.

4. CONCLUSION

Una cerámica Mg-PSZ comercial en condiciones de recepción (material AR), óptimas desde un punto de vista mecánico según el proveedor, y de sobre-envejecimiento (material OA), como consecuencia de un tratamiento térmico a 1320 °C por 8 horas, ha sido estudiada en términos de la influencia de distintos aspectos microestructurales sobre el comportamiento a flexión, a fatiga cíclica y a fatiga estática. En general, la existencia de una alta fracción volumétrica de precipitados tetragonales distribuidos uniformemente en una matriz cúbica permite al material AR exhibir una mayor capacidad de presentar mecanismos de transformación (t-m) los cuales son responsables no solo de una resistencia mecánica elevada sino también de la observación de un claro efecto de fatiga cíclica. En el material OA, por otra parte, el tratamiento térmico conlleva la descomposición eutectoide de la matriz cúbica, prominente en las zonas adyacentes a los bordes de grano. Este producto eutectoide promueve un

daño intrínseco al material, fundamentalmente por microagrietamiento, el cual disminuye de forma significativa la resistencia del material bajo todo tipo de sollicitación mecánica estudiada. Finalmente, el modo transgranular en la propagación de grietas en el material AR, en contraste con el modo intergranular de dicho fenómeno en el material OA, evidencia la existencia de una correlación directa entre la fatiga cíclica y el tipo de interacción grieta-microestructura que controla el comportamiento mecánico en Mg-PSZ con aspectos microestructurales diferentes.

5. REFERENCIAS

- [1] L. Ewart y S. Suresh, "Dynamic Fatigue Crack Growth in Polycrystalline Alumina under Cyclic Compression", *J. Mater. Sci. Lett.*, **5** [4] 774-78 (1986).
- [2] D. L. Porter y A. H. Heuer, "Mechanisms of Toughening Partially Stabilized Zirconia (PSZ)", *J. Am. Ceram. Soc.*, **60** [3-4] 183-84 (1977).
- [3] D. L. Porter y A. H. Heuer, "Microstructural Development in MgO-Partially Stabilized Zirconia (Mg-PSZ)", *J. Am. Ceram. Soc.*, **62** [5-6] 298-305 (1979).
- [4] C. F. Grain, "Phase Relations in the ZrO₂-MgO System", *J. Am. Ceram. Soc.*, **50** [6] 288-90 (1967).
- [5] S. C. Farmer, A. H. Heuer y R. H. J. Hannink, "Eutectoid Decomposition of MgO-Partially-Stabilized ZrO₂", *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** [6] 431-40 (1987).
- [6] R. H. Dauskardt, D. B. Marshall y R. O. Ritchie, "Cyclic Fatigue Crack Propagation in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia Ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [4] 893-903 (1990).
- [7] L. A. Sylva y S. Suresh, "Crack Growth in Transforming Ceramics under Cyclic Tensile Loads", *J. Mater. Sci.*, **24** 1729-38 (1989).

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al C.I.C.Y.T. el financiamiento de este trabajo, a través del proyecto MAT90-764, así como la beca otorgada por la C.E.E. a L.B. y la Generalitat de Catalunya a J.A. Igualmente agradecen la asistencia técnica de M. Marsal y J.M. Manero en las actividades experimentales realizadas en el Servicio de Microscopía Electrónica de la E.T.S.E.I.B. de la U.P.C.

ANALISIS DE LA FRACTURA Y DE LA DEFORMACION PLASTICA DE MEZCLAS MULTIFASICAS DE POLIMEROS.**A.B. Martínez, M.Ll. MasPOCH, M.R. Díaz**

UPC

Dpto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Avda. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

Resumen. De la adición de una fase elastomérica a polímeros frágiles, puede resultar un polímero multifásico de mayor tenacidad, que presenta en la punta de la grieta una zona plástica substancial que da lugar a una propagación estable de la grieta. En este trabajo hemos aplicado la teoría de la plasticidad con el objetivo de comprender mejor el comportamiento de estos materiales en los ensayos SEMB y Charpy.

Abstract. The addition of a rubbery phase on brittle polymers, can result in a toughened multiphase polymer that presents a substantial plastic zone in the crack tip and have a stable crack propagation. In this paper we have applied the slip line field theory with the aim of a better understanding of the behaviour of these materials in the SENB and Charpy tests.

1. INTRODUCCION

Los materiales plásticos suelen presentar diferentes valores de sus propiedades mecánicas según estén solicitados a tracción o compresión. Ello es consecuencia de los diversos micromecanismos de deformación que pueden presentar, crazing y shear yielding.

Este micromecanismo de crazing (deformación plástica muy localizada en un volumen muy reducido) es el responsable de la fragilidad que presentan los plásticos que lo sufren, limitándose así el campo de sus aplicaciones.

Para incrementar la tenacidad de estos polímeros que pueden presentar crazing, se procede a su mezcla con polímeros

elastoméricos obteniéndose mezclas multifásicas constituidas por una matriz del polímero frágil y fase dispersa constituida por el elastómero. Estas mezclas multifásicas presentan un mecanismo de deformación por múltiple crazing y/o múltiple shear yielding (deformación plástica extensiva) [1], para los que la adhesión en la interfase entre la segunda fase y la matriz es fundamental.

Debe también considerarse que como consecuencia de su naturaleza viscoelástica, las propiedades mecánicas de los polímeros dependen además de la temperatura, del tiempo, por lo que los ensayos de impacto cobran una especial relevancia en estos materiales.

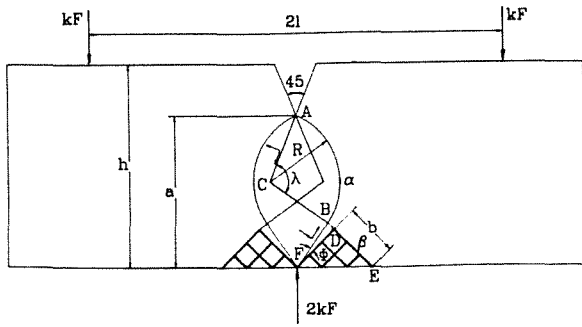


Fig. 1. Slipline field.

Si bien la resistencia al impacto no es una propiedad característica del material, hemos decidido estudiar el comportamiento plástico de estos materiales en la geometría SENB, por ser la más usual en mecánica de la fractura, y también en impacto con la geometría Charpy.

Para ello hemos aplicado la teoría de la plasticidad a estas geometrías, que consideran un material elastoplástico ideal que se comporta igual en tensión que en compresión.

Esta aproximación teórica nos va a permitir comprender mejor el comportamiento en estos ensayos de estos materiales que presentan una zona substancial de deformación plástica en la punta de la entalla.

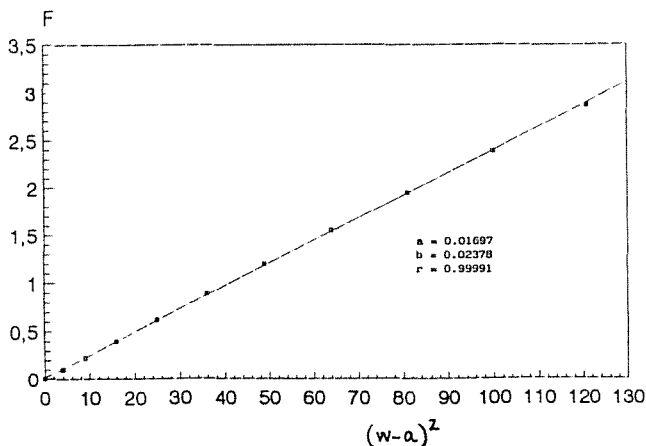


Fig. 2. Valores calculados de F.

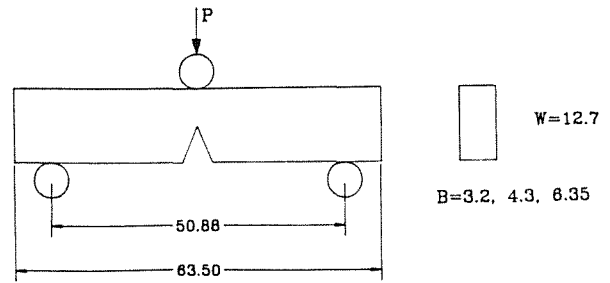


Fig. 3. Geometría (mm)

2. MODELO TEORICO

En la figura 1 se muestra el slip line field [2,3] para una probeta prismática entallada agudamente en V de 45°.

Mediante las relaciones geométricas [4]:

$$\frac{R}{a} = \frac{\sin(\frac{\pi}{4} - \Phi)}{1 - \cos\lambda} \quad (1)$$

$$\frac{b}{a} = \frac{\sin(\Phi - \frac{\lambda}{2} - \frac{\pi}{4})}{\sin\frac{\lambda}{2}} \quad (2)$$

Las relaciones de fuerza [3]:

$$b - R\sin\lambda + (1 + 2\Phi)R(1 - \cos\lambda) +$$

$$+ 2\lambda R\cos\lambda = F\cos(\frac{\pi}{4} - \Phi) \quad (3)$$

$$(1 + 2\Phi)(b + R\sin\lambda) + R(1 - \cos\lambda) -$$

$$- 2\lambda R\sin\lambda = -F\sin\frac{\pi}{4} - \Phi \quad (4)$$

y el balance del momento aplicado por la fuerza:

$$\frac{1}{2} (1+2\Phi) b^2 + \lambda R^2 + Rb =$$

$$= (1+R \cos(\lambda + \Phi - \frac{\pi}{4})) F \quad (5)$$

podemos determinar las cinco incógnitas b, R, λ, Φ y F .

La figura 2 muestra los resultados obtenidos para la geometría que hemos utilizado (figura 3).

Si la profundidad de la entalla está por debajo de cierto valor crítico [5] el campo se extiende hacia la superficie de la probeta, desde donde nace la entalla, y la solución de la figura 1 no es aplicable.

Para la misma geometría a la que se aplica un momento puro en sus extremos, la relación crítica [3] vale:

$$\frac{h}{a} = 1.39 \quad (6)$$

También es interesante conocer el estado de tensión en la sección mínima, por debajo de la raíz de la entalla [3-4, 6-7]. La tensión de tracción se incrementa desde un valor $2K$ en la raíz de la entalla hasta un valor máximo en el contorno elastoplástico (figura 4).

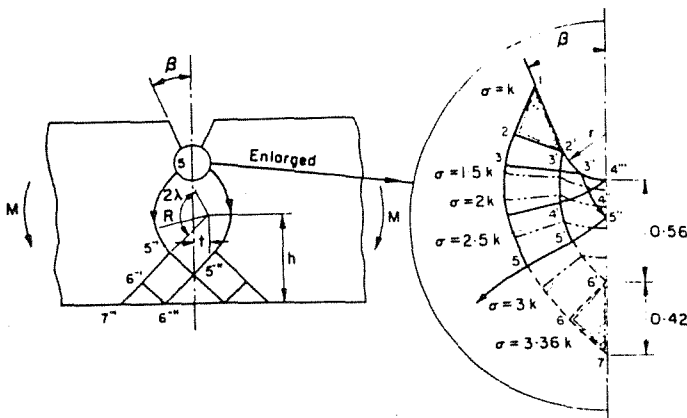


Fig. 4. Tensiones de tracción longitudinales.

3. DETALLES EXPERIMENTALES

En una extrusora se mezclaron y grancearon diferentes proporciones de PS y SBS dando lugar a las mezclas E-X donde X indica la cantidad de SBS en 100 gr. de PS.

La granza de la mezcla y también de HIPS fue inyectada en forma de barras prismáticas (probetas de 3.2 y 6.35 mm de espesor ASTM D-256) y de halterio (probeta tipo I ASTM D-638).

Los ensayos de compresión en deformación plana se realizaron sobre probetas prismáticas de 3.2 mm de espesor con mordazas de 6.4*12.7 mm.

Los ensayos de tracción se realizaron sobre las probetas de tipo halterio, y los ensayos de flexión sobre las barras prismáticas entalladas en V a 45° y agudizadas con una cuchilla de afeitar. Para medir el crecimiento de la grieta, las probetas se seccionaron y Δa se midió en una lupa con nonius.

Las áreas de emblanquecimiento producido por la deformación plástica se midieron en un proyector de perfiles.

Todos los ensayos se efectuaron a temperatura ambiente.

4. DETERMINACION DE J_{1c} .

En la figura 5 se representan los gráficos carga-deflexión y Δa -deflexión obtenidos para entallas cuya profundidad es la mitad de la altura de la probeta.

Puede observarse que la carga se incrementa linealmente hasta un 70% de la carga máxima, entonces la carga deja de ser lineal y se desarrolla una zona sustantiva de emblanquecimiento (deformación plástica) por debajo de la raíz de la entalla.

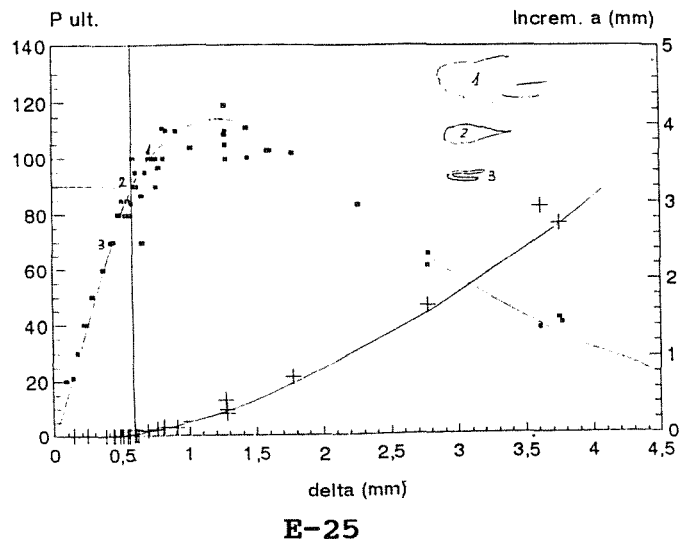
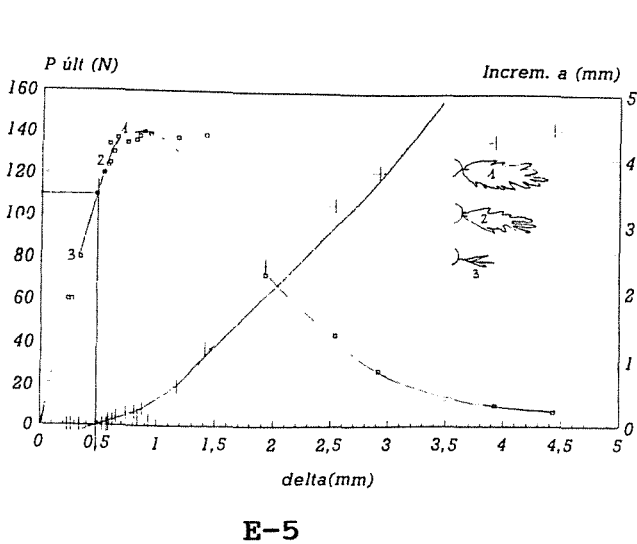


Fig. 5. Gráficos carga e Δa versus desplazamiento.

Esta zona dañada se inicia mientras que la curva es aún lineal, y su tamaño se extiende con la carga. Entre el punto de no linealidad y de carga máxima empieza además el crecimiento estable de la grieta en la raíz de la entalla y dentro de la zona dañada. Posteriores aumentos de carga hacen crecer el tamaño de la zona dañada y de la grieta en su interior. Cuanto mayor es el contenido en segunda fase, más cerca del máximo empieza a crecer la grieta.

La forma y desarrollo de estas zonas de deformación plástica por debajo de la raíz de la entalla sigue la forma y pautas establecidas por la teoría [4,6-7] y sucintamente indicadas anteriormente.

La apariencia de la zona dañada observada en una estrecha sección de la probeta es diferente según sea el contenido en segunda fase tal como puede observarse en la figura 5.

La medida de Δa sobre la superficie de fractura es muy difícil o casi imposible cuando Δa es muy pequeño ya que es muy difícil distinguir las diferencias sobre la superficie de fractura, pero ello no es así sobre las secciones de la

probeta en las que se puede distinguir y medir el crecimiento de la grieta dentro de la zona emblanquecida y eliminar los efectos de la deformación plástica sobre la base de la entalla. Estos resultados siguen las mismas pautas en el crecimiento de la zona dañada y de la grieta por otros autores [8] que también coinciden en medir Δa sobre secciones de la probeta.

Los valores de J_{Ic} así obtenidos para las mezclas E-2.5, E-5, E-15 y E-25 a $v=1$ mm/min. son 1.58, 1.33, 1.56 y 1.7 KJ/m^2 . Estos valores son inferiores a los que obtuvimos por el método tradicional [9] donde discutimos también la igualdad de estos valores.

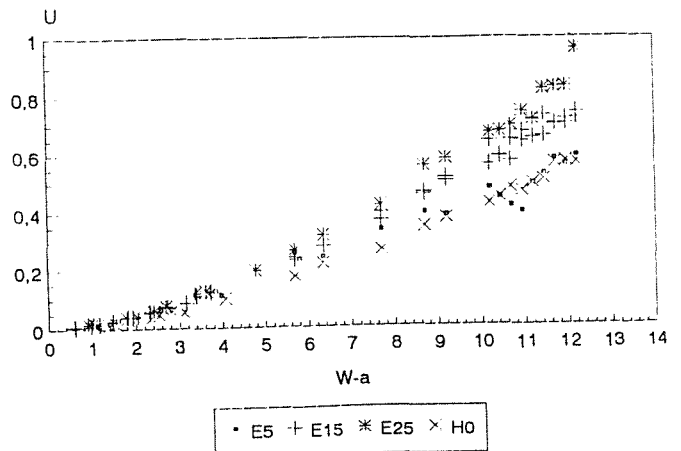


Fig. 6. Energía $v=1$ mm/min.

Tabla 1. Comparación resultados experimentales.

MATERIAL	HIPS	HIPS	E-5	E-10	E-15	E-15	E-25	E-25	E-25
S (mm)	50.88	50.88	50.88	50.88	50.88	69.4	50.88	50.88	50.88
B (mm)	6.35	3.175	6.35	6.35	6.35	6.35	3.175	4.27	6.35
Z	2.33	1.21	3.81	3.76	3.22	2.15	1.49	1.98	2.88
$P=Z(w-a)^2$									
Coef. deter.	0.998	0.999	0.998	0.999	0.998	0.999	0.996	0.995	0.999
$\dot{s} = 0.03 \text{ min}^{-1}$									
K (MPa)	7.4	7.6	12.13	11.95	10.24	9.31	9.44	9.35	9.14
$Y_{\text{tracción}}$ (MPa)	15.28	15.28	23.89	25.16	20.50	20.50	18.51	18.51	18.51
$\dot{s} = 0.02 \text{ min}^{-1}$									
$Y_{\text{compresión}}$ (MPa)	51.27	51.27	82.31	67.69	55.31	55.31	47.32	47.32	47.32
$\dot{s} = 0.03 \text{ min}^{-1}$									

5. ENSAYOS SENB CON PROFUNDIDAD ENTALLA VARIABLE

En la figura 6 se representan los valores de la energía obtenidos en un ensayo SENB a $v=1\text{mm/min}$, como si se trataran de un ensayo Charpy, mientras que en la figura 7 se representan los valores de la carga máxima.

Si cuando hay altos contenidos en segunda fase, mayor es la zona dañada y la iniciación de la propagación tiene lugar en la parte plana, de la curva carga-desplazamiento, cerca del máximo, cabe pensar que la propagación habrá tenido lugar aproximadamente cuando se haya alcanzado el momento plástico, y en este punto

$$P \approx 2 * 1.26 * \frac{(K*B)}{S} (w-a)^2 \quad (7)$$

donde si aplicamos el criterio de Tresca $Y_t=2K$, es decir que la carga máxima será función lineal con $(w-a)^2$, directamente proporcional a la tensión de tracción y al espesor de la

probeta, e inversamente proporcional a la distancia entre apoyos.

Estas predicciones podemos ver que se cumplen en la figura 7 y en la tabla I donde para HIPS y diferentes mezclas de PS y SBS en ensayos realizados con distintos espesores de probeta (siempre en deformación plana) y también con distintas distancias entre apoyos, los valores de $2K$ calculados coinciden razonablemente con los valores de Y_t determinados experimentalmente.

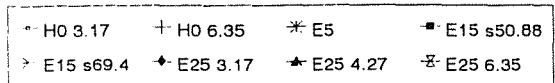
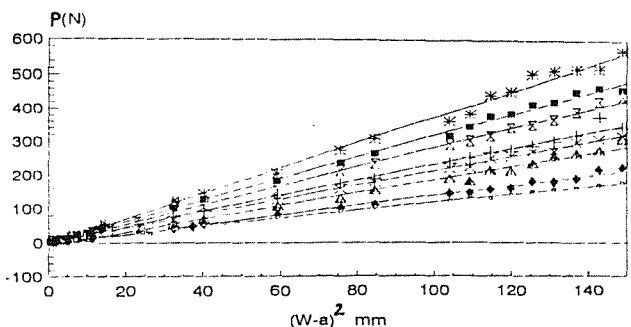


Fig. 7. Valores carga máxima.

En las figuras 6 y 7 puede también observarse, una mayor dispersión de los resultados a valores grandes de $(w-a)$ que cabe atribuir a que no se ha alcanzado la profundidad crítica de entalla para el modelo aplicado.

6. REFERENCIAS

- [1] Kinlock A.J. y Young R.J. "Fracture behaviour of polymers", Applied Science Pub. London 1983.
- [2] Green A.P., "The plastic yielding of notched bars due to bending", Quart. J. Mech. Appl. Math. 6 (1953) 223-239.
- [3] Chakrabarty J., "Theory of plasticity", McGrawhill, Singapore 1987.
- [4] Alexander J.M., Komoly T.J., "On the yielding of a rigid plastic bar with an Izod notch", J. Mech. Phys. Sol 10 (1962) 265-273.
- [5] Green A.P., "The plastic yielding of shallow notched bars due to bending", J. Mech. Phys. Sol. 4 (1956) 259-268.
- [6] Green A.P. and Hundy B.B., "Initial plastic yielding in notch bend tests", J. Mech. Phys. Sol. 4 (1956) 128-144.
- [7] Wilshaw T.R., Pratt P.L., "On plastic deformation of Charpy specimens prior to general yield", J. Mech. Phys. Sol 14 (1966) 7-19.
- [8] Narisawa I., Takemori M.T., "Fracture toughness of impact modified polymers based on the J integral", Polym. Eng. Sci. 29 (1989) 671-678.
- [9] Díaz M.R., MasPOCH M.Ll., Martínez A.B., "Influencia de la morfología sobre la fractura de mezclas de PS y SBS", An. Mec. Fract. 9 (1992) 115-120.

TENSIONES RESIDUALES DE INDENTACION EN 4Y-PSZ

A. Pajares, F. Guiberteau, F. L. Cumbreira, A. Dominguez-Rodriguez*

Dpto. de Física, F. de Ciencias, Univ. Extremadura. 06071 Badajoz

* Dpto. de Física de la Materia Condensada, F. Física, Univ. Sevilla. 41080 Sevilla

Resumen. Se propone un nuevo y simple método experimental para analizar las tensiones residuales introducidas mediante ensayos de indentación Vickers. El procedimiento consiste en la realización de segundos ensayos de indentación a diferentes distancias de la impronta. El análisis de la configuración de fisuras desarrolladas en los segundos ensayos nos suministra una valiosa información sobre el campo de tensiones residuales. El procedimiento ha sido aplicado para analizar las tensiones residuales de indentación en policristales de 4Y-PSZ y, especialmente, los posibles efectos de relajación de tensiones debido a posteriores tratamientos térmicos y/o mecánicos. El análisis de los resultados nos ha permitido detectar la presencia de tres regiones diferentes alrededor de la impronta.

Abstract. A new and simple experimental method is proposed to analyze the residual stresses around Vickers indent. In this procedure, second indentation tests are performed at different distances from the first indent. From the crack pattern analysis around the second indents it is possible to obtain a very useful information about the indentation residual stresses. The method is applied to analyze the indentation residual stresses in 4Y-PSZ polycrystals and, specially, the possible stress relaxation effects as a consequence of subsequent thermal and/or mechanical treatment. From the analysis of the experimental results, three different zones have been identified around the indent.

1. INTRODUCCION

El contacto de un impresor puntiagudo con la superficie de un material cerámico deja en éste una huella residual o impronta debido a la activación de procesos de deformación irreversibles. Asumiendo que la deformación plástica es un proceso a volumen constante, el volumen de la impronta es acomodado por la deformación elástica a su alrededor. En esta descripción idealizada, las tensiones residuales de indentación proceden exclusivamente del efecto de acomodación del volumen de la impronta. Sin embargo, en la práctica el contacto elástico-plástico es un fenómeno complejo y otros factores pueden afectar significativamente al campo de tensiones residuales. Así por ejemplo, el desplazamiento de material hacia la superficie (uplifting) y/o la densificación estructural reducen el volumen total a acomodar y, en consecuencia, atenúan el campo de tensiones residuales. Las posibles transformaciones inducidas por tensión con variación de volumen, aumentarían o reducirían el campo de tensiones

residuales dependiendo de su carácter expansivo o compresivo.

Las técnicas de indentación y su metodología asociada constituyen actualmente una herramienta muy poderosa para el estudio de las propiedades mecánicas de diferentes materiales [1-2]. Mediante este tipo de ensayos es posible estudiar características intrínsecas de los procesos de deformación, estados de tensiones residuales, problemas de adhesión entre superficies, propiedades relacionadas con la fractura del material, etc. En particular, esta técnica presenta un interés especial para el estudio de propiedades mecánicas de materiales frágiles como los cerámicos [3] por las siguientes razones:

1) La acción conjunta de fuertes tensiones de cizalladura y tensiones hidrostáticas de compresión actuando sobre una pequeña región del material, hacen posible su deformación plástica a bajas temperaturas, a diferencia de otros ensayos convencionales, como el de compresión uniaxial, en el que tiene lugar la fractura catastrófica del

material sin deformación plástica previa.

2) La aparición de determinadas configuraciones de fisuras permite obtener información cuantitativa sobre la resistencia a la fractura del material [4-5]. A esta información se puede acceder directamente, utilizando los modelos desarrollados para los procesos de fractura por indentación, o bien indirectamente, considerando las fisuras de indentación como grietas controladas para, a continuación, estudiar su evolución en posteriores ensayos de flexión.

Para todas estas posibles aplicaciones se hace crucial el conocimiento de las tensiones residuales de indentación, especialmente para la evaluación de la tenacidad así como para el análisis de las propiedades de contacto del material (resistencia a la erosión, degradación de la resistencia mecánica, etc). En este trabajo, nuestro interés se ha centrado en el análisis de las tensiones residuales introducidas mediante ensayos Vickers en policristales de $ZrO_2 - 4mol\% Y_2O_3$ (4Y-PSZ) y, especialmente, en analizar su posible relajación como consecuencia de posteriores tratamientos térmicos y/o mecánicos.

2. ANTECEDENTES DEL TRABAJO

Configuración de fisuras

La inspección del perfil de fisuras nos puede suministrar una información valiosa sobre el campo de tensiones residuales de indentación, ya que dicho perfil es el resultado del balance entre las fuerzas que actúan en punta de fisura: la fuerza resistiva, representada por el factor de intensidad de tensiones resistivo, " K_R ", (ó tenacidad, K_{IC}) y la fuerza motriz, representada por el factor de intensidad de tensiones residual, " K_r ".

En la Figura 1 se muestran los perfiles de fisuras obtenidos para cargas de indentación de 49, 294 y 490N. Para la carga más pequeña la configuración es de tipo radial (según la nomenclatura de Cook y Pharr [6]) si bien, en nuestro caso, las fisuras se extienden a mayor profundidad que la impronta. A 490N la fisura es de tipo semicircular, con la excepción de una región bajo la impronta que resulta inaccesible a la fisura. A 294 N se obtiene una configuración intermedia entre la radial y semicircular, denominada fisura tipo riñón [7].

La característica común a todos los perfiles es la existencia de una región inaccesible a la fisura bajo la impronta (corazón) de forma cuasi-esférica y cuyo centro está situado a una cierta profundidad de la superficie. Efectivamente, en trabajos previos [8] hemos puesto de manifiesto la inaccesibilidad de las fisuras al corazón incluso cuando la muestra se somete posteriormente a ensayos de flexión; la fisura sólo atraviesa esta región

cuando se propaga catastróficamente. La explicación de estos resultados hay que buscarla en el fuerte estado de compresión hidrostática a que se encuentra sometida la región plástica bajo la impronta.

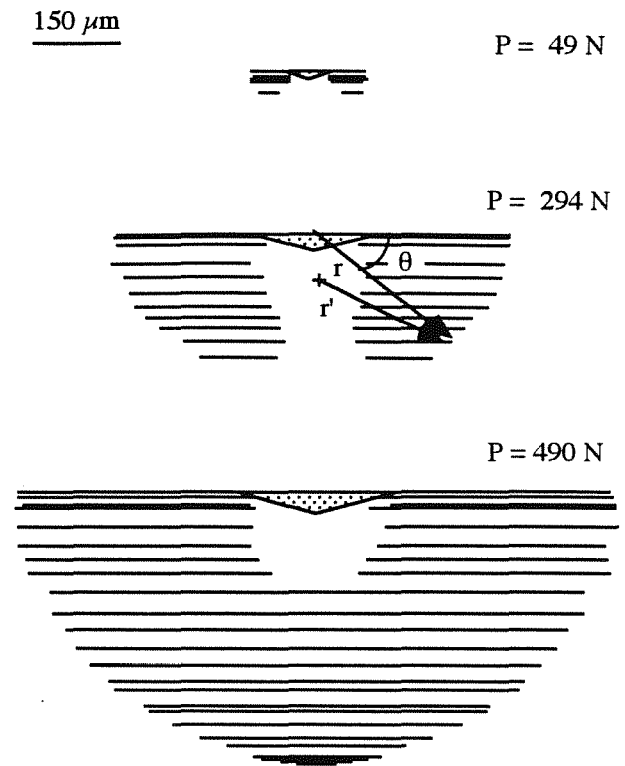


Fig. 1. Perfiles de fisuras correspondientes a diferentes cargas de ensayo, obtenidos mediante pulido sucesivo. En la figura se muestran las coordenadas " r " y " θ " de un punto del perfil, así como su distancia al corazón.

Factor de intensidad de tensiones residual

En relación a las tensiones residuales en la región que rodea a la zona plástica, es interesante inspeccionar la dependencia de la longitud de fisura en superficie, c , con la carga del ensayo, P . Los resultados de la Figura 2 muestran una dependencia en la forma $c \sim P^{2/3}$, sugiriendo la posibilidad de evaluar la tenacidad del material mediante la siguiente relación [4]

$$K_{IC} = K_r = X^* P/c^{3/2} \quad (1)$$

donde X^* es una constante que engloba todos los posibles factores que afectan al campo de tensiones residuales. En trabajos previos [8] hemos calibrado el valor del factor X^* en 4Y-PSZ obteniendo finalmente un valor de tenacidad igual a $3.1 \text{ MPa m}^{1/2}$. En el caso de fisuras semicirculares, la igualdad (1) sería válida para todos los puntos en el extremo de la fisura, se encuentren o no en la superficie de la muestra; la

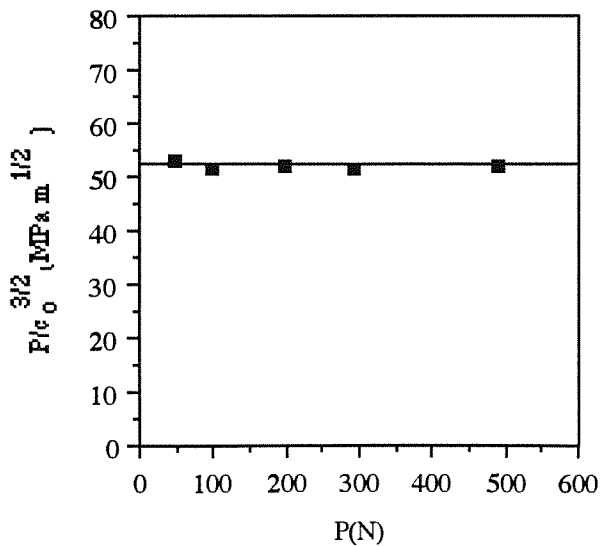


Fig. 2. Representación de la razón $P/c_0^{3/2}$ frente a la carga del ensayo de indentación P .

longitud de fisura, r , es igual a "c" en todo el perfil. Sin embargo, en el caso de fisuras radiales o tipo riñón $r \leq c$ y, en consecuencia, el uso de la igualdad (1) exige sustituir el factor constante X^* por una función $X(r, \theta) \leq X^*$ cuyo valor depende del punto considerado en el perfil (Fig.1). En un trabajo previo se propone un modelo para justificar los diferentes perfiles de fisuras observados [9], según el cual la función X depende sólo de la distancia entre el punto considerado y el centro del corazón, r' , de forma que dicha función puede ser obtenida a partir de los perfiles de fisuras.

3. METODO EXPERIMENTAL

Como ya se ha mencionado, el estudio se ha realizado sobre policristales de 4Y-PSZ. El material* fué fabricado mediante prensado en caliente a 1400°C y, posteriormente, sinterizado en aire a 1650°C durante dos horas.

Las superficies sobre las que se realizaron los ensayos de indentación, fueron previamente sometidas a un proceso de pulido mecánico con pasta de diamante, cuyo tamaño de grano se redujo progresivamente desde 9 hasta 1 µm.

Se realizaron ensayos de indentación Vickers a 490N con un durómetro Matsuzawa (modelo MV-1) fijando la velocidad de carga en 40 µm/s y la duración del ensayo en 20 s.

Algunas muestras fueron sometidas posteriormente a tratamientos térmicos y/o. Los tratamientos térmicos

*Fabricado por Ceraten S.A. (España)

consistieron en procesos de recocido a 200, 400, 800 y 1000°C durante 4 min. En los tratamientos mecánicos se trataba de eliminar parcial o totalmente la región distorsionada durante el ensayo de indentación. Para ello se pulió mecánicamente la superficie de indentación hasta reducir el espesor de la muestra en 50, 85 y 180 µm. Nuestro interés se ha centrado en analizar la influencia de los tratamientos térmicos y mecánicos, de forma aislada o combinada, sobre las tensiones residuales de indentación.

Para poner de manifiesto experimentalmente la existencia de tensiones residuales, se han realizado segundos ensayos de indentación a diferentes distancias del primero. Estos ensayos se realizaron a 49 N alineando las diagonales de la impronta en las direcciones radiales y tangenciales correspondientes al primer ensayo, como se ilustra en la Figura 3. Como es lógico, el campo de tensiones residuales generado en el primer ensayo afectará a las longitudes de fisuras que se desarrollan en el segundo.

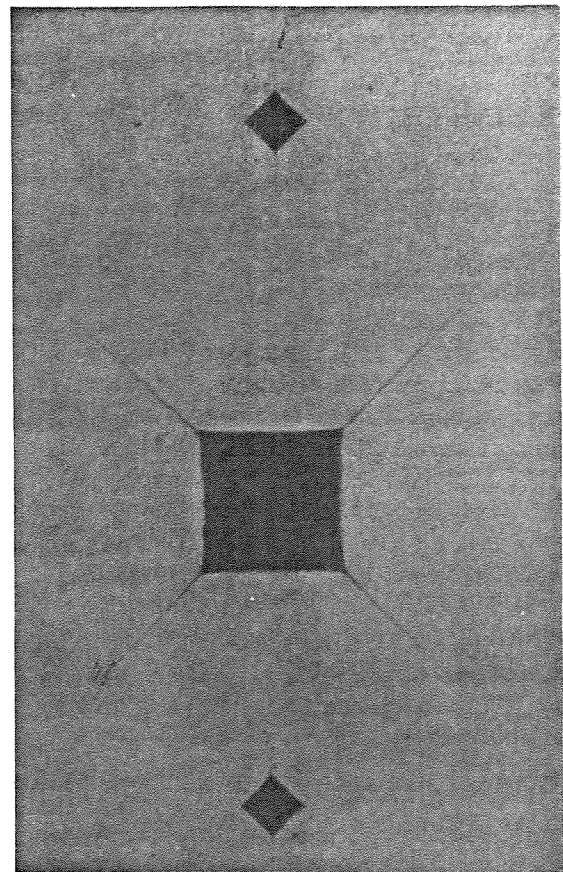


Fig. 3. Micrografía óptica mostrando segundos ensayos de indentación realizados a diferentes distancias de un primer ensayo.

Las longitudes de fisuras fueron medidas en campo oscuro. Para ello se utilizó un microscopio óptico Olympus, al que se adaptó un micrómetro previamente

calibrado al ocular. Generalmente, las dos fisuras en la dirección radial tienen longitudes diferentes, que denotaremos por c_{ri} y c_{ro} (Fig.4). Por el contrario, las dos fisuras en direcciones tangenciales tienen la misma longitud, c_t . La comparación entre las longitudes de fisuras generadas alrededor de los segundos ensayos con su valor característico en ausencia del primer ensayo, nos permitirá analizar el campo de tensiones residuales y, en especial, su modificación como consecuencia de los tratamientos anteriormente descritos.

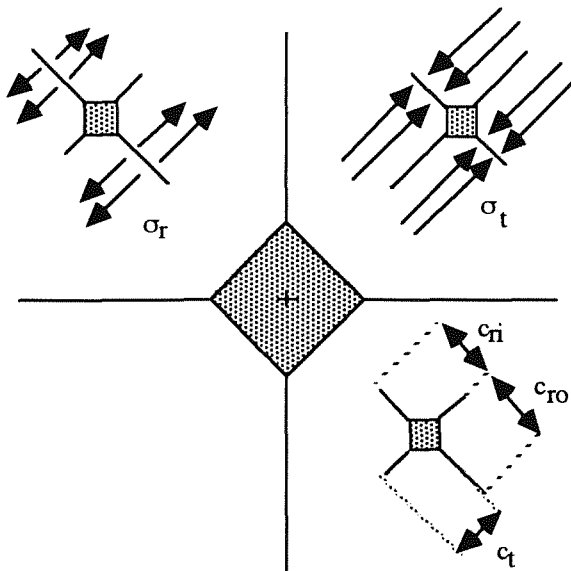


Fig. 4. Esquema de fisuras generadas en los segundos ensayos, mostrando las tensiones residuales debidas al primer ensayo.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES ANÁLISIS Y DISCUSIÓN

En la Figura 5 se esquematizan las características más interesantes del perfil de fisura obtenido a 490 N en 4Y-PSZ. Como puede apreciarse, el centro del corazón se sitúa aproximadamente a $80 \mu\text{m}$ de profundidad y el radio de esta región es aproximadamente $110(\pm 10) \mu\text{m}$. Las fisuras en superficie tienen una longitud aproximadamente igual a $450(\pm 20) \mu\text{m}$.

Con respecto a los ensayos a 49 N, la longitud de fisura en superficie es $100(\pm 5) \mu\text{m}$.

Con el fin de facilitar la discusión, expondremos separadamente los resultados correspondientes a segundos ensayos realizados en zonas alejadas de la región del corazón ($\sim 500 \mu\text{m}$) y los realizados en zonas próximas al corazón ($\leq 350 \mu\text{m}$).

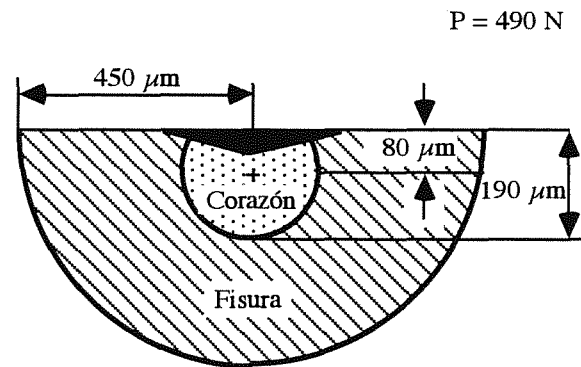


Fig. 5. Características del perfil de fisura generado en un ensayo de indentación de 490 N.

Región alejada del corazón

Las Figuras 6 y 7 muestran los resultados de los segundos ensayos realizados a $500 \mu\text{m}$ del primero, tanto en muestras tratadas como sin tratamiento alguno. Las tensiones residuales correspondientes al primer ensayo reducen la longitud de las fisuras tangenciales del segundo en un 40% y sólo aumentan en un 20% la de las fisuras radiales; la fisura radial interna de longitud, c_{ri} , es mayor que la externa, c_{ro} , debido a que se encuentra más próxima a la impronta originada en el primer ensayo. Las fisuras tangenciales siguen afectadas después del recocido a 1000°C (Fig.6a), mostrando la permanencia de tensiones residuales después de este proceso. Por el contrario, los resultados correspondientes a las fisuras radiales (Fig.6b-6c) parecen sugerir la ausencia de tensiones residuales después del tratamiento a $400\text{-}800^\circ\text{C}$. Resultados análogos se obtienen para los tratamientos mecánicos (Fig.7) que muestran, de nuevo, la mayor sensibilidad de las fisuras tangenciales para detectar la presencia de tensiones residuales; es interesante resaltar la presencia de estas tensiones incluso después de haber eliminado el espesor correspondiente a la región del corazón ($180 \mu\text{m}$).

Teniendo en cuenta la simetría del problema, podríamos considerar como una buena aproximación la existencia de una tensión de compresión constante sobre las fisuras tangenciales, σ_t , y de una tensión de tracción decreciente sobre las fisuras radiales, σ_r , como se ilustra en la Figura 4. Según lo expuesto anteriormente, las tensiones de compresión, σ_t , son las que más afectan a las fisuras, por lo que deben ser mayores que las tensiones de tracción, σ_r .

A partir de estos resultados, sería posible estimar las tensiones residuales, σ_t , introducidas en el ensayo a 490 N en un punto de la superficie situado a $500 \mu\text{m}$ de la impronta. Para ello, basta considerar que la fisura tangencial correspondiente al segundo ensayo se

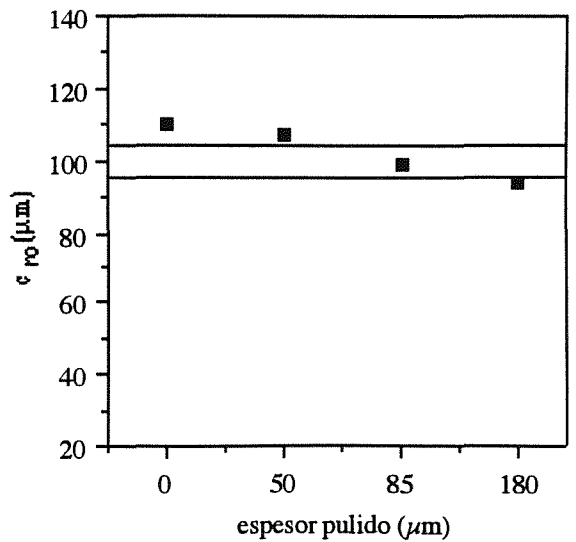
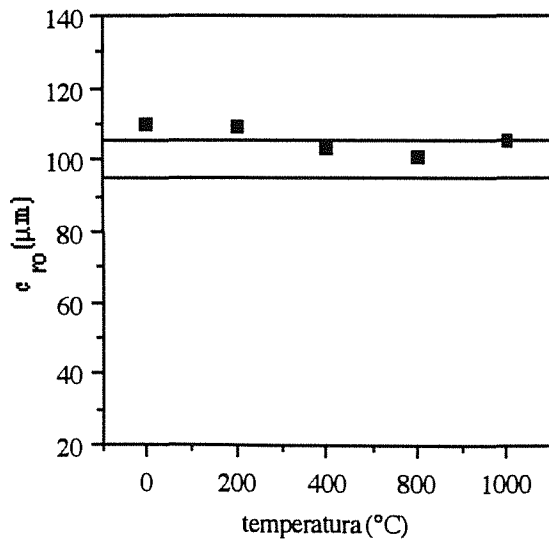
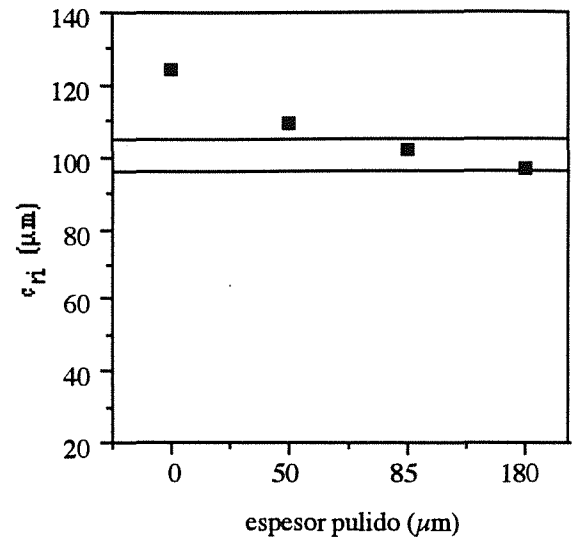
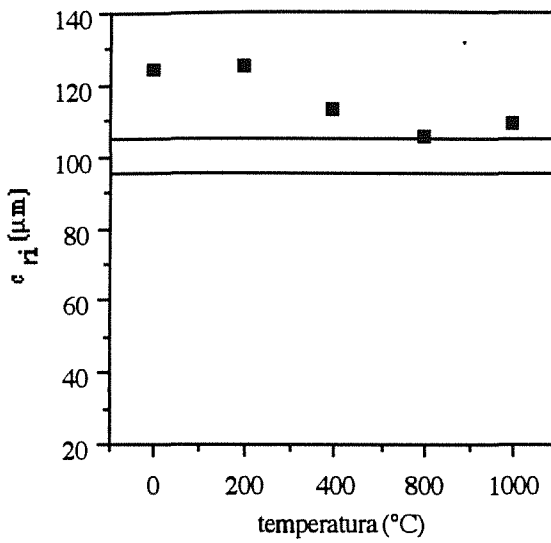
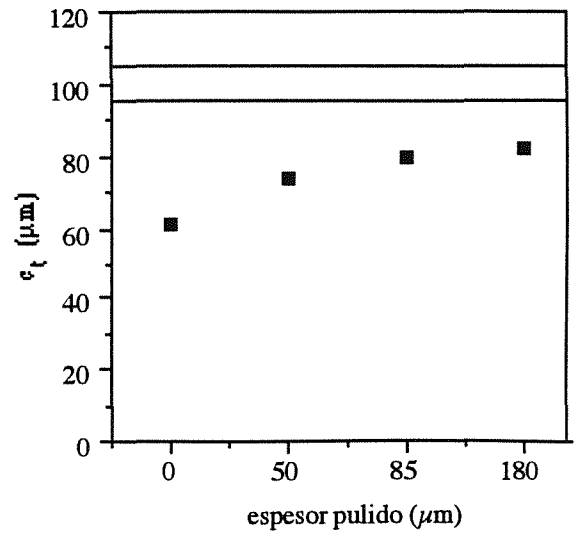
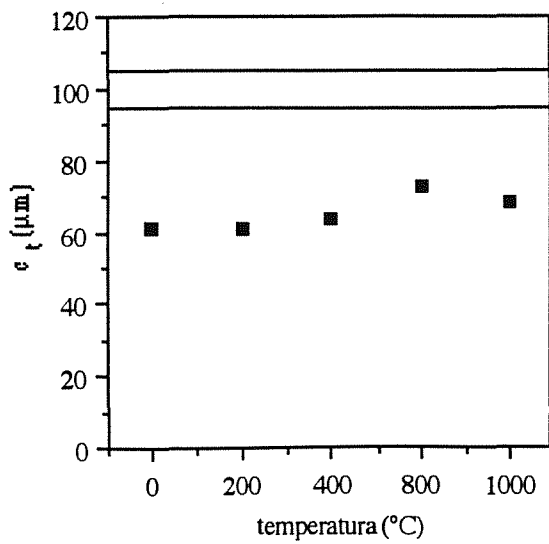


Fig. 6. Longitudes de las fisuras generadas por segundos ensayos realizados a 500 μm del primero en función de la temperatura del tratamiento térmico.

Fig. 7. Longitudes de las fisuras generadas por segundos ensayos realizados a 500 μm del primero en función del espesor de material eliminado por pulido.

desarrolla bajo la acción simultánea de las tensiones residuales introducidas en el primer y segundo ensayo, luego se verifica

$$K_{IC} = K_r = X P/c_t^{3/2} - Y \sigma_t \sqrt{c_t} \quad (2)$$

donde Y es un factor constante de valor próximo a la unidad. Sustituyendo en esta igualdad los valores de X, P, c_t , Y, y K_{IC} y despejando σ_t se obtienen los valores 206, 170 y 122 MPa para las muestras sin tratar y tratadas a 400 y 800 °C, respectivamente; las tensiones residuales se han reducido aproximadamente en un 20% (400°C) y en un 40% (800°C) durante estos cortos procesos de recocido.

Región próxima al corazón

Los ensayos se realizaron sobre una muestra pulida hasta el centro del corazón, habida cuenta de la persistencia de tensiones residuales en estas condiciones (Fig. 7a). Con el fin de inspeccionar la acción conjunta del pulido y del tratamiento térmico, se realizó una serie de segundos ensayos sobre muestras previamente recocidas a 1000°C durante 30 min. Los resultados obtenidos para muestras tratadas y sin tratar a diferentes distancias del corazón, d' , se resumen en la Tabla 1.

$d' (\mu\text{m})$	$c_t (\mu\text{m})$	$c_{ri} (\mu\text{m})$	$c_{ro} (\mu\text{m})$
105	0 60	0 74	82 89
170	49 68	63 68	120 106
215	55 76	76 97	131 104
350	66 87	126 99	106 98

Tabla 1. Longitudes de fisuras generadas por segundos ensayos realizados en la región próxima al corazón en muestras pulidas 80 μm . Los valores que aparecen en los recuadros corresponden a muestras tratadas térmicamente con posterioridad al pulido mecánico.

En los segundos ensayos realizados a 105 μm del primero, no se observan fisuras tangenciales. Al aumentar la distancia aumenta la longitud de estas fisuras debido a la disminución progresiva del fuerte estado de compresión al que se encuentran sometidas.

Por otro lado, los valores de c_t para la muestra tratada indican la persistencia de tensiones residuales, si bien el efecto de relajación por tratamiento térmico es importante.

En cuanto a las fisuras radiales internas, en el caso de muestras sin tratar, nunca penetran en el corazón evidenciando el estado de compresión hidrostático característico de esta región. Esto justifica que el valor $c_{ri}=63\mu\text{m}$ para $d'=170\mu\text{m}$ sea inferior al que cabría esperar, sencillamente porque la fisura queda retenida en la frontera del corazón. Sin embargo, el valor $c_{ri}=76\mu\text{m}$ para $d'=215\mu\text{m}$ no admite la misma explicación ya que la fisura no llega al corazón; sólo extendiendo la idea de un estado de compresión hidrostática en la región próxima al corazón, superpuesto a las tensiones de tracción sobre las fisuras radiales, podríamos explicar este resultado. El efecto de relajación de las tensiones residuales por tratamiento térmico es también claro, incluso en el corazón, de forma que a distancias superiores a 200 μm las tensiones residuales no afectan a la longitud de las fisuras radiales.

En cuanto a las fisuras radiales externas, para $d'=105\mu\text{m}$ se obtiene $c_{ro}=82\mu\text{m}$, valor inferior al esperado que, de nuevo, sugiere la existencia de un cierto estado de compresión hidrostática en la región próxima al corazón; observar que en este caso la fisura tiende a alejarse del corazón. Para $d'=170\mu\text{m}$ y $d'=215\mu\text{m}$ las longitudes de estas fisuras son 120 y 131 μm , respectivamente. Estos valores son superiores a la longitud característica en ausencia del primer ensayo, en buen acuerdo con la existencia de tensiones de tracción. Sin embargo, la tendencia observada no es la esperada, ya que al alejarnos del primer ensayo las tensiones residuales deben disminuir y, en consecuencia, la longitud de la fisura debería también disminuir, contrariamente a lo observado; de nuevo, la existencia de un estado de compresión hidrostática podría justificar este resultado, admitiendo que su relajación al aumentar la distancia al corazón fuese más importante que la propia relajación de las tensiones de tracción. Para $d'=350\mu\text{m}$ estas fisuras no se ven afectadas por las tensiones residuales. Para finalizar, es importante insistir de nuevo en que el tratamiento térmico relaja las tensiones residuales, de forma que éstas sólo parecen afectar a las fisuras radiales externas a distancias entre ensayos menores que 170 μm .

En relación al posible estado de compresión hidrostática en la región próxima al corazón, es importante destacar que podría además justificar los perfiles de fisuras tipo riñón observados; de hecho, en el modelo propuesto para justificar dichos perfiles en un estudio previo [9] se admite implícitamente esta hipótesis. Su origen, debe estar relacionado con la existencia de partículas tetragonales en estado metaestable en el material [10], susceptibles de transformarse a la fase monoclinica

estable durante el ensayo de indentación, como ha sido verificado experimentalmente [11]. La transformación por indentación en el corazón supone un aumento del estado de compresión hidrostática de esta región, a la vez que aumenta el campo de tensiones residuales en la región exterior donde se desarrollan las fisuras. Sin embargo, la transformación en las regiones próximas al corazón implica la existencia de tensiones hidrostáticas adicionales sobre esta región. De hecho, en trabajos muy recientes sobre Y-TZP, Cook y col. [12] muestran como en determinadas condiciones las fisuras de indentación pueden quedar atrapadas en la región transformada por indentación.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se propone un método experimental simple para detectar las tensiones residuales de indentación, así como su posible relajación por tratamientos termomecánicos posteriores. Se trata simplemente de realizar segundos ensayos de indentación alrededor de la impronta y analizar la configuración de fisuras generadas. La aplicación del método descrito para el caso de ensayos Vickers realizados a 490 N sobre policristales de 4Y-PSZ nos ha permitido:

- 1) Detectar la existencia de una extensa región bajo la impronta de forma cuasi-esférica, sometida a fuertes tensiones hidrostáticas de compresión.
- 2) Evaluar las tensiones residuales en la región elástica, constatando que las tensiones de compresión, σ_c , resultan apreciablemente mayores que las tensiones de tracción, σ_T , en buen acuerdo con las predicciones teóricas [6].
- 3) Inspeccionar la región de transición plástica-elástica, sugiriendo la necesidad de un cierto estado de compresión hidrostática adicional en dicha región. El origen de esta compresión hidrostática podría ser la transformación de partículas, desde la fase tetragonal metaestable a la fase monoclinica estable, en esta región.
- 4) Analizar la relajación de tensiones residuales como consecuencia de tratamientos térmicos y/o mecánicos.

6. REFERENCIAS

- [1] Westbrook J. H. y Conrad H., "The Science of Hardness Testing and its Research Applications", American Society for Metals, Metals Park, OH (1973).
- [2] Blau P. J. y Lawn B. R., "Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering" (Ed. Blau P. J. y Lawn B. R.) ASTM Special Technical Publication 889, (1986).
- [3] McColm I. J., "Ceramic Hardness", Plenum Press, (1990).
- [4] Anstis G. R., Chantikul P., Marshall D. B. y Lawn B. R., "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I. Direct Crack Measurements", J. Am. Ceram. Soc. **64**, 533 (1981).
- [5] Chantikul P., Anstis G. R., Lawn B. R. y Marshall D. B. "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: II. Strength Method", J. Am. Ceram. Soc. **64**, 539 (1981).
- [6] Cook R. F. y Pharr G. M., "Direct Observation and Analysis of Indentation Cracking in Glasses and Ceramics", J. Am. Ceram. Soc. **73**, 787 (1990).
- [7] Kaliszewski M. S., Behrens G., Heuer H., Shaw M. C., Marshall D. B., Dransmann G. W., Steinbrech R. W., Pajares A., Guiberteau F., Cumbreira F. L. y Dominguez-Rodriguez A., "Indentation Studies on Y_2O_3 -Stabilized ZrO_2 : I. Development of Indentation-Induced Cracks", J. Am. Ceram. Soc. En prensa. (1994).
- [8] Dransmann G. W., Steinbrech R. W., Pajares A., Guiberteau F., Dominguez-Rodriguez A., Behrens G. y Heuer H., "Indentation Studies on Y_2O_3 -Stabilized ZrO_2 : II. Toughness Determination from Stable Growth of Indentation-Induced Cracks", J. Am. Ceram. Soc. En prensa. (1994).
- [9] Pajares A., Guiberteau F., Cumbreira F. L. y Dominguez-Rodriguez A., "Un Modelo para Explicar la Configuración de Fisuras Generadas Mediante Ensayos Vickers a Diferentes Cargas en 4Y-PSZ", Anales de Mecánica de la Fractura **9**, 22 (1992).
- [10] Sanchez Bajo F., Cumbreira F. L., Guiberteau F. y Dominguez-Rodriguez A., "Microstructural Characterization of Y-PSZ (4 mol%) Polycrystals by Means of X-ray Diffraction Experiments", Mater. Lett. **15**, 39 (1992).
- [11] Pajares A., Guiberteau F., Westmacott K. H. y Dominguez-Rodriguez A., "TEM Characterization of Indented Polycrystalline Y-PSZ", J. Mater. Sci. **28**, 6709 (1993).
- [12] Cook R. F., Braun L. M. y Cannon W. R., "Trapped Cracks at Indentations: I. Experiments on Ytria-Tetragonal Zirconia Polycrystals", J. Mater. Sci. Sometido. (1994).

Agradecimientos: Este trabajo ha sido financiado por el proyecto CICYT ref. MAT91-1196-C02 concedido por el Ministerio de Educación y Ciencia (España) y por la Acción Integrada Hispano-Alemana ref. 92-98.

TENACIDAD DE FRACTURA EN MATERIALES CERÁMICOS DETERMINADA A PARTIR DE IMPRESIONES VICKERS

J. Y. Pastor, J. Planas, y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
ETSI de Caminos, Canales, y Puertos. Ciudad Universitaria, s.n.
28040-Madrid

Resumen. En esta comunicación se estudia la validez del método del penetrador Vickers (IF) en la determinación de la tenacidad de fractura en materiales cerámicos. Con tal fin se hace una comparación entre los valores de tenacidad obtenidos para probetas prefisuradas por compresión en puente (SEPB), y la tenacidad que se obtienen por el método IF al aplicar seis ecuaciones diferentes tomadas de la literatura. En el estudio se han empleado dos materiales cerámicos comerciales, una alúmina de alta pureza (99.7%), y una circonia parcialmente estabilizada con magnesia (Mg-PSZ). Los resultados experimentales muestran las limitaciones y posibles aplicaciones del método.

Abstract: Indentation fracture method (IF) is widely used to characterized the fracture behaviour of brittle materials. This work reviews the results obtained by applying six different equations for the determination of the fracture toughness by IF method. These results are compared with those obtained from single-edge-precracked-beam (SEPB) specimens. Two commercial ceramic materials has have been used for this research: a high pure alumina (99.7%), and a partially stabilized zirconia with magnesia (Mg-PSZ). The experimental results show the limitations and applications of the IF method.

1. INTRODUCCION

El empleo de penetradores en la determinación de la tenacidad de fractura de materiales frágiles (materiales cerámicos, vídrios, y metales duros) tiene una gran difusión, debido a que esta técnica precisa de pequeñas cantidades de material y poca preparación de las muestras. Además, el instrumental necesario para realizar los ensayos (pulidora, durómetro y microscópio óptico) se puede encontrar en la mayoría de los laboratorios de metalografía. Todo ésto hace que la técnica sea asequible, rápida y efectiva, de forma que se utiliza profusamente, sobre todo en la optimización del proceso fabricación de los materiales cerámicos, en la selección de materiales, y en el control de calidad del producto final.

No obstante, este método presenta algunos inconvenientes. Por una parte sería necesario encontrar una base teórica adecuada que diese cobertura a las ecuaciones empleadas en la determinación de la

tenacidad, que en general se apoyan en una calibración experimental. Ésto ha dado lugar a que en la literatura proliferen multitud de ajustes para el cálculo de la tenacidad, todos ellos, en principio, igualmente válidos. De otro lado encontramos que el resultado del ensayo es muy sensible a pequeñas variaciones de las condiciones experimentales (equipos de medida de la grieta, superficie de ensayo del material, ...) que no siempre se controlan de forma adecuada.

En esta investigación se trata de analizar la validez de los valores de tenacidad obtenidos a partir de improntas Vickers, o método IF (*Indentation Fracture*) en acrónimos. Para ello se comparan los resultados obtenidos por el método IF, empleando seis expresiones distintas para el cálculo de la tenacidad, con los resultados obtenidos a partir de probetas prefisuras [1-2] del tipo SEPB (*Single-Edge-Precracked-Beam*) ensayadas en flexión en tres puntos.

2. MATERIALES EMPLEADOS

En la comparación de los métodos de determinación de la tenacidad de fractura se han utilizado dos materiales cerámicos comerciales, alúmina (Al₂O₃) de 99.7% de pureza, y circonia (ZrO₂) parcialmente estabilizada con magnesia (MgO). A este último material se le suele designar en acrónimos como Mg-PSZ, correspondientes al inglés *Partially Stabilized Zirconia*. La elección de estos dos materiales, y no otros, se debe a que están bien documentados en la literatura científica, y a que tienen tamaños medios de grano relativamente grandes. Adicionalmente presentan tenacidades bastante diferentes (aproximadamente en relación 1:2), y micromecanismos de aumento de la tenacidad en principio distintos.

Los valores de las principales propiedades físicas y mecánicas de ambos materiales aparecen recogidos en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades físicas y mecánicas de la circonia y la alúmina utilizadas.

Material	Mg-PSZ	Alúmina
Densidad (g/cm ³)	5.6±0.1	3.8±0.1
Porosidad abierta (%)	0	0
Tamaño medio de grano (µm)	50	17
Dureza Vickers (GPa)	2.3	3.0
Resistencia a tracción* (MPa)	200	180
Resistencia a compresión* (MPa)	2000	1800
Resistencia a flexión* (MPa)	500	250
Módulo de elasticidad (GPa)	197	370
Coefficiente de Poisson	0.30	0.27

La circonia parcialmente estabilizada con magnesia (fabricada por Friedrichsfeld, RFA) está formada por granos relativamente grandes. La Fig. 1 muestra el aspecto de la microestructura de este material. Se puede apreciar que existe una gran cantidad de porosidad intergranular (sobre todo en puntos triples), y poros de menor tamaño en posiciones intragranulares. El análisis de la microestructural determinó que el tamaño medio de grano es de 50 µm.

La alúmina empleada en estos ensayos fue fabricada por Demarquest (Francia). En la Fig. 2 se puede ver el aspecto de la microestructura de este material, que revela una cantidad importante de porosidad mayoritariamente intergranular, no obstante, existen algunas cavidades intragranulares de tamaño considerable.

Del análisis de las micrográficas se determinó que el tamaño medio de grano del material es de unas 17 µm.

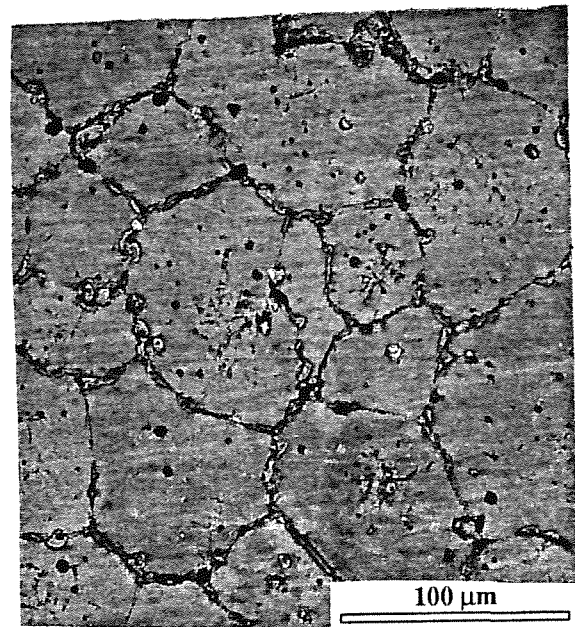


Fig. 1. Microestructura de la Mg-PSZ. El material fue pulido con pasta de diamante hasta 1 µm, y después atacado químicamente con ácido ortofosfórico en ebullición (185 °C) durante 8 minutos.

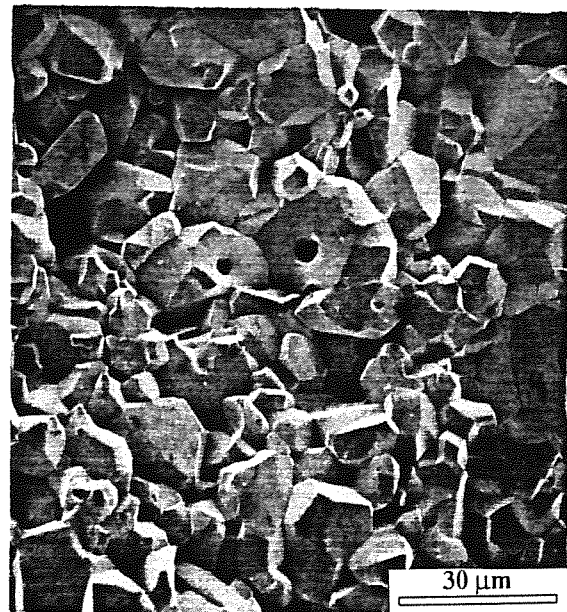


Fig. 2. Microestructura de la alúmina 99.7%. El material fue pulido con pasta de diamante hasta 1 µm, y después atacado químicamente con ácido ortofosfórico en ebullición (185 °C) durante 12 minutos.

3. ENSAYOS DE FRACTURA

La técnica IF se basa en la generación de grietas a consecuencia de la presión que ejerce un penetrador piramidal (tipo Vickers) en la superficie pulida de un material frágil [3-4].

* Dato suministrado por el fabricante

Según las características del material y de la carga empleada se pueden generar dos tipos de sistemas de grietas (Fig. 3): i) cuando las grietas superficiales están conectadas por debajo de la superficie el sistema se dice que es del tipo medio-radial, ii) cuando no es así el sistema de grietas se denomina de tipo Palmqvist. En general se conviene [5-6] que cuando la relación c/d es aproximadamente mayor que 2 el sistema de grietas es del primer tipo; y que cuando $c/d < 2$ el sistema de grietas generado es de tipo Palmqvist.

Tabla 2. Ecuaciones empleadas en la determinación de la tenacidad.

Autor	Ecuación para K_{IC}
Antis <i>et al.</i> (M-1)	$0.032 H a^{1/2} (E/H)^{1/2} (c/a)^{-3/2}$
Laugier (M-2)	$0.010 (E/H)^{2/3} P c^{-3/2}$
Shetty <i>et al.</i> (P-1)	$(H F / (4l))^{1/2} / [3 (1-\nu^2) (\pi^{5/2} 2^{1/2} \tan\theta)^{1/3}]$
Niihara (P-2)	$0.048 \phi H d^{1/2} (d/l)^{1/2} (E \phi / H_V)^{2/5};$ $1 \leq l/d \leq 2.5$
Lankford (G-1)	$0.142 (H_V a^{1/2}) (E \phi / H_V)^{2/5} (c/a)^{-1.56} / \phi$
Miranzo y Moya (G-2)	$0.0417 F / (d^{0.42} c^{1.08}) [f(E/H_V)]; c/d \geq 2.8$ $0.0232 F / (d c^{1/2}) [f(E/H_V)]; c/d \leq 2.8$ $f(E/H_V) = [(B_{exp}^2 / \delta) - 1.5] / 0.75;$ $\delta = 2(1 + 3 \ln B_{exp}) / 3; B_{exp} = 0.768 (E/H_V)^{0.408}$

ϕ es un factor de constricción (≈ 2.7), E el módulo de elasticidad, H_V la dureza Vickers, y θ es el semiángulo del penetrador Vickers (en nuestro caso 68°).

Esta situación puede ser comprobado para cada caso de carga y material puliendo la probeta [5], pero tener que hacer ésto limitaría en parte la facilidad de aplicación del método.

En el cálculo de la tenacidad por el método IF se tomaron seis fórmulas (Tabla 2). Las dos primeras, Antis *et al.* [7] y Laugier [8], son válidas para sistemas de grietas de tipo medio-radial. Las dos segundas, Shetty *et al.* [9] y Niihara [10], son válidas para sistemas de grietas de tipo Palmqvist. Las dos últimas, Lankford [11] y Miranzo y Moya [12], son válidas para ambos sistemas de grietas. En la elección de las formulas se atendió a criterios de universalidad y extensión en su uso.

Los ensayos IF se realizaron empleado un durómetro universal de la marca LECO AVK8, con cargas entre 9.8 y 490 N. Este equipo está dotado de un microscopio óptico con ocular de medida que permite la medida de las impresiones y de las grietas con una resolución de una micra. En estos ensayos se tuvieron las siguientes precauciones:

- 1) El tamaño de grano de los materiales elegidos es al menos seis veces menor que el tamaño de la huella y las grietas generadas por la impronta Vickers.
- 2) No se utilizaron cargas demasiado elevadas para evitar la aparición de grietas laterales, las cuales darían lugar al desconchamiento de la superficie y por consiguiente a valores erróneos en la tenacidad de fractura.
- 3) Tampoco se utilizaron cargas excesivamente pequeñas para las que el tamaño de la huella Vickers empieza a ser comparable con la microestructura del material, o la longitud de grieta obtenida es lo suficientemente pequeña como para que los errores en su medida empiecen a ser importantes.

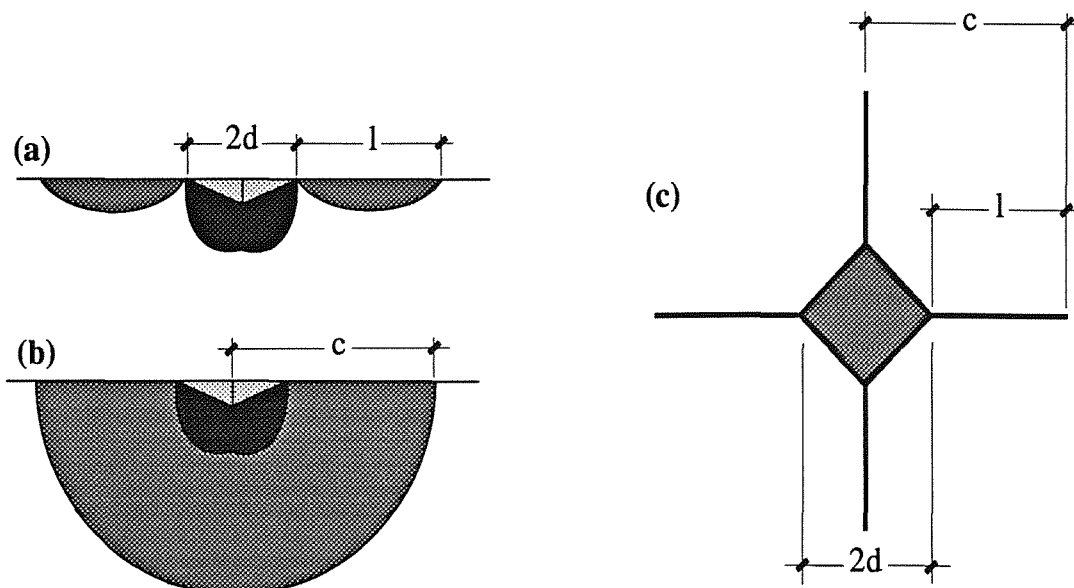


Fig. 3. Grietas superficiales generadas con una punta Vickers. (a) Sección a lo largo de una diagonal a bajo nivel de carga. (b) Sección a lo largo de una diagonal a alto nivel de carga. (c) Vista normal a la superficie.

- 4) Las superficies sobre las que se realizaron los ensayos se liberaron de posibles tensiones residuales (tensiones residuales de compresión en la superficie disminuirían la longitud de grieta creada por el penetrador, y viceversa). El proceso consistió en un rectificado previo con una muela de diamante, que alisó la superficie. A continuación se procedió a un proceso de pulido con pasta de diamante de 30, 6, y 1 μm , que terminó con un pulido de polvo de alúmina de 0.5 μm . Finalizado este proceso, algunas probetas se sometieron a un recocido a 1200 °C durante 20 minutos. Los resultados experimentales no muestran diferencias entre las probetas tratadas térmicamente y las sólo pulidas. Por tanto, se considera que para estos dos materiales no es preceptivo el tratamiento térmico, ya que después del proceso de pulido no parecen quedar tensiones residuales debidas al mecanizado.
- 5) La medida de la longitud de grieta se realizó nada más descargar el material, a fin de poder limitar en lo posible el efecto del crecimiento lento de grietas. Con el mismo fin se evitó el uso de líquidos penetrantes.
- 6) La carga se aplicó lentamente, durante 10 s a una velocidad de unos 6 mm/min, y se mantuvo 10 s antes de ser retirada. Con ésto se persigue alcanzar un estado cuasiestacionario en cada instante del ensayo.
- 7) El espesor de las probetas y la distancia entre huellas se tomaron lo suficientemente grandes ($>5c$) como para que no existieran efectos de interacción entre grietas, o entre grieta y superficie opuesta.
- 8) Se rechazaron todos aquellos resultados en que las grietas no se ajustaban al patrón definido en la Fig. 3. Motivos para descartar resultados fueron el detectar la presencia de desconchamientos o grietas laterales, impresiones irregulares, grietas excesivamente cortas, diferencias entre longitudes de grieta superiores al 20%, o bien cuando estas presentaban una gran desviación respecto a la recta definida por la diagonal de la impresión del penetrador.
- 9) Se ensayaron tres casos de carga (98, 196, y 294 N) para cada material a fin de comprobar que el resultado no se ve afectado por la carga de ensayo elegida.
- 10) En cada material se efectuaron diez impresiones válidas para cada caso de carga a fin de poder reducir el error experimental en el resultado promediado. Las longitudes características del ensayo, 2d y 2c, se midieron a lo largo de las dos direcciones de las diagonales de la impresión, y se tomó el valor medio.

La tenacidad de fractura en vigas prefisuradas se evaluó, sobre probetas de dimensiones nominales 45x4x3 mm, por flexión en tres puntos, con una distancia entre apoyos de 40 mm. Los ensayos se realizaron en una máquina electromecánica (Instron 4505) en control de desplazamiento, siendo el dispositivo de carga de material cerámico. A partir de la carga máxima registrada en cada ensayo se determinó la tenacidad utilizando la fórmula de Tada *et al.* [13].

En el proceso de prefisuración de las probetas se empleó la técnica del puente en compresión [1-2], eligiéndose como generador de la pregrieta una entalla en el caso de la Mg-PSZ, y una impresión Vickers para la alúmina. Una vez determinadas las condiciones óptimas de prefisuración [14] se propagaron pregrietas cuya longitud final osciló entre 0.2 y 0.4 veces el canto de la probeta.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

La técnica SEPB proporcionó un valor de la tenacidad de $4.5 \pm 0.4 \text{ MPa m}^{1/2}$ para la alúmina, y de $7.5 \pm 0.4 \text{ MPa m}^{1/2}$ para la Mg-PSZ. Estos valores, al haber sido obtenidos a partir de una grieta real de dimensiones controladas y mediante un método en el cual las variables de ensayo están bien determinadas, se han tomado como valores de referencia para su comparación con los obtenidos por la técnica IF.

Gran parte de la ventaja del método IF es su comodidad de aplicación, que se vería limitada si hubiese que determinar por procesos de pulido del material, o de otro tipo, la estructura de grietas generadas para la carga utilizada en cada tipo de material. Por tanto se aplicaron las seis ecuaciones seleccionadas de forma indiscriminada, tanto a la alúmina como a la circonia, sin atender a la estructura de grietas generadas, ya que lo que se pretende es encontrar un conjunto de ecuaciones que tengan validez universal (dentro de las limitaciones del método) para este tipo de materiales. No obstante, en el análisis de los resultados se tuvo en consideración el valor de la relación c/d .

En los ensayos IF resultó difícil, en general, determinar la longitud de grieta. Ésta termina siendo un parámetro bastante subjetivo del observador, ya que no siempre está claro donde finaliza la grieta y donde comienza el material no dañado.

En Mg-PSZ aparecieron frecuentemente grietas laterales, y el subsecuente descascarillamiento superficial, lo que limitó las cargas máximas de ensayo a 294 N. Por otro lado no se emplearon cargas menores de 98 N, ya que la longitud de las grietas resultantes empezarían a ser comparables con el tamaño medio de grano del material.

En Al_2O_3 , el sistema de grietas superficiales no siempre generaron un patrón perfecto en forma de cruz (Fig. 3.C), produciéndose desviaciones considerables de éstas respecto de la diagonal definida por la huella.

Para la circonia la relación c/d fue, para los tres casos de carga, del orden de 1.29, con lo que el sistema de grietas generado es en principio del tipo Palmqvist, y las ecuaciones P-1 y P-2, junto a las de carácter general, deberían ser las que diesen un valor más cercano al real. Sin embargo, las ecuaciones P-1 y G-2 dan resultados similares, y considerablemente por debajo del resto, Fig. 4. Para mayor contradicción, las expresiones P-2, y M-2 dan lugar a valores de la tenacidad (bajo cargas de 98 N) muy parecidos al obtenido para probetas SEPB, y de similar tendencia al aumentar la carga de ensayo. Los resultados de G-1 quedan sólo ligeramente por encima de los anteriores. Todo esto refuta la idea de especificidad en las ecuaciones según la estructura de grietas generadas. Además, en todas las expresiones aparece una dependencia considerable de la tenacidad medida respecto a la carga aplicada. Este comportamiento limita la aplicabilidad del método para este material.

En la alúmina la relación c/d es del orden de 2.5 en los tres casos de carga. En principio se generarán un sistema de grietas del tipo medio-radial., y se podrían aplicar las ecuaciones M-1 y M-2, además de las de carácter general. Son las ecuaciones P-1 y P-2 las que dan los valores

más extremos, tanto por arriba como por abajo (Fig. 5). Los valores más cercanos a la tenacidad obtenida por el método SEPB se obtienen de las expresiones M-2, G-1, y G-2 para una carga de ensayo de 98 N, mientras que la ecuación M-1 queda significativamente por debajo de este valor para todos los casos de carga. Las expresiones P-1 y P-2 son las que han dado valores más extremos: la primera muy por debajo de todos los anteriores, mientras que la segunda ligeramente por encima. Al igual que en el material anterior se aprecia una dependencia significativa de la tenacidad medida respecto a la carga ensayo, de forma que las ecuaciones M-2, G-1, y G-2, que dan un resultado similar al de probetas SEPB para cargas de 98 N, alcanzan valores un 25% por encima para cargas de 294 N. De nuevo la técnica no parece ser muy adecuada para obtener un valor *absoluto* de la tenacidad de fractura.

Un origen plausible a la dependencia en la tenacidad medida podría ser la vinculación de la dureza, H , con la carga de ensayo, F , dado que en todas las expresiones empleadas la tenacidad depende de la dureza. Para corroborar esta hipótesis se ha representado H frente a F (Fig. 6), no observándose tal condicionamiento. Ésto lleva a pensar que este comportamiento es una característica intrínseca del método de ensayo, independiente del material ensayado, y de la expresión aplicada para el cálculo de la tenacidad.

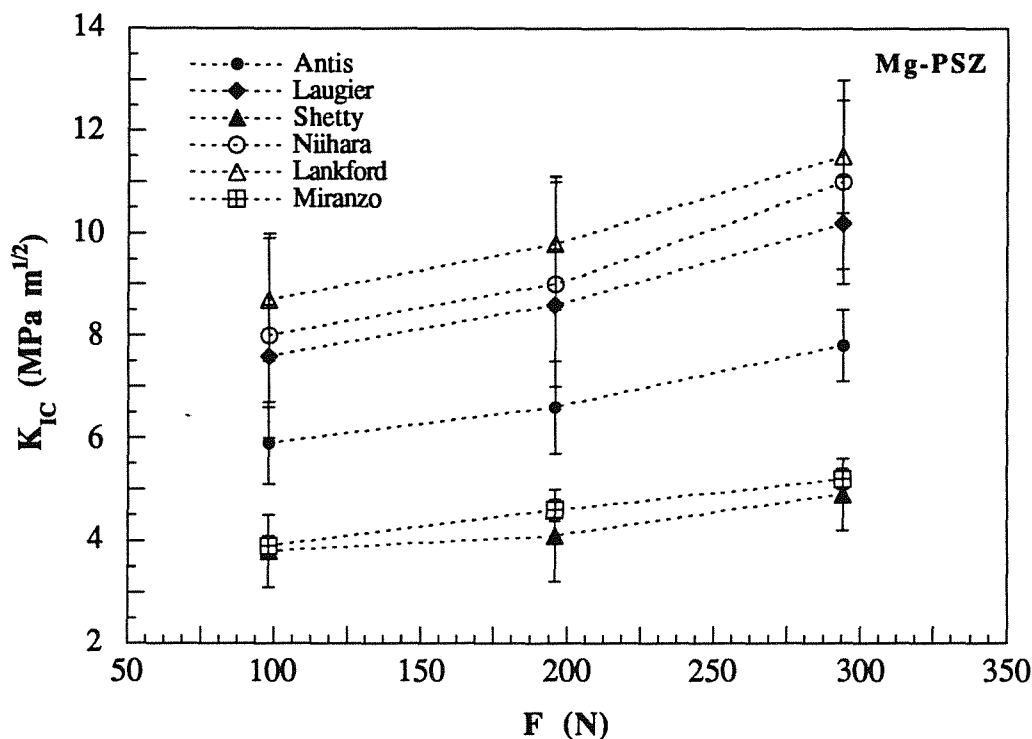


Fig. 4. Valores medios de la tenacidad en función de la carga de ensayo en Mg-PSZ (las barras asociadas a cada valor corresponden al error cuadrático medio de los resultados).

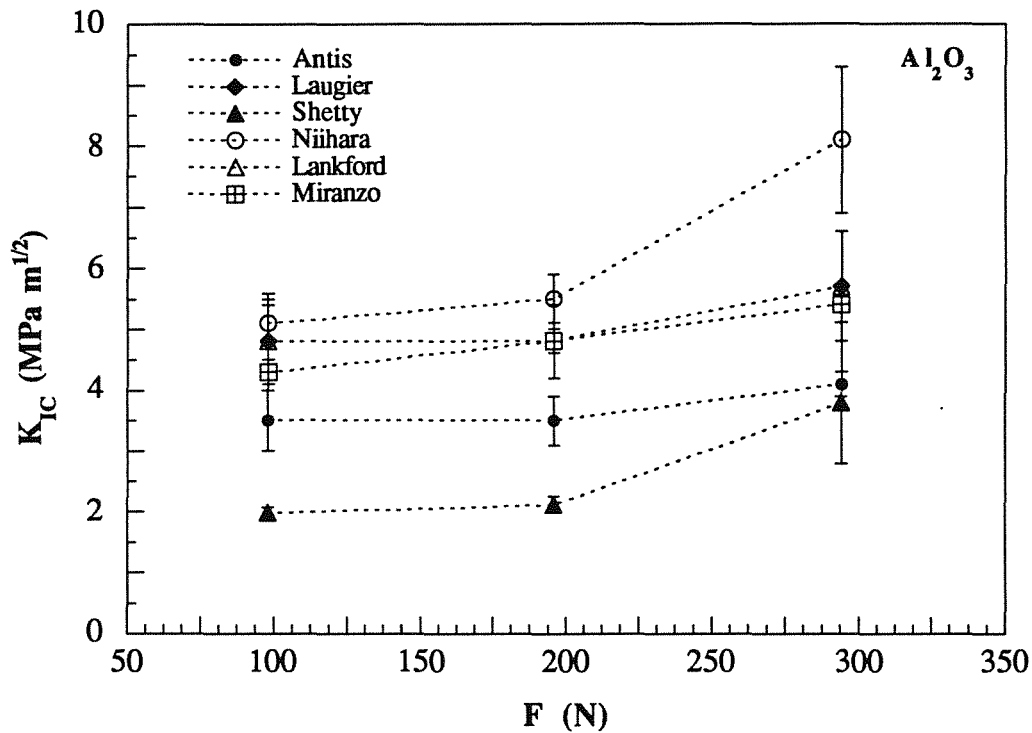


Fig. 5. Valores medios de la tenacidad en función de la carga de ensayo en Al_2O_3 (las barras asociadas a cada valor corresponden al error cuadrático medio de los resultados).

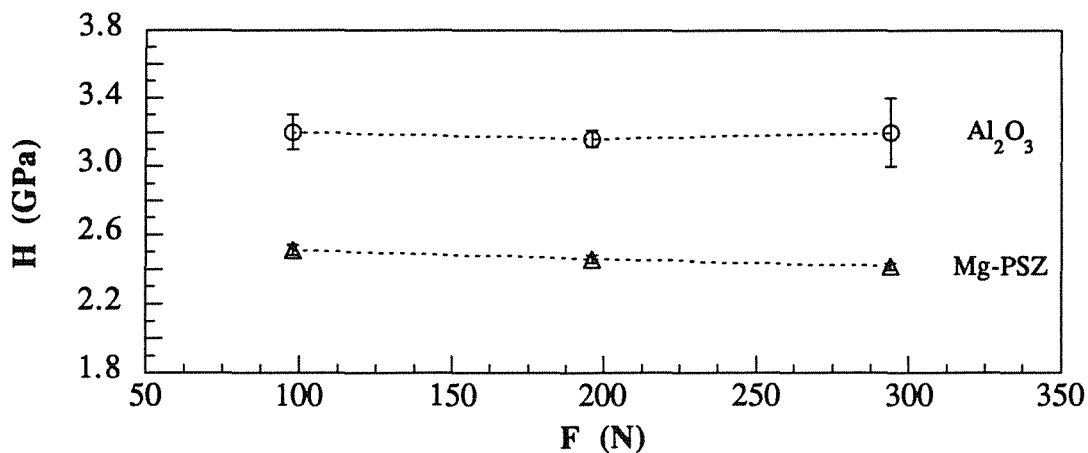


Fig. 6. Valores medios de la dureza en función de la carga de ensayo (las barras asociadas a cada valor corresponden al error cuadrático medio de los resultados).

5. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Los resultados anteriores muestran que en el método IF la medida de la longitud de grieta es un parámetro difícil de determinar de forma objetiva, que aparece una dependencia de la tenacidad con la carga de impresión, y que los resultados presentan una dispersión mayor que los obtenidos a partir de probetas SEPB. Además se muestra muy sensible a las condiciones experimentales si tenemos en cuenta los resultados de otros autores [15-16]. No obstante parece claro que existe una relación

entre la tenacidad medida, la carga de impronta y la microestructura del material. Esta relación debería de ser determinada para cada material y carga de ensayo.

Haciendo uso de esta relación el método puede ser empleado para comparar distintos materiales frágiles de forma similar a como se hace con la dureza en metales.

Por tanto, no es posible seleccionar *a priori* una expresión universalmente válida en función de un parámetro fácilmente medible, como es la relación c/d ,

al menos para los materiales estudiados con microestructuras relativamente grandes. La elección de una ecuación o grupo de ecuaciones y una carga determinada que pudiera ir bien para estos dos materiales no sería, en general, extrapolable a otros materiales y condiciones.

De todo lo expuesto anteriormente se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- 1.- No es posible seleccionar a partir de los resultados experimentales la expresión o expresiones para la determinación de la tenacidad por el método IF que de forma general den valores similares a los obtenidos para probetas SEPB.
- 2.- En los resultados obtenidos por IF se observa que independientemente del tipo de material, y de la ecuación utilizada para el cálculo de la tenacidad, aparece una dependencia cuantificable de ésta con la carga de ensayo.
- 3.- La dependencia de la tenacidad con la carga de la impronta no se puede atribuir a una vinculación entre la carga de ensayo y la dureza.
- 4.- El método IF parece poco preciso para la determinación de un valor *absoluto* de la tenacidad. Sin embargo, puede resultar de gran utilidad cuando lo que se quiere es establecer una gradación del comportamiento en fractura de diversos materiales frágiles, como control de calidad en una línea de producción, o como método rápido de análisis en la mejora del proceso de producción del material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) por la financiación aportada para la realización de esta investigación a través del proyecto PB 90-0276 y MAT 92-0031.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] Warren R., y Johannesson B., "Creation of Stable Cracks in Hardmetals Using "Bridge" Indentation". Powder Metall., 27, 1, 25-29, 1984.
- [2] Nose T., y Fujii T., "Evaluation of Fracture Toughness for Ceramic Materials by a Single-Edge-Precreacked-Beam Method". J. Am. Ceram. Soc., 71, 5, 328-33, 1988.
- [3] Binner, J. G. P., y Stevens, R., "The measurement of toughness by indentation". British Ceram. Trans. J., 72, 168-172, 1984.
- [4] Ostojic, P., y McPherson, R., "A review of fracture theory: its development, principles and limitations". Int. J. Fract., 33, 297-312, 1987.
- [5] Pajares, A. Guiberteau, F., Cumbreira, F. L., y Domínguez-Rodríguez, A., "Un modelo para explicar la configuración de fisuras generadas mediante ensayos Vickers a diferentes cargas en 4Y-PSZ". Anales Mec. Fract., 9, 22-29, 1992.
- [6] Dub, S. N., y Maistrenko, A.L., "Reliability of ceramics fracture toughness measurements by indentation". Fracture Mechanics of Ceramics, vol. 10, pp. 109-118. Ed. R. C. Bradt et al., Plenum Press, New York, USA, 1992.
- [7] Antis, G. R., Chantikul, P., Lawn, B. R., y Marshall, D. B., "A critical evaluation of indentation technique for measuring fracture toughness: II, direct crack measurements". J. Am. Ceram. Soc., 64, 9, 533-538, 1981.
- [8] Laugier, M. T., "The elastic/plastic indentation of ceramics". J. Mater. Sci. Lett., 4, 1539-1541, 1985.
- [9] Shetty, D. K., Wright, I. G., Mincer, P. N., y Clauer, A. H., "Indentation fracture of WC-Co cermets". J. Mater. Sci., 20, 1873-1882, 1985.
- [10] Niihara, K., "A fracture mechanics analysis of indentation-induced Palmqvist crack in ceramics". J. Mater. Sci. Letters, 2, 221-223, 1983.
- [11] Lankford, L., "Indentation microfracture the Palmqvist crack regime: implications for fracture toughness evaluation by the indentation method". J. Mater. Sci. Lett., 1, 493-495, 1982.
- [12] Miranzo, P., y Moya, J. S., "Elastic/plastic indentation in ceramics: a fracture toughness determination method". Ceram. Int., 10, 4, 147-152, 1984.
- [13] Tada H., Paris P., y Irwin G., "The stress analysis handbook". Del Research Corp., Hillertown, PA, USA, 1973.

- [14] Pastor J. Y., "Fractura de materiales cerámicos estructurales avanzados". Tesis doctoral. Universidad Complutense de Madrid, 1993.
- [15] Ponton, C. B., y Rawlings, R. D., "Vickers indentation fracture toughness test. Part 1: review of literature and standardised indentation toughness equations". Mater. Sci. Tech., 5, 9, 865-872, 1989.
- [16] Ponton, C. B., y Rawlings, R. D., "Vickers indentation fracture toughness test. Part 2: application and critical evaluation of standardised indentation toughness equations". Mater. Sci. Tech., 5, 10, 961-976, 1989.

INFLUENCE OF A LOW VOLUME FRACTION OF STEEL FIBERS ON THE FRACTURE OF SILICA FUME CONCRETE

L.Bryars*, R.Gettu#, B.Barr*, A.Aguado#

*Division of Civil Engineering, University of Wales,
Cardiff, U.K.; and

#Department of Construction Engineering, Univ. Poli. de Catalunya,
ETSECCPB-UPC, Gran Capitan s/n, 08034 Barcelona, Spain

Abstract. The effects of incorporating short straight steel fibers in silica fume high-strength concrete are evaluated. The tests that were conducted include compression, bending and punching shear. Fracture tests were used to evaluate the material parameters related to cracking, especially those that quantify the toughening effect of the fibers. It is concluded that fibers enhance significantly the failure behavior of silica fume concretes, especially in shear.

Resumen. En este artículo se evalúa la incorporación de fibras metálicas rectas de pequeña longitud a un hormigón de alta resistencia. Los ensayos llevados a cabo incluyen compresión, flexión y punzonamiento. A partir de los ensayos de fractura se determinan los parámetros del material relacionados con la propagación de fisuras, concretamente aquellos que cuantifican el efecto de tenacidad de las fibras.

1. INTRODUCTION

High strength silica fume concretes are characteristically brittle and may produce catastrophic structural failures under certain conditions. The most rational method of decreasing the brittleness of such materials is the incorporation of fibers, which would toughen the concretes by increasing the energy dissipation during fracture.

In this work, the use of short steel fibers is evaluated by means of compression, bending and punching shear tests. The size effect method, recently recommended by RILEM, is used to determine the fracture parameters of the concretes, with and without fibers. In addition, toughness indices that have been previously defined in terms of load-deflection curves have been extended to the load versus crack opening curves.

2. MATERIALS

The base concrete used in this study had the cement: sand: aggregate: water: microsilica proportions of 1: 1.32: 2.2: 0.35: 0.1, by weight. The cement used was Spanish Type I-55A (similar to ASTM Type II & UK Type RHPC), the sand (0-5 mm) and gravel (5-12 mm) were crushed limestone, and the microsilica was a silica fume slurry. A superplasticizer dosage of 12 lit./m³ was used (producing a slump of 235 mm). To this base concrete (denoted HSC-0), 40 kg/m³ (about 0.5% by volume) of straight high-carbon steel fibers (of diameter 0.15 mm) were added. The fibers were of length 6 and 13 mm, and the concretes in which they were incorporated are denoted as HSC-6 and HSC-13, respectively. To facilitate the mixing of the fiber reinforced concretes (FRCs), the superplasticizer dosage

had to be increased to 16 and 20 lit./m³, respectively. Further details are given in Bryars (1993).

3. COMPRESSION TESTS

In order to obtain the conventional compressive strengths of the concretes, three 150x300 mm cylinders were tested under actuator displacement control for each concrete. The 28-day strengths (and the coefficients of variations) of the HSC-0, HSC-6 and HSC-13 concretes were 89MPa (±4%), 87MPa (±6%) and 87MPa (±5%), respectively. As expected, the low volume fraction of fibers does not influence the peak loads significantly.

Typical load-displacement curves of the different concretes are shown in Figure 1. As can be seen, all the concretes behave quite similarly in the pre-peak regime but the post-peak response is considerably more ductile for the FRCs. Also, the post-failure curve of HSC-13 is continuous (without dynamic effects) and completely stable. It was observed that while HSC-0 exhibited the conventional catastrophic conical failure, the FRC specimens experienced distributed cracking and did not disintegrate even at large displacements. Moreover, the latter, especially HSC-13, seemed to fail ultimately in shear along a single diagonal plane.

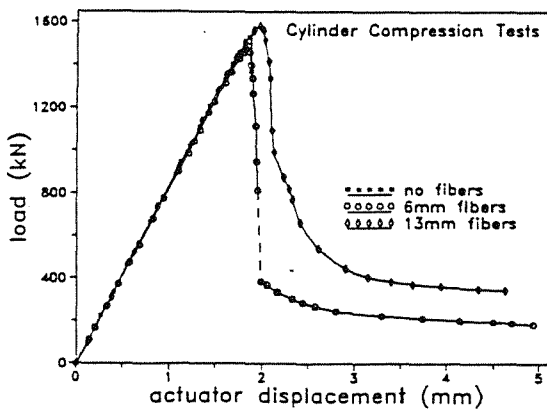


Fig. 1. Cylinder compression tests

4. MODE I TESTS

Following the recommendations of RILEM (1990), geometrically similar beams (see Figure 2) of three sizes (depths $d = 80, 160$ and 320 mm; thickness $b = 50$ mm) were cast from the three concretes. The spans (s) of the beams

were equal to $2.5d$. Notches of depth $a_0 = 0.275d$ were cut with a diamond disc at the midspan of each beam. The three-point bend tests were performed under constant rates of crack-mouth opening displacement (CMOD) in a 2 MN INSTRON testing machine. The control and data acquisition were accomplished with the INSTRON FLAPS software. The CMOD rates were imposed such that the peak loads occurred after approximately 3 minutes.

Typical load-CMOD plots for the three concretes are shown in Figure 3(a-c). Obviously the pre-peak responses are practically identical. The peak loads of HSC-0 and HSC-6 are almost the same while (the first peaks of) HSC-13 exhibit slightly higher values. More importantly, the shapes of the post-peak curves vary significantly. With respect to the base concrete, HSC-6 is much more ductile and has a higher load-carrying capacity during the post-peak phase. For example, even at CMOD values at which the loads in the HSC-0 drop to negligible values, HSC-6 continues to sustain loads of at least 50% of the peak. The concrete with the longer fibers, HSC-13, is much more ductile than the other concretes and sustains much higher loads in the post-peak. In the larger specimens, where the fiber contribution to the toughening is more pronounced, the load may even increase after the first peak and produce a plateau or another peak. This pseudo-hardening effect has also been observed in normal strength FRC (e.g., Bazant and Xu, 1988).

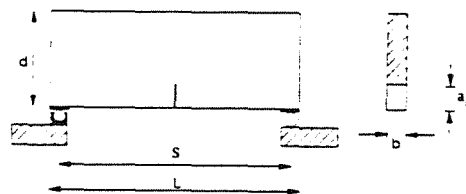


Fig. 2. Three-point bend geometry

Size Effect Analysis

For obtaining the fracture parameters defined by Bazant's size effect model (see Bazant, 1984; Gettu et al., 1990), the procedure described in RILEM (1990) was followed. For the FRCs, the first distinct peak was used as the maximum load in the size effect analysis. Therefore, the parameters that are obtained correspond to the matrix material and do not include the influence of toughening due to the fibers. The specified limits for the parameters from the linear

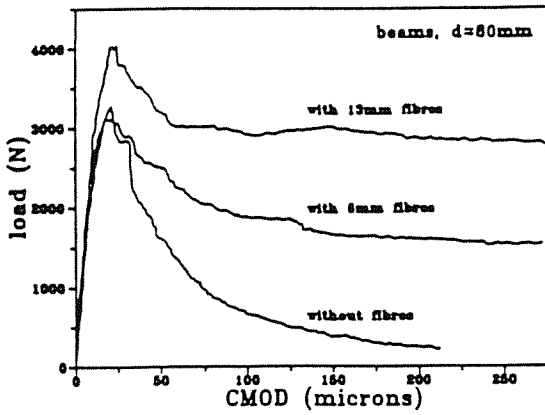


Fig. 3(a). Load-CMOD of small beams

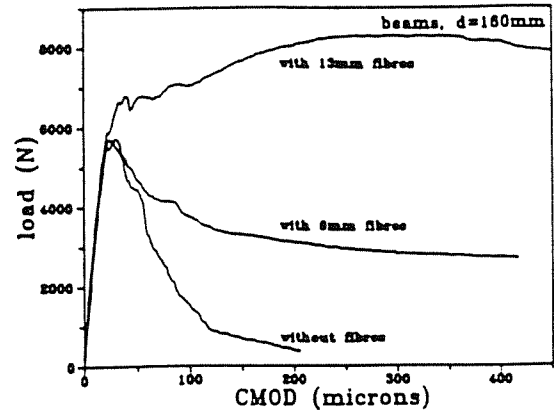


Fig. 3(b). Load-CMOD of medium beams

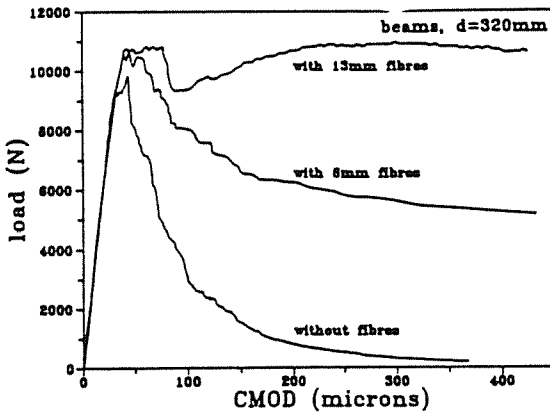


Fig. 3(c). Load-CMOD of large beams

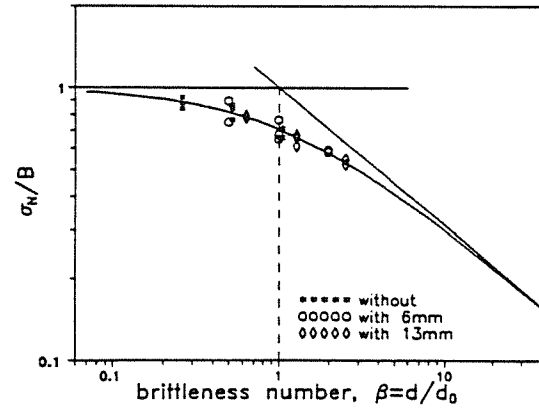


Fig. 4. Size effect curve

Table 1. Fracture Parameters from the Size Effect Method

Concrete	E_0 (GPa)	K_{Ic} (MPa√mm)	c_f (mm)	G_f (N/ m)
HSC-0	36.6	53.5	68.3	78.2
HSC-6	35.7	45.7	35.9	58.5
HSC-13	36.7	47.3	28.2	61.0

regression (see RILEM, 1990) were exceeded in some cases. Therefore, nonlinear regression analysis was performed, using the Marquardt-Levenberg algorithm, for directly fitting the size effect model to the test data. Better fits were obtained from the nonlinear analysis than from the linear regression. The values presented in Table 1 were obtained from the former; where K_{IC} is the fracture toughness, G_f is the fracture energy and c_f is the length of an effective fracture process zone. The modulus of elasticity (E_0) shown in the table is the average of all the values obtained from the initial compliance of the beams, which is comparable for all three concretes tested. It can be seen that K_{IC} and G_f are practically the same for the fibre concretes but noticeably less than that for the control concrete. More importantly, the values of c_f decrease significantly due to the addition of fibers. The quantity c_f can be considered as a measure of the pseudo-ductility of the material; i.e., the inverse of the brittleness (Gettu et al., 1990). Therefore, the results imply that the matrix becomes more brittle due to the action of the fibers. Note that this does not mean that the FRC (i.e., the composite) is more brittle than the plain concrete. Analysis of the other size effect parameters (see Bryars, 1993) also showed that the strength of the matrix increases slightly in the presence of the fibers.

The values of K_{IC} and G_f obtained here are comparable to those obtained, by García-Álvarez et al. (1993) and Galeota et al. (1993) for other silica fume concretes of similar strength but different material compositions. However, all the fracture parameters are much larger than those obtained by Gettu et al. (1990) and other investigators. It is therefore clear that silica fume concretes, and in general high strength concretes, possess significantly different fracture properties even though their compressive strengths may be quite similar. This implies that the characterization of the concrete only in terms of its strength is inadequate and may lead to erroneous conclusions.

The size effect plot in Figure 4 shows that Bazant's model is valid for the present concretes and that these concretes exhibit size effects, when the first peaks are considered. Note that in the plot d = beam depth, σ_N = maximum nominal stress (= peak load / cross-sectional area), B and d_0 = empirical parameters of the model. The horizontal line $\sigma_N = B$ corresponds

to the strength limit, the inclined line with a slope of $-1/2$ corresponds to linear elastic fracture mechanics (LEFM) and the curve between them is the transition described by the size effect model. It reflects the trend of increasing matrix brittleness with increase in fiber length; the data of the FRCs are closer to the LEFM asymptote which by definition corresponds to a perfectly brittle material where the size effect is strongest (Gettu et al., 1990). The data of HSC-0 is closer to the strength-limit asymptote which corresponds to the absence of size effect.

It is not clear whether meaningful results can be obtained directly from size effect analysis of FRCs. This is mainly due to the absence of well-defined peaks that represent the composite behavior of the material. The application of the size effect method, using the first peaks, to such concretes can only provide the parameters of the matrix material. Note that this conclusion contradicts the observations of Chern and Tarng (1990) who observed definite single peaks in the response, and obtained an increase in the fracture resistance and a decrease in the brittleness with increase in the fiber volume fraction (in normal strength concrete).

Toughness Indices

As shown above, fracture parameters obtained from the peak loads of FRC specimens using LEFM or modified-LEFM models do not quantify the performance of fibers adequately. For this reason, it is commonly accepted that the toughness of such concretes should be defined in terms of the amount of work required to deform a specimen. This is usually obtained from the area under the experimental load-displacement diagram of a beam (e.g., Gopalaratnam et al., 1991).

Barr and Hasso (1985) have proposed general toughness indices which are ratios between the area under the load-displacement curve up to displacement values that are certain multiples of the displacement corresponding to first cracking load (i.e., end of the elastic phase) and the area until that load. Therefore, these indices are dimensionless parameters that quantify the work done to reach a certain deformation relative to work done in the elastic phase. In the present work, this philosophy is extended to the area under the load-CMOD diagrams of fracture specimens. Such an extension has been proposed

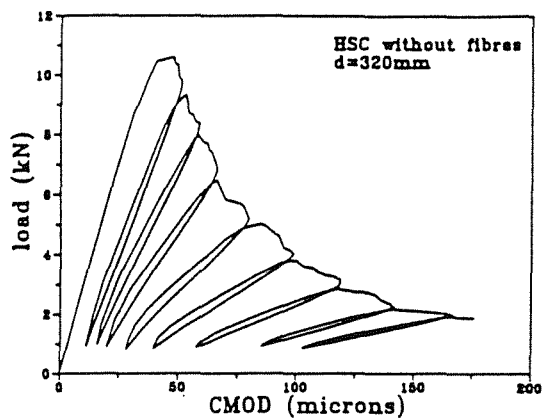


Fig. 6a. Unloading-reloading

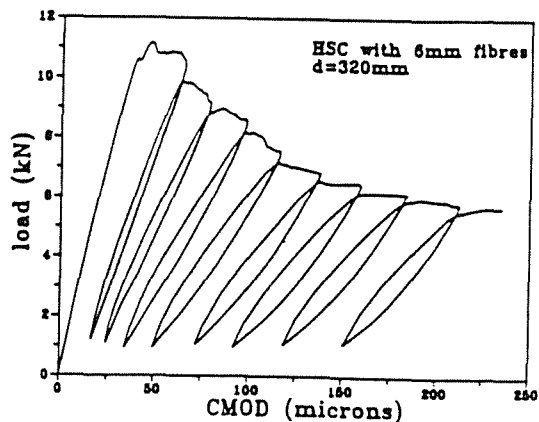


Fig. 6b. Unloading-reloading

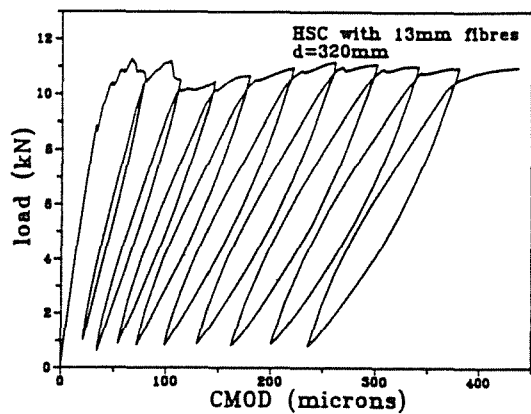


Fig. 6c. Unloading-reloading

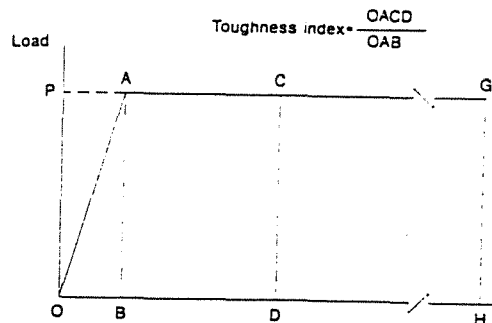


Fig. 5. Toughness index

Table 2. Toughness indices for the three sizes of beams

Concrete	HSC-0	HSC-6	HSC-13
small beam (specimens)	4.21 (3)	5.83 (3)	6.09 (3)
medium beam (specimens)	4.99 (1)	5.60 (3)	7.10 (3)
large beam (specimens)	3.04 (2)	6.91 (1)	7.65 (1)
mean value (specimens)	3.95 (6)	5.88 (7)	6.58 (7)

recently by Gopalaratnam et al. (1992) to avoid the problems associated with the determination of the displacements in beams.

The toughness index that was computed for the present concretes is illustrated in Fig. 5; where the x-axis represents CMOD, the value D is 5 times the elastic value B, and the toughness index is the ratio of areas OAB and OACD. The average values of the indices obtained are shown in Table 2. It can be seen that the toughness increases with fiber length and that the indices are practically size independent. It seems that the quantification of the toughness of FRCs through such indices gives results that are reliable and unambiguous.

Post-Peak Unloading-Reloading Curves

For each of the concretes, one large beam was unloaded and reloaded several times after the peak load at different CMOD values. The diagrams obtained are plotted in Fig. 6 (a-c). It is clear that the compliance of all the concretes increase with CMOD indicating the progressive propagation of the crack. Also, the compliance of the FRC specimens increases much slower than the base concrete demonstrating the bridging effect of the fibers. Another aspect that reflects the toughening effect of the fibers is the area of the unloading-reloading loops. This area, which gives the energy dissipated during the cycles as the crack is forced to close and open again, is much larger in the FRCs than in the base concrete. Moreover, the loop area in HSC-13 seems to be the most significant, implying that the longer fibers perform much more efficiently in these concretes.

5. SHEAR FRACTURE TESTS

Several catastrophic failures in concrete structures occur due to crack propagation under shear, for example in the diagonal tension failure of beams and in the punching of slabs. It has been suggested that in such cases, the reinforcing of concrete with fibers is very beneficial (e.g., Li et al., 1992). In order to study this aspect in high-strength silica fume concretes, two types of punching tests were conducted on cubes and notched panels.

Punching Tests on Cubes

100 mm cubes were cast from all the three concretes and loaded until failure in the

configuration shown in Fig. 7. The load was applied through a rigid steel plate over the middle third of one molded surface and on the surface parallel to this, the cube was supported on steel plates over the two outer thirds. Thin teflon sheets were placed between the two steel supports and the cube to minimize frictional effects. The tests were conducted under actuator displacement control in the INSTRON machine.

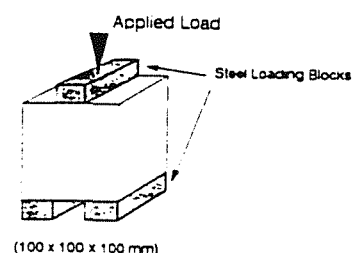


Fig. 7. Load configuration for cube punch test

It was observed that the fibers influence the behavior of the specimens remarkably. In the FRCs, the cracks were much more distributed and the loads much higher. As in the compression tests, the fibers were able to maintain the integrity of the specimens even at large deformations. In all the concretes, the cracking seemed to initiate at the bottom face, where tensile stresses may be produced due to some bending, at approximately equal loads indicating matrix fracture. Subsequent cracking seemed to occur in shear and produced much higher loads in the FRCs.

Punching Tests on Notched Panels

Several geometries of panels were tried with the objective of producing "pure" shear (Mode II) cracking under punching loads. As it was practically impossible to use a simple geometry for pure shear fracture, a panel with some amount of flexural behavior was used (Fig. 8). Three sizes of panels were tested for each concrete. One of the notches (a_1) of the panel was made slightly longer so that only one crack would propagate. The opening of this notch was used to control the test. In addition, the sliding across the notch face was also recorded for the medium and large size panels. Although the results showed considerable scatter, some general trends could be observed. The pre-peak response was practically identical for the different concretes, as seen in the previous tests. The FRC specimens exhibited increasing loads after the peaks corresponding

to matrix cracking. The first peak loads showed significant size effects in all the concretes. The crack patterns obtained for the largest specimens are shown in Fig. 9 as scatter bands. It can be seen that increased fiber contribution results in lower variability of the crack patterns and generally in straighter cracks. The results are currently being analyzed with the aid of numerical modelling and further details will be presented elsewhere.

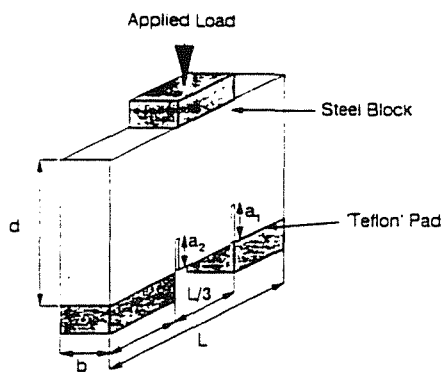


Fig. 8. Notched panel test configuration

6. EFFECT OF FIBERS

The incorporation of a low volume content of fibers significantly improves the post-peak behavior and the pseudo-ductility of the concrete during failure. As expected, the pre-cracking response and the peak loads are not influenced by the fibers. In both the bending and shear tests, the fibers remarkably enhance the failure behavior of the high-strength concrete. It appears that the contribution of the fibers in shear failure is quite beneficial and could be exploited to avoid certain characteristically brittle failures. In general, the use of fibers in high-strength concrete is promising.

7. CONCLUSIONS

The preliminary results of an ongoing study of the fracture behavior of high-strength silica fume concretes indicate that the incorporation of straight steel fibers produces several beneficial effects. The toughening effect is more pronounced with the longer fibers. It appears that the material fracture parameters obtained from linear fracture mechanics or models such as the size effect method are able to quantify only the behavior of the matrix and not the

concrete with fibers. The definition of toughness indices in terms of the experimental load versus crack opening diagram seems to be the most reliable method for quantifying the efficiency of the fibers during fracture. From the tests conducted here it may be concluded that the use of steel fibers in high-strength concretes is promising, especially in elements prone to shear failure.

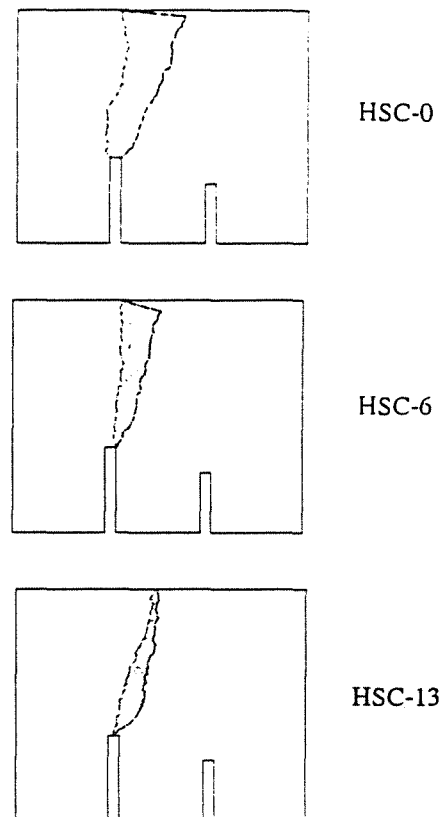


Fig. 9. Scatter bands of crack patterns

8. REFERENCES

- Barr, B.I.G., and Hasso, E.B.D. "A Study of Toughness Indices", *Mag. Concr. Res.* **37**, No. 132 (1985).
- Bazant, Z.P. "Size Effect in Blunt Fracture: Concrete, Rock, Metal", *J. Engng. Mech.* **110**, 518-535 (1984).
- Bazant, Z.P., and Xu, K. Internal Report, Dept. of Civil Engng., Northwestern Univ., Evanston, USA (1988).
- Bryars, L. Fracture Behaviour of High

Performance Concretes, M.Sc. Thesis, University of Wales, College of Cardiff, U.K. (1993).

Chern, J.C., and Tarng, K.M. "Size Effect in Fracture of Steel fiber Reinforced Concrete", in *Micromechanics of Failure of Quasi-Brittle Materials* (Ed. S.P.Shah, S.E.Swartz and M.L.Wang), Elsevier, London, pp. 244-253 (1990).

Galeota, D., Giammatteo, M.M., and Marino, R. "Fracture Properties of High Strength Concrete", in *Proc. Utilisation of High Strength Concrete*, Lillehammer, Norway, pp. 1062-69 (1993).

García-Álvarez, V.O., Gettu, R., Aguado, A., and Carol, I. "A Fracture Mechanics Study of Ageing in High-Strength Concrete", in *Proc. 10th Meeting of the Spanish Group on Fracture*, Mérida (1993).

Gettu, R., Bazant, Z.P., and Karr, M. "Fracture Properties and Brittleness of High Strength Concrete", *ACI Mater. J.* **87**, 608-618 (1990).

Gopalaratnam, V.S., Shah, S.P., Batson, G.B., Criswell, M.E., Ramakrishnan, V., and Wecharatana, M. "Fracture Toughness of Fiber Reinforced Concrete", *ACI Mater. J.* **88**, 339-353 (1991).

Li, V.C., Ward, R., and Hamza, A.M. "Steel and Synthetic Fibers as Shear Reinforcement", *ACI Mater. J.* **89**, 499-508 (1992).

RILEM Committee TC89-FMT, Draft Recommendation, "Size Effect Method for Determining Fracture Energy and Process Zone Size of Concrete", *Mater. Struct.* **24**, 461-465 (1990).

ACKNOWLEDGEMENTS

Partial support for the research was provided by a Welsh Office Grant to UWCC, and Spanish DGICYT Grants PB90-0598 and MAT93-0293 to UPC. The project is within the ongoing collaboration between UWCC and UPC that is partially funded by Grant 251-B from the British Council and the Spanish Ministry of Education and Science. The experimental work was conducted by L.Bryars at the UPC as part of his

M.Sc. Thesis presented in the Division of Civil Engineering of UWCC under the direction of B.Barr. The authors are grateful to J.Puig of CEMENTOS MOLINS, J.Rossi of BEKAERT and J.Rodríguez of GRACE for providing the various materials used in this study.

ENSAYOS DE IMPACTO INSTRUMENTADO EN UN COMPUESTO PEI-Fibra de Vidrio

Coz Díaz ,J.J.del*;Viña Olay,J.**;Fernández Canteli,A.*

Universidad de Oviedo

E.T.S. INGENIEROS INDUSTRIALES DE GIJON.

*Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación .

**Dpmto. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Crtra. de Castiello s/n . Gijón - 33204

Resumen.- El comportamiento a fractura del compuesto PEI-Fibra de Vidrio ha sido estudiado en una unidad de impacto dinámica , constituida por un péndulo Charpy convenientemente instrumentado . Los ensayos han sido realizados sobre probetas Charpy de dimensiones 8x10x54 mm , con diferentes tamaños de grieta , siendo en todos los casos la dirección de rotura perpendicular al laminado . A partir de los resultados de los ensayos se ha estudiado la influencia del tamaño de grieta inicial en los valores de fractura dinámica . Los parámetros objeto de estudio han sido : la tenacidad a fractura dinámica (K_{Id}), el módulo elástico dinámico (E_d) y la energía de iniciación de fractura (J_{Id}) según Kobayashi [1][2] y Sumpter y Turner [3].

Abstract.- We have studied the fracture behaviour of the PEI-Fiberglass composite in a dynamic machine , an Instrumented Charpy pendulum . The tests have been carried out on Charpy specimens of 8x10x54 mm , with different crack lengths , and the crack propagation perpendicular to the laminate . The influence of the initial crack length on fracture parameters has been studied. The experimental fracture parameters considered were : the dynamic fracture toughness (K_{Id}), the dynamic elastic modulus (E_d) and the energie of fracture initiation (J_{Id}) according to Kobayashi [1][2] and Sumpter & Turner [3] .

1.INTRODUCCION.

La mayoría de los equipos en ingeniería están sometidos a cargas dinámicas . En el caso de materiales compuestos de elevadas propiedades mecánicas utilizados en la industria militar y aeroespacial , estas solicitaciones son habituales , y deben ser consideradas en la fase de diseño , por lo que resulta preciso el conocimiento del comportamiento a fractura de los mismos , para la selección del material más adecuado en cada caso .

En el presente artículo se muestran los resultados obtenidos en la caracterización dinámica de un material compuesto , PEI reforzado con fibra de vidrio , así como las técnicas experimentales utilizadas en los ensayos . Asimismo se estudia la influencia del tamaño de grieta inicial de las probetas en la determinación de los diferentes parámetros de fractura del compuesto .

2.MATERIAL UTILIZADO.

Se trata de un material compuesto formado por una resina termoplástica de altas prestaciones PEI (polieterimida) reforzada con fibra de vidrio continua tipo "E". La resina termoplástica PEI constituye junto con el PEEK (Poliéter-éter-cetona) el polímero comercial que presenta unas propiedades mecánicas más altas, así como una muy alta resistencia a ambientes húmedos y a elevadas temperaturas de trabajo [4]. Su estructura química está constituida por una imida aromática y un éter (Fig.1.). Las altas prestaciones mencionadas anteriormente son una consecuencia de la rigidez y elevada temperatura de transición vítrea T_v (217°C), que le proporciona la imida aromática y la flexibilidad de la cadena que le otorga el grupo éter.

El material de refuerzo empleado en este caso fué la fibra de vidrio tipo E, con una fracción volumétrica de fibra del 50%. El material fue suministrado en forma de rollo de preimpregnado.

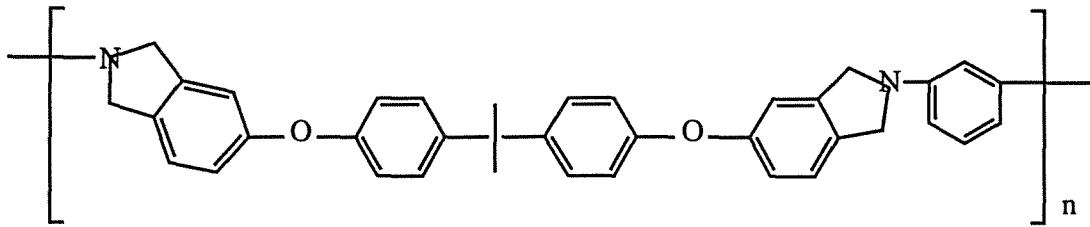


Fig. 1. Estructura química del PEI.

Las características mecánicas del compuesto PEI-fibra de vidrio, obtenidas mediante ensayos estáticos para probetas en dirección longitudinal, se muestran en la Tabla 1.

σ_r [N/mm ²]	ν	E [N/mm ²]
882 ± 72	0.290 ± 0.007	37360 ± 2967

Tabla 1. Características mecánicas del compuesto.

3. EQUIPOS UTILIZADOS

Para la realización de los ensayos de caracterización dinámica, se han utilizado algunos equipos del departamento de Mecánica experimental de la Universidad de Bochum, con el cual se están llevando a cabo diferentes Proyectos de Investigación.

Los equipos más importantes han sido:

- Péndulo Charpy marca IBERTEST, modelo PIB-30, energía de impacto 300 J., velocidad de impacto máxima 5.42 m/s, dotado de un prototipo "Low-Blow", que permite regular la altura de caída y, por tanto, la velocidad y energía del impacto, entre 0.0 y 0.9 m.
- Péndulo Charpy marca WOLPERT-Probat, Modelo PW 30/15 Clase 1s s/DIN 51220, energía de impacto 300 - 150 J., velocidad de impacto máxima 5.5 m/s, con enclavamiento automático y regulable entre 0.013 y 1.54 m.
- Cuchillas instrumentadas mediante galgas extensométricas, según normativa DVMS, elaboradas en Titanio y en acero X210 CrMo 12.
- Equipo de amplificación y filtrado de la señal de las galgas extensométricas de la cuchilla, de una frecuencia de muestreo hasta 1MHz, y diferentes frecuencias de filtrado, entre 50 y 300 MHz.
- Tarjetas de recogida de datos marca Keithley-Metrabite, modelo DAS-50, frecuencia de muestreo hasta 1 Mmuestra/s, 1MB de memoria RAM. Parámetros de funcionamiento seleccionables por software. La señal de las galgas extensométricas de la cuchilla del péndulo es usada como trigger para la tarjeta.

- Ordenador personal, Mod. 486/30MHz, 8MB RAM, 200 MB H.D. que aloja las citadas tarjetas, encargado de la lectura y procesado de los datos adquiridos por la misma. Todo el proceso de adquisición de datos, así como el posterior tratamiento de la señal se realiza bajo Windows® 3.1, mediante el programa OSCILOS-3 V.1.0 ©OFS-JJCD(ETSII).

4. PREPARACION DE LOS ENSAYOS

El proceso seguido en la preparación de los ensayos ha sido el siguiente:

- 1.- Elaboración de las probetas
- 2.- Mecanización de las probetas.
- 3.- Planificación de los ensayos.

4.1. Elaboración de las probetas.

Con el objeto de poder realizar los ensayos de impacto en este material se fabricó un composite a partir de un elevado número de capas unidireccionales, previamente secadas en una mufla, que se apilaron cuidadosamente unas sobre otras para asegurar lo mas posible la alineación de las fibras en una única dirección. El posterior curado se llevó a cabo en una prensa de platos calientes Polystat 300 S, siguiendo el ciclo presión - temperatura aconsejado por el fabricante (Ten Cate Advanced Composites), pero ligeramente modificado por ser el número de láminas muy elevado y poder existir problemas en el curado de las zonas más internas del laminado.

Se elaboró una placa de dimensiones 300 mm de largo x 250 mm de anchura, y de un espesor de 8 mm.

4.2. Mecanización de probetas

Se mecanizaron un total de veinte probetas, extraídas en dirección longitudinal, de un espesor de 8 mm, anchura 10 mm y longitud 54 mm, con entallas en V a 30° de 2 a 5 mm de profundidad en dirección L-T.

4.3.-Planificación de los ensayos .

Se realizaron inicialmente tres ensayos de impacto total (300 J.) con probetas de 8 mm de espesor , y 2 mm de entalla , al objeto de determinar la energía de fractura del compuesto , y ajustar los parámetros del sistema electrónico de medida .

En base a los citados pre-ensayos , las condiciones de operación fijadas fueron las siguientes :

-Frecuencia de muestreo	= 250 KHz
-Frecuencia de filtrado	= 100 KHz
-Número de puntos almacenados	≥ 2000
-Puntos antes del Trigger	= 100
-Rango de voltaje	= ± 2.50 V
-Tensión de disparo "Trigger"	= + 0.01 V
-Tipo de cuchilla seleccionada	= Titanio
-Velocidad de impacto	= 3.85 m/s
-Energía de impacto	= 146 J.

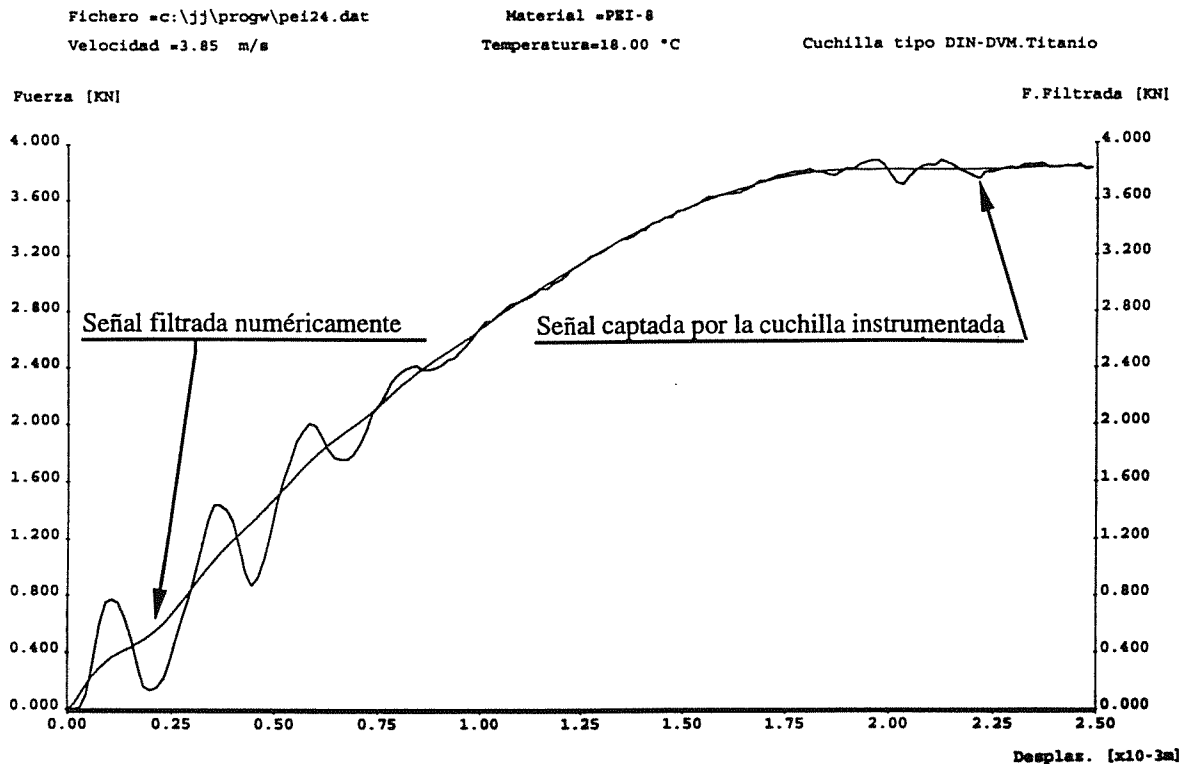


Fig.2 Señal (F- δ) captada por la cuchilla y filtrada numéricamente .

5.CARACTERIZACION DINAMICA.

Los parámetros obtenidos para el compuesto solicitado dinámicamente han sido los siguientes :

- 1.- Módulo elástico dinámico E_d .
- 2.- Tenacidad dinámica a fractura K_{Id} .
- 3.- Energía de iniciación de fractura J_{Id} .

Los criterios utilizados en la determinación de los citados parámetros se describen a continuación .

5.1.Determinación del módulo elástico dinámico E_d .

El proceso seguido para la obtención del módulo elástico dinámico del material ha sido el siguiente :

- Obtención de la Fuerza del impacto $F(t)$, a partir de la señal captada por la cuchilla instrumentada .
- Cálculo del desplazamiento de la probeta , mediante integración de la señal Fuerza-tiempo .

-Determinación del semiperiodo de oscilación de la probeta , τ , a partir de la formulación dada por ASTM E24.03 [6].

-Filtrado numérico de la señal fuerza-desplazamiento (Fig.2) [5].

-Ajuste por mínimos cuadrados de la señal filtrada en los instantes iniciales del impacto , comprendidos entre $\tau/2$ y 2τ .

-Obtención de la flexibilidad de la probeta mediante integración numérica utilizando la regla de Simpson y cuadratura adaptativa .

La fuerza en el impacto se obtiene a partir del registro Voltaje-Tiempo , sin más que multiplicar , en cada instante , el valor de voltaje por el correspondiente factor de calibración de la cuchilla .

La velocidad y el desplazamiento se calculan por integración numérica , aplicando la regla trapezoidal para puntos base equidistantes , a partir del registro fuerza-tiempo [5] , mediante las fórmulas (1) (2) .

$$v(t) = v_0 - \frac{\Delta t}{2m} \sum_{i=t_i}^t F_i + F_{i+1} \quad (1)$$

$$s(t) = \frac{\Delta t}{2} \sum_{i=t_i}^t s_i + s_{i+1} \quad (2)$$

Siendo :

v_0 Velocidad de impacto .

F_i Fuerza .

Δt Intervalo de tiempo (1/Frecuencia) .

m Masa de la cabeza del Péndulo .

El valor del semiperiodo de oscilación de la probeta se ha obtenido de la formulación (3)..(6) , dada por ASTM E24.03 [6] .

$$\tau = \frac{\sqrt{S \cdot W \cdot E \cdot B \cdot C_{LL}}}{c_0} \quad (3)$$

Siendo :

$$E \cdot B \cdot C_{LL} = 72 \cdot \left[g\left(\frac{a}{W}\right) \right] + 20 \quad (4)$$

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = a_2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + a_3 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + \dots + a_{10} \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{10} \quad (5)$$

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (6)$$

$(a_2, a_3, \dots, a_{10}) = (1.86; -3.95; 16.38; -37.23; 77.55; -126.87; 175.53; -143.96; 66.56)$.

El filtrado numérico de la señal tiene por objeto eliminar las oscilaciones en la misma , sin distorsionarla . Para ello se han empleado los algoritmos en que se basan los filtros digitales de respuesta impulsional finita [7], definiendo una ecuación según la cual cada valor de salida se obtiene como una suma ponderada de un conjunto finito de valores de entrada , que representan las muestras de la señal que se quiere filtrar .

Por tanto , si la señal de entrada es $x(t)$, la cual se halla representada por sus muestras $x(nT)$, tomadas a la frecuencia $F_e=1/T$, la ecuación de salida filtrada viene dada por la ecuación (7) .

$$y(n) = \sum_{i=0}^{N-1} w_i \cdot x(n-i) \quad (7)$$

Siendo w_i los coeficientes del filtro , también denominados funciones de peso , y N el número de tales coeficientes .

En los ensayos se han utilizado las funciones de peso de Hanning , cuya forma es cosenoidal , ya que presentan la menor distorsión en el valor medio de la señal [5] , tal y como se ha podido apreciar en la realización de diferentes ensayos .

En la Fig.2 puede apreciarse la señal fuerza-desplazamiento captada , y la obtenida al aplicar el filtro numérico .

La pendiente inicial , C , se determina efectuando una regresión lineal , mediante mínimos cuadrados , sobre la señal filtrada . El proceso se lleva a cabo en los instantes iniciales del impacto , comprendidos entre $\tau/2$ y 2τ .

Una vez obtenida dicha pendiente inicial , el valor del módulo elástico dinámico del material se obtiene a partir de la formulación de la flexibilidad de la probeta , la cual consta de dos partes , una debida a la deformación como viga , y otra debida a la flexibilidad adicional que introduce la grieta . Por tanto , podemos escribir (8) :

$$E_d = E_{d0} + E_{d1} \quad (8)$$

Siendo E_{d0} el módulo elástico dinámico de la probeta sin entalla , dado por (9) ; y E_{d1} el debido a la entalla (10) .

$$E_{d0} = \frac{C \cdot S^3}{4 \cdot W^3 \cdot B} \left[1 + 2.85 \cdot \left(\frac{W}{S}\right)^2 - 0.84 \cdot \left(\frac{W}{S}\right)^3 \right] \quad (9)$$

$$E_{d1} = C \cdot \frac{SBW(1-v^2)}{2} \int_0^{\frac{a}{W}} \left(\frac{K_{Imm}\left(\frac{a}{W}\right)}{M} \right)^2 d\left(\frac{a}{W}\right) \quad (10)$$

En la fórmula (10) K_{Imm} es el factor de intensidad de tensiones a flexión , dado por (11) , y F_m es el factor concentrador de tensiones dado por F.Paris *et al.* [6] .

$$K_{Imm} = \frac{3}{2} \frac{F \cdot S}{BW^2} \sqrt{\pi a} \cdot F_m\left(\frac{a}{W}\right) \quad (11)$$

La evaluación de la integral definida se realiza mediante integración numérica utilizando la regla de Simpson y cuadratura adaptativa .

5.2. Obtención de la tenacidad dinámica a fractura K_{Id} .

Para la determinación de la tenacidad a fractura se ha realizado un Análisis cuasiestático basado en la Norma ASTM.E24.03.03 [4][8] , a partir de la señal de la cuchilla instrumentada .

Se han respetado los siguientes requerimientos en la realización de los ensayos :

1.- Energía de impacto : $E_0 \geq 3 \cdot E_I$.

Siendo :

E_0 Energía disponible en el péndulo .

E_I Energía de rotura de la probeta hasta el instante $t=0.02 F_m$, siendo F_m la fuerza máxima del impacto .

2.- Tiempo de fractura : $t_f \geq 3 \cdot \tau$

Siendo :

t_f Tiempo de rotura .

τ Semiperiodo de oscilación de la probeta , obtenido a partir de las fórmulas (3)..(6) del apartado 5.1 .

Una vez calculado el desplazamiento, según se ha indicado en el apartado anterior, la evolución de la energía se obtiene mediante (12).

$$E(t) = \sum_{i=t_i}^t \frac{1}{2} (F_i + F_{i-1})(s_i - s_{i-1}) \quad (12)$$

La energía de fractura para un sólido agrietado sometido a una carga de rápida variación viene dada por la ecuación (13); en la cual E_I es la energía hasta el instante de máxima carga, y E_T es la energía cinética de la probeta.

$$G_I = \frac{E_I}{B \cdot W} - \frac{E_T}{B \cdot W} \quad (13)$$

El valor de la carga máxima F^* se determina, una vez conocida G_I , a partir de la fórmula (13).

$$F^* = \sqrt{2 \cdot G_I \cdot B \cdot W \cdot C} \quad (14)$$

Con la notación ya habitual.

No obstante, dada la plasticidad del material y su baja densidad, se ha prescindido del término correspondiente a la energía cinética en los cálculos realizados.

El valor de la tenacidad a fractura se determina a partir de la formulación (11) [8].

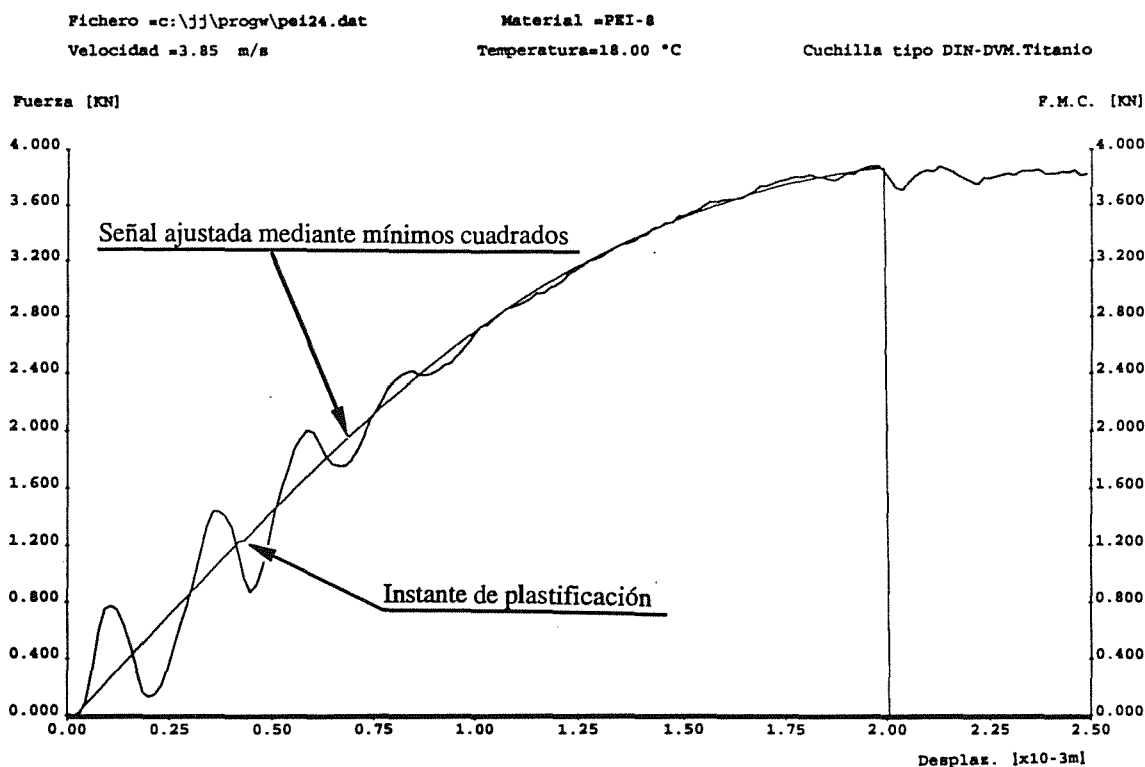


Fig.3 Determinación del instante de plastificación.

5.3.- Energía de iniciación de fractura J_{Id} .

Para la obtención de la energía de iniciación de fractura J_{Id} se ha optado por calcular el valor de la integral J en el instante de comienzo del crecimiento subcrítico de la grieta. Dicho instante se determinará basándose en la variación efectiva de la flexibilidad, método ya utilizado por otros autores, como Kobayashi [1] [2].

El procedimiento seguido ha sido el siguiente:

- Determinación del instante de plastificación (fluencia) del material.
- Obtención de la variación de la flexibilidad.
- Detección del cambio de pendiente en la variación de la flexibilidad.

El instante de plastificación se obtiene realizando un ajuste mediante mínimos cuadrados, a un polinomio de segundo orden, del diagrama fuerza-desplazamiento, entre los instantes comprendidos entre 2τ y el tiempo de rotura, t_f , calculado mediante el máximo de la función $\Psi(t)$ (15).

$$\Psi(t) = \left\{ F(t)^2 \cdot \frac{dF(t)}{dt} \right\} \quad (15)$$

Una vez realizado el ajuste, el instante de plastificación, t_{gy} , queda determinado por la intersección de la pendiente inicial con la curva obtenida. En el caso de que no se produzca intersección, se determina la distancia mínima entre las mismas, a partir de la derivada de ésta última. En la Fig.3 puede verse el ajuste realizado en uno de los ensayos de impacto.

La flexibilidad en el comienzo del ensayo de impacto se define como (16) :

$$C_e = \frac{F_{gy}}{s_{gy}} \quad (16)$$

Siendo :

F_{gy} -> Fuerza en el instante de plastificación .

s_{gy} -> Desplazamiento en dicho instante .

La variación de la flexibilidad en cada punto de la curva $F-\delta$ filtrada , viene dada por la función (17) :

$$\Delta C = \frac{\delta(t)}{F(t)} - C_e \quad (17)$$

La cual presenta una discontinuidad en el instante de crecimiento de la grieta , t_{cg} . Para la localización de la misma se efectúa una regresión lineal a un polinomio de segundo grado entre los instantes t_{gy} y t_f . Una vez realizada la regresión , el instante de crecimiento de la grieta será aquel en el que la diferencia entre la variación de la flexibilidad y la función ajustada supera el valor dado por la ecuación (18).

$$|\Delta C - \Gamma(t)| \geq 2 \cdot \sigma_n \quad (18)$$

En la cual se tiene que :

$\Gamma(t) = c_0 + c_1 \cdot \delta(t) + c_2 \cdot \delta(t)^2$ -> La función ajustada

σ_n -> La desviación estándar obtenida en el ajuste de dicha función .

Una vez obtenido el instante t_{cg} , el valor de la energía de iniciación de la fractura J_{Id} se ha determinado mediante los siguientes métodos :

- 1.- A partir del instante de crecimiento estable subcrítico de la grieta , preconizado por Kobayashi [1][2].
- 2.- Mediante la formulación dada por Sumpter y Turner , para flexión en tres puntos [3].
- 3.- A partir de la tenacidad a fractura dinámica K_{Id} .

El valor de J_{Id} mediante el método 1 resulta ser (19) :

$$J_{Id} = \frac{2 \cdot E(t = t_{cg})}{B(W - a)} \quad (19)$$

El valor de J_{Id} dado por Sumpter y Turner [3] se dividirá en dos partes , una elástica y otra plástica , quedando definida por la formulación (20)..(24) .

$$J_{Id} = J_{de} + J_{dp} \quad (20)$$

$$J_{de} = \eta_e \frac{E_e}{B \cdot (W - a)} \quad (21)$$

$$J_{dp} = \eta_p \frac{E_p}{B(W - a)} \left(\frac{W - a_{eff}}{W - a} \right) \quad (22)$$

$$\eta_e = \frac{2 \cdot F_{gy} \cdot S^2 (W - a)}{s_{gy} \cdot E \cdot B \cdot W^3} \cdot F_m \left(\frac{a}{W} \right) \cdot (1 - v^2) \quad (23)$$

$$\eta_p = \begin{cases} 2.0 & \frac{a}{W} \geq 0.282 \\ d_0 + d_1 \left(\frac{a}{W} \right) - d_2 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + d_3 \left(\frac{a}{W} \right)^3 & \frac{a}{W} < 0.282 \end{cases} \quad (24)$$

$$(d_0, d_1, d_2, d_3) = (0.32; 12.0; -49.5; 99.8)$$

El tamaño de grieta efectiva , a_{eff} , se obtiene a partir de la ecuación que relaciona la fuerza aplicada con el desplazamiento (25) , suponiendo que el material sigue la ley de Ramber-Osgood .

$$\frac{F(t) \cdot W}{(W - a)^2} = k \cdot \left(\frac{\Delta_{pl}(t)}{W} \right)^n \quad (25)$$

Estando definido el desplazamiento plástico del punto de carga mediante la fórmula (26) .

$$\Delta_{pl}(t) = \delta(t) - \delta(t = t_{gy}) \quad (26)$$

Efectuando una regresión de potencia sobre la ecuación (25) , se obtienen los factores k y n , quedando expresado el crecimiento de la grieta por (27) . En la Fig.4 se puede apreciar la evolución del crecimiento de grieta Δa .

$$\Delta a = W - \left\{ \sqrt{\frac{F \cdot W^{n+1}}{k \cdot \Delta_{pl}^n}} + a \right\} \quad (27)$$

El tamaño de grieta efectiva vendrá dado por (28) , en el instante $t=t_{cg}$.

$$a_{eff} = a + \Delta a \quad (28)$$

El valor de J_{Id} mediante el 3er. método se determina a partir de la ecuación (29) , para tensión plana.

$$J_{Id} = \frac{K_{Id}^2}{E_d} \quad (29)$$

6.RESULTADOS OBTENIDOS

Los resultados se muestran en las Figs. 5 a 8, en función del tamaño de grieta a/W . Se ha representado el valor medio y el rango de error en las medidas , definido como la variación estándar , σ_n , de los ensayos.

En la Fig.5 se aprecia la evolución del módulo elástico dinámico para cada uno de los tamaños de grieta de las probetas . Los valores resultan claramente inferiores a los determinados en los ensayos estáticos de tracción (Tabla 1) , lo que puede ser debido a las plastificaciones en los apoyos y en el punto de aplicación de la carga . Se observa un aumento de E_d con el tamaño de grieta ya que las cargas de impacto , y por tanto las plastificaciones , son menores .

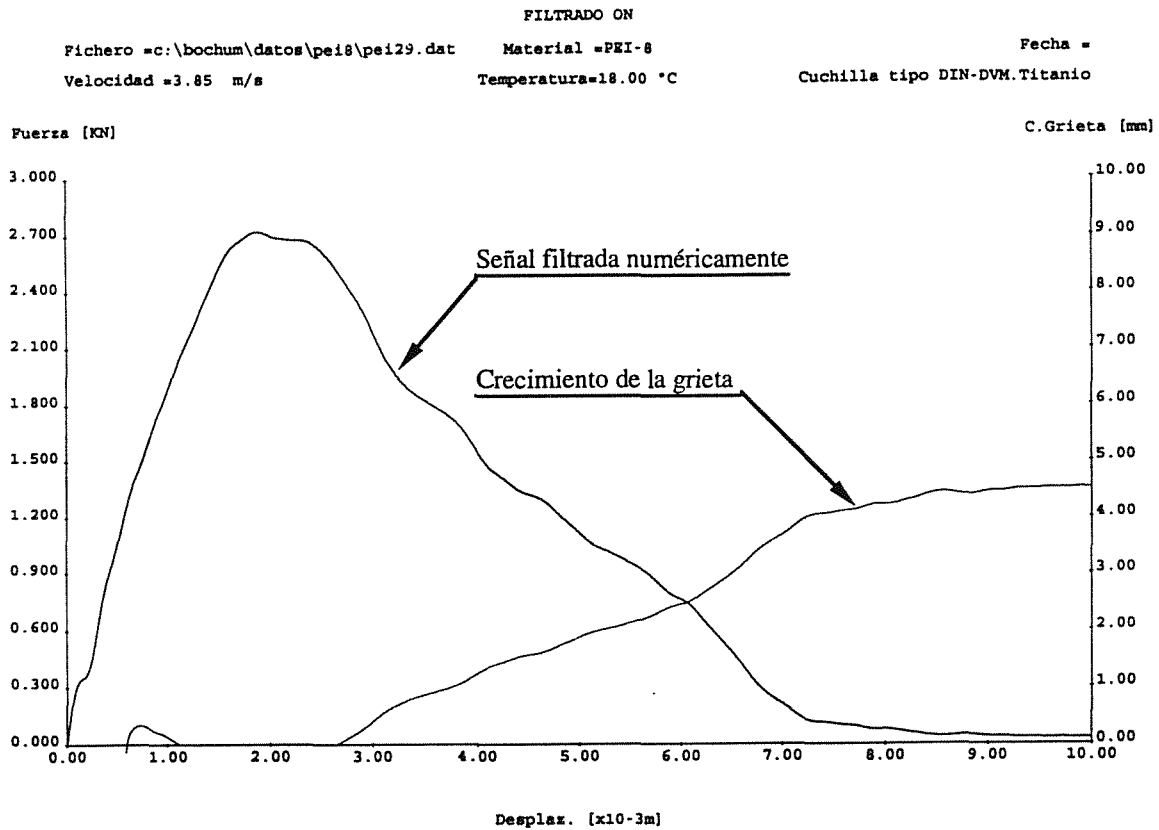


Fig.4 Evolución del crecimiento de grieta a_{eff} .

En la Fig.6 se muestra la variación del factor dinámico de intensidad de tensiones con el tamaño de grieta. No se observa una variación importante del mismo con el tamaño de grieta. El valor de cálculo de la tenacidad dinámica, K_{Id}^c , definido por (30), ha sido:

$$K_{Id}^c = \bar{K}_{Id} - 2 \cdot \sigma_n \quad (30)$$

$$K_{Id}^c = 1808 \text{ MN/m}^{3/2}$$

Siendo \bar{K}_{Id} el valor medio.

En la Fig.7 se ha representado la evolución de la energía de iniciación de fractura para diferentes tamaños iniciales de grieta, según los autores ya citados. Se observa una importante disminución de J_{Id} con el tamaño de grieta, que posiblemente sea debida al incumplimiento de los criterios de ensayos denominados "J-Controlados"(31)(32).

$$B > 25 \cdot \frac{J}{\sigma_0} \quad (31)$$

$$(W-a) \geq 15 \dots 25 \left(\frac{J}{\sigma_0} \right) \quad (32)$$

En nuestro caso, dichas condiciones tienen por valor:

$$B > 17 \text{ mm}$$

$$(W-a) > 10 \dots 17 \text{ mm}$$

Asimismo se observa un paralelismo entre los valores obtenidos mediante ambas formulaciones, con mayores diferencias en tamaños de grieta menores. Ello puede ser debido a que el factor η_p que afecta a la energía plástica es inferior en la formulación de Sumpter y Turner, para tamaños de grieta menores de 0.282 (24).

En la Fig.8. se representa el valor de J_{Id} con el tamaño de grieta, obtenido a partir de la tenacidad, observándose, asimismo, diferencias importantes para pequeños tamaños de grieta.

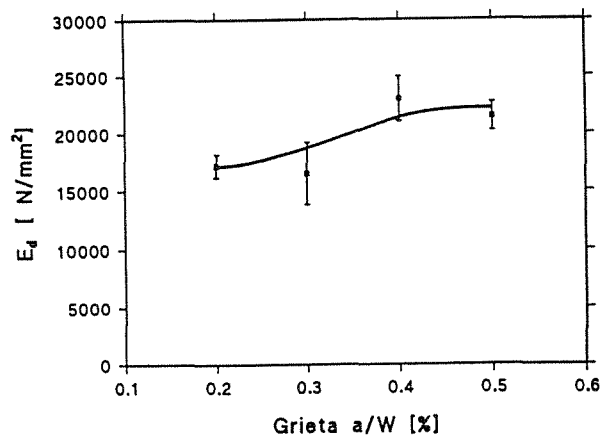


Fig.5 Evolución del módulo elástico dinámico E_d

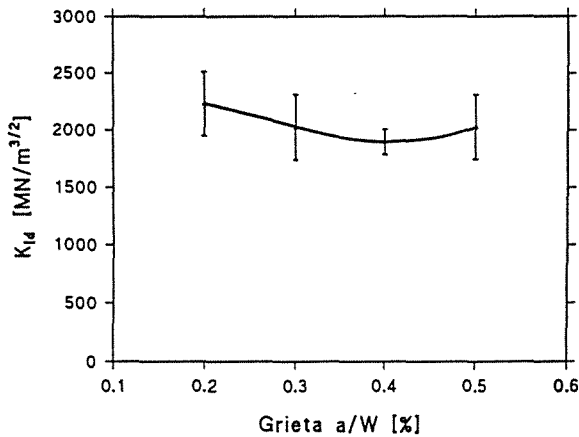


Fig.6 Evolución de la tenacidad a fractura K_{I_d}

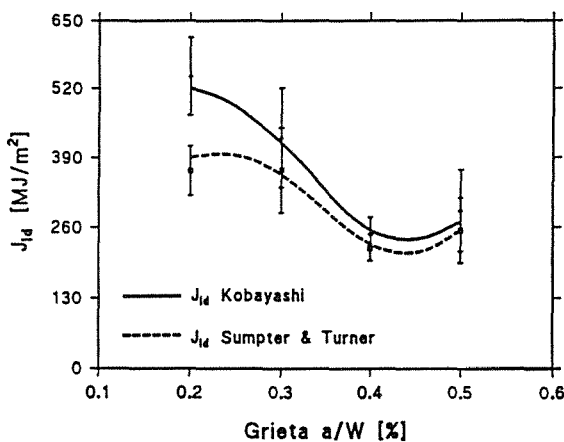


Fig.7 Evolución de la energía de iniciación de fractura.

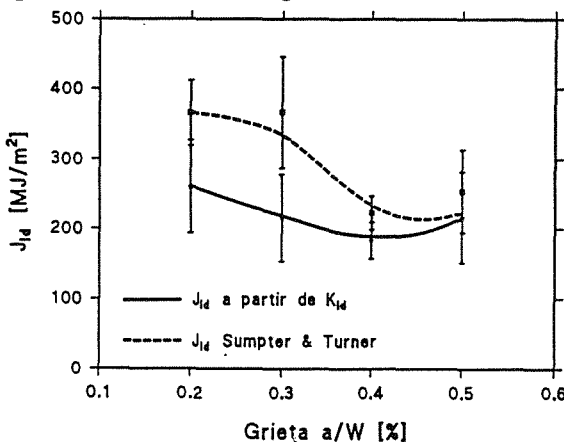


Fig.8 Comparación entre los valores de K_{I_d} y J_{I_d}

7. CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos, se apuntan las siguientes conclusiones:

- Los ensayos mediante el péndulo Charpy instrumentado proporcionan una valiosa y rápida información acerca del comportamiento dinámico del material.

- Para la obtención del módulo elástico dinámico del material resulta preciso conocer el valor de las justificaciones locales en los apoyos y el punto de carga.

- Los valores de la energía de iniciación de fractura obtenidos mediante diferentes formulaciones, presentan importantes diferencias con tamaños de grieta menores de 0.4, por lo que parece apropiado realizar la caracterización de los materiales con prefisuras comprendidas entre 0.4 a 0.6 a/W .

8. AGRADECIMIENTOS

El presente artículo se ha realizado en el marco del Proyecto de Investigación "Técnicas para la determinación de la tenacidad a fractura dinámica en aceros industriales", (Ref. PA-MAT92-03) financiado a través del Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias, y con participación de FICYT, ENSIDESA y la Universidad de Oviedo.

Agradecemos especialmente al Grupo de Mecánica experimental de la Universidad de Bochum y, en particular, al Dr. J.F. Kalthoff el uso de sus Laboratorios y la atención prestada.

9. REFERENCIAS

- [1] KOBAYASHI, T. *et.al.*, "Evaluation of dynamic fracture toughness parameters by instrumental Charpy impact test." . Engineering Fracture Mechanics. Vol 24, pp 773-782, 1986.
- [2] KOBAYASHI T. *et.al.* "Evaluation of Dynamic Crack Initiation and Growth Toughness by Computer Aided Impact Testing Systems." . Nuclear Engineering and Design 111, pp.27-33, 1989.
- [3] SUMPTER, J.D.G ; TURNER, C.E. "Method for Laboratory determination of J_c " . ASTM STP 601, pp 1-14. (1976).
- [4] "Modificación de las propiedades mecánicas del PEI reforzado con fibra de vidrio unidireccional tras envejecimiento acelerado". Viña, J., Sánchez, A. Lamela, M.J., Belzunce, F. J. Actas de la IV Reunión Nacional de Materiales. pp. 204 - 205. 1993.
- [5] COZ DIAZ, J.J. " Aplicación de técnicas experimentales y métodos numéricos en la determinación de los parámetros de fractura dinámica " . Trabajo de Investigación .ETSII-Gijón (1993).
- [6] ASTM E 24.03.03, "Proposed Standard method of test for instrumental impact testing of precracked Charpy specimens of metallic materials ." Draft 2d, ASTM, 1981.
- [7] M.BELLANGER. "Tratamiento numérico de la señal .Teoría y práctica" Ed. Masson (1991).
- [8] KALTHOFF J.F., "On the measurement of dynamic fracture toughness. A review of recent work." International Journal of Fracture 27, pp.277-98.

ESTUDIO EXPERIMENTAL DE MATERIALES GRAFITO/EPOXY ANTE IMPACTOS DE BAJA ENERGIA

J.M. García, F. París, J. Cañas

Dpto. Mecánica de Medios Continuos. Universidad de Sevilla. E.T.S.I.I.
Av. Reina Mercedes, s/n. 41012 Sevilla.

Resumen. - En este trabajo se pretende estudiar el comportamiento de los materiales Grafito/Epoxy (AS-4/3501-6(DMS 2224)) ante impactos de baja energía. Se ensayan tres secuencias de apilado diferentes ($[0]_8$, $[0/90]_{2s}$, $[45/0/-45/90]_s$). Se comparan para los distintos laminados estudiados la resistencia residual a tracción y área delaminada en función de la energía incidente para cada impacto. Para examinar el proceso de impacto se estudian los registros de impacto mediante una tarjeta de adquisición de datos. Finalmente se comparan los resultados para las tres secuencias de apilado obteniéndose distintas conclusiones sobre comportamiento del material, tipo de rotura, etc.

Abstract. - The influence of the stacking sequence on the low energy impact resistance of composite material laminates is discussed in this paper. The stacking sequences studied are $[0]_8$, $[45/0/-45/90]_s$ and $[0/90]_{2s}$. The residual strengths and the delamination areas have been measured as a function of incident energy for the three different laminates. The experimental results are explained and discussed in the paper. A discussion about the influence of the stacking sequence and the number of 0 degree plies, on the residual strength will be presented. Also graphs of the impact force will be presented in order to elucidate the effects of the impact on the specimen, by means of the graph of the impact force.

1. INTRODUCCION.

Los impactos de baja energía generalmente generan daños insignificantes en elementos metálicos. Sin embargo, cuando estos mismos impactos se realizan sobre materiales compuestos se puede reducir notablemente la capacidad portante de dicho elemento aunque mediante una inspección visual pudiera parecer que dicho material no ha sufrido ningún daño aparente. La importancia del daño depende de múltiples factores tales como la secuencia de apilado, el número de láminas, las propiedades matriz-fibra, etc. Un buen estudio que nos relacionase estos factores que influyen sobre el daño en el material y la energía de impacto nos permitiría conocer de antemano el comportamiento de este tipo de materiales y predecir el daño que se produciría bajo diferentes impactos.

2. DETALLES EXPERIMENTALES.

Todos los estudios se han realizado utilizando probetas cuya dimensiones son $1.3 * 12.3 * 120$ mm. Los impactos se han realizado con un péndulo tipo Charpy y un impactor intermedio, Figura 1, (entre péndulo y probeta) que distribuye uniformemente la carga de impacto y a su vez recoge la información del impacto mediante unas galgas extensométricas.

El estudio de las áreas delaminadas se realiza utilizando técnicas de ultrasonidos (pico-eco simple) [1]. La resistencia residual a tracción se ha medido con una máquina Instron 8033 de acuerdo con las normas establecidas en la ASTM D 3039 [2]. Las

áreas delaminadas se han obtenido como proyección horizontal del área delaminada aunque sobre la misma vertical pudieran existir varios planos de delaminación, como se muestra en la Figura 1.

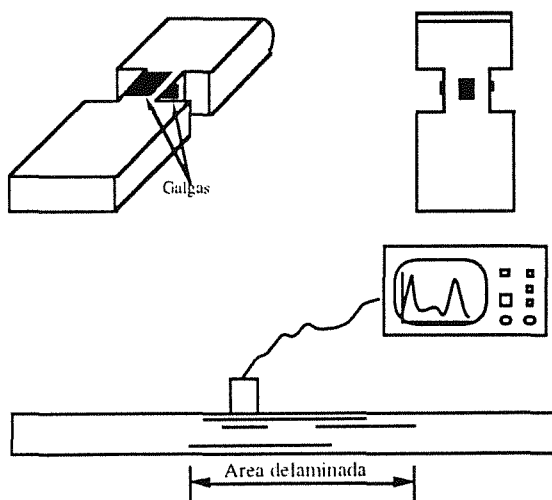


Fig.1. Detalles del impactor intermedio. Área delaminada total de una probeta ensayada con una determinada energía de impacto.

3. ESTUDIO DEL PROCESO DE IMPACTO.

Para estudiar dicho proceso se utilizan las galgas del impactor intermedio. Al realizar el impacto, si no ponemos ningún tipo de filtro a la señal analógica, estamos recogiendo todo lo que ocurre (todas las ondas) durante el proceso de impacto. Así, obtenemos unos registros que se caracterizan porque

poseen una gran dispersión de picos de tensión, como se puede ver en la Figura 2.

Estudiando estos picos de tensión se observa que cuando la masa del péndulo choca con el impactor intermedio, este en su conjunto sufre una compresión. A la vez, se piensa que se producen tracciones y compresiones en dicho impactor que son

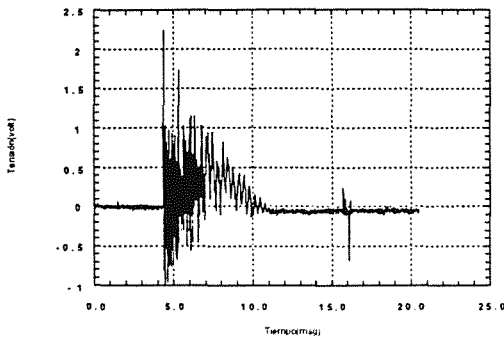


Fig. 2.- Registro sin filtrar de una probeta [0]20 para un impacto de 2 Julios.

recogidas por las galgas, debido a que existen ondas longitudinales y transversales que se propagan por el material (acero) que tardan en producir un ciclo completo de tracciones y compresiones mucho menos tiempo que lo que tarda en producirse la compresión aparente del conjunto. Estos ciclos se pueden eliminar con filtros. Así, utilizando el filtro de 1KHz se obtienen registros sin dichos picos.

Se pueden hacer varias comprobaciones para asegurar la validez de los registros en el caso de que no se haya producido daño en la probeta impactada, Figura 3.

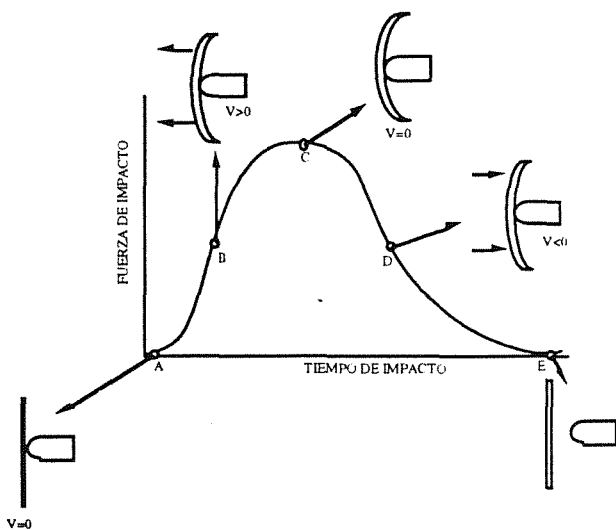


Fig.3.- Secuencia de impacto para una energía que no produzca daño.

Una de estas comprobaciones es ver que las áreas bajo la curva a ambos lados del máximo (punto de velocidad nula) son iguales, siempre que no se haya

producido daño en la probeta. Algunos de los resultados obtenidos se muestran en las Figuras 4 y 5.

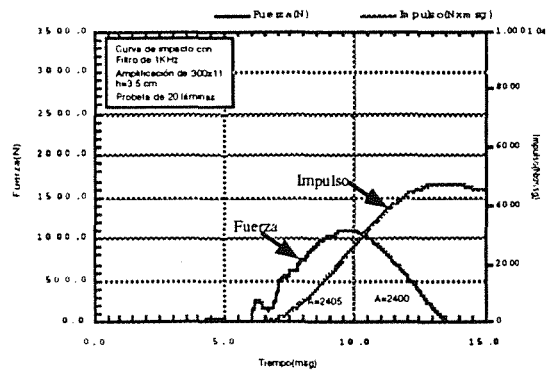


Fig. 4.- Registro para 1.25 Julios, filtro de 1KHz, sin daño.

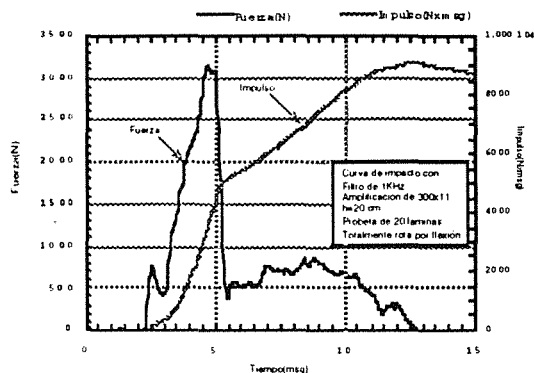


Fig. 5.- Registro para 7 Julios, filtro de 1KHz, con rotura por flexión en la cara posterior.

4. RESULTADOS POST-IMPACTO.

Para cada tipo de secuencia de apilado han sido ensayadas 40 probetas, dos o tres para cada nivel de energía de impacto. Los ensayos se han realizado para niveles de energía correspondientes a aumentos de 0.5 cm. de altura en el péndulo en cada ensayo.

4.1. Tipo de rotura durante el impacto.- La rotura de las probetas por energía de impacto puede seguir distintos mecanismos dependiendo de las dimensiones de la probeta ensayada. Como comenta Dorey [3] podemos distinguir varios mecanismos de rotura entre los que destacan tres bien diferenciados que son: Delaminación, Flexión y Penetración de la probeta. En nuestro caso solo se podrían producir los dos primeros, ya que la energía necesaria para producir el tercer mecanismo necesita una gran velocidad de impacto que no se obtiene con este tipo de experimentos. Para saber cual de los dos primeros es el que se produce estudiemos las energías elásticas de deformación asociadas a cada mecanismo, estas son:

$$E^d = \frac{2}{9} \cdot \frac{\tau^2}{E} \cdot \frac{w \cdot l^3}{t} \quad (\text{Delaminación})$$

$$E^f = \frac{1}{18} \cdot \frac{\sigma^2}{E} \cdot w \cdot t \cdot l \quad (\text{Flexión})$$

Sabiendo que las dimensiones de nuestra probeta son: Ancho(w)=12.3mm, Longitud(l)=120mm, Espesor(t)= 1.3 mm. y el resto de magnitudes son: E=Módulo de elasticidad, σ =Resistencia a flexión, τ =Resistencia interlaminar a cortante. Podemos igualar ambas energías para encontrar el límite a los distintos mecanismos de rotura, obteniendo:

$$\frac{l}{t} \equiv \frac{\sigma}{2 \cdot \tau}$$

Si: $\frac{l}{t} < \frac{\sigma}{2 \cdot \tau}$ el mecanismo es la delaminación.

Si: $\frac{l}{t} > \frac{\sigma}{2 \cdot \tau}$ el mecanismo es la flexión.

Cogiendo valores de referencia para grafito/epoxi, τ está entre 100 y 200 MPa. y es prácticamente independiente de la secuencia de apilado. σ está entre 200 y 2000 MPa., según se trate de fibras a 90 o 0 grados respectivamente.

Por tanto, para fibras a 90 grados se obtiene:

$$\frac{\sigma}{2 \cdot \tau} = \frac{200}{2 \cdot 100} = 1$$

Para fibras a 0 grados se obtiene:

$$\frac{\sigma}{2 \cdot \tau} = \frac{2000}{2 \cdot 200} = 5$$

Por consiguiente, nos movemos dentro de un intervalo cuyos límites son 1 y 5. Un valor intermedio representativo de la relación entre ambas resistencias para un material grafito-epoxi podría ser:

$$\frac{\sigma}{2 \cdot \tau} = 2.5$$

Con este valor obtenemos que para:

$\frac{l}{t} < \frac{5}{2}$ el mecanismo dominante es la delaminación

$\frac{l}{t} > \frac{5}{2}$ el mecanismo dominante es el de flexión.

Con las dimensiones de nuestra probeta tenemos una relación de valor:

$$\frac{l}{t} = \frac{120}{1.3} = 92.3$$

Por tanto, estamos claramente dentro de los límites del mecanismo de rotura por flexión. Al ser tan grande la relación l/t comparada con la relación σ/τ , el límite superior de nuestro intervalo entraría dentro del mismo caso.

4.2. Secuencia de apilado [0]_g. Los resultados se muestran en la Figura.6. donde se observa que para una energía correspondiente a unos 2.3 Julios se origina una brusca reducción de resistencia residual llevando este valor aparejado una zona de daño considerable en el centro de la probeta.

De la gráfica también se puede desprender la existencia de cuatro zonas correspondientes a diferentes comportamientos y daños. Así, podemos observar una primera zona entre 0 y 1.5 Julios de

energía para la cual la probeta no ha sufrido daño y en consecuencia no se ha visto mermada para nada su capacidad portante, en esta zona la probeta actúa como si tuviese un comportamiento elástico. Entre 1.5 y 2.2 Julios, se puede apreciar por ultrasonidos que no se produce ninguna delaminación pero sí se deben producir pequeñas roturas de fibras en la cara posterior de la probeta principalmente, lo que provoca una disminución no dramática de la resistencia residual que es función del número de fibras que se hayan roto en el impacto. Entre 2.2 y 2.7 Julios, la rotura de fibras ha alterado la flexibilidad de la probeta originando grandes delaminaciones y provocando una caída de la resistencia residual similar a la de la zona anterior. Por último, para una energía superior a 2.7 Julios, prácticamente todas las láminas excepto una, la más próxima a la cara donde se produce el impacto, están rotas y en consecuencia la resistencia residual disminuye notablemente quedando a niveles muy bajos.

La zona delaminada y la pérdida de rigidez son consecuencia de la rotura de todas las fibras de la lámina posterior y subsiguientes de la probeta siendo sus valores del mismo orden que los de la zona anterior.

Al estudiar los valores de resistencia residual hay que tener en cuenta que ésta, la estamos obteniendo a tracción por lo que la orientación de las fibras en dirección de la tracción tiene gran importancia. Así, estudiando los valores de los dos niveles de resistencia podemos observar que en la zona que se puede considerar de comportamiento elástico el valor de la resistencia es de 150 Kg/mm² aproximadamente, mientras que en la zona de daño dramático la resistencia residual viene a ser del orden de 20 Kg/mm² aproximadamente. Evidentemente si las probetas son de ocho láminas, la resistencia de cada lámina es 1/8 de la resistencia total del laminado. Por tanto, esto nos corrobora el hecho de que solo resista la lámina más próxima a la cara del impacto cuando nos encontramos en la zona de daño dramático.

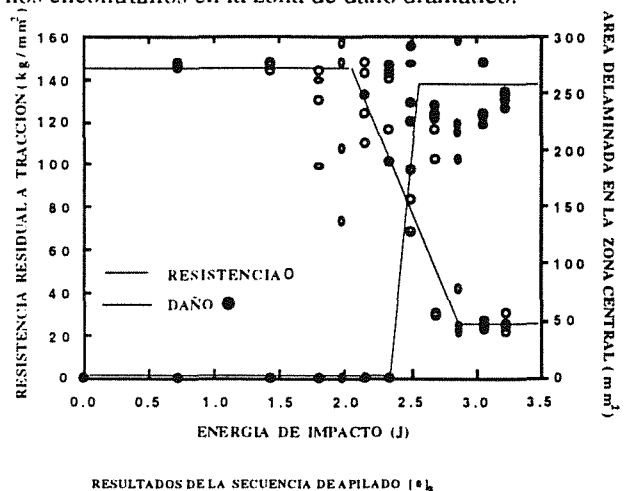


Fig. 6. Resistencia residual y área delaminada para distintas energías de impacto para probetas [0]_g.

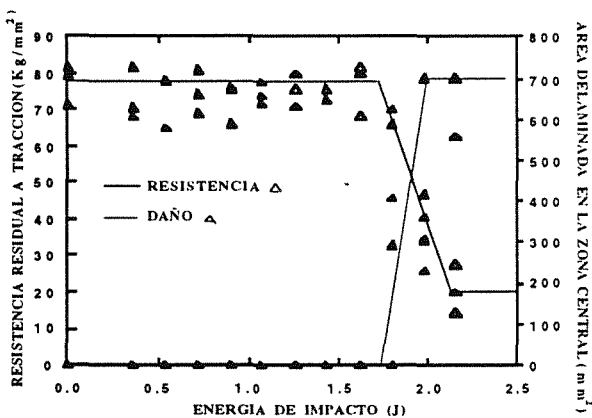
En cualquier caso parece observarse una gran dispersión en resistencia residual en las zonas centrales.

4.3 Secuencia de apilado [0/90]_{2s}.- Observando la gráfica (Figura 7) se observa que para un valor de energía de aproximadamente 1.6 Julios, comienza a disminuir la resistencia residual como consecuencia de la rotura de fibras. Se puede observar que este valor es algo inferior al que originaba el daño inicial en el caso de secuencia de apilado de la probeta de [0]₈.

No obstante, el intervalo para el cual se produce la caída brusca de resistencia es menor y ya para una energía de 2.1 Julios, la resistencia residual es ya muy baja, pero aproximadamente igual que la obtenida para la secuencia de apilado anterior.

Se observa que en la zona de comportamiento elástico tenemos una resistencia residual de 75 Kg/mm² mientras que en la zona de daño dramático la resistencia residual está en torno a 20 Kg/mm². Al igual que en el caso anterior, como solo tenemos cuatro láminas con fibras a cero grados, dirección de tracción, la resistencia de cada una de estas cuatro láminas es aproximadamente 1/4 de la resistencia total del laminado ya que en la dirección de tracción ni las láminas a 90 grados ni la matriz ofrecen prácticamente ninguna resistencia.

Al igual que en el caso anterior, en el nivel bajo de resistencia residual, al producirse el daño dramático sólo queda la lámina más próxima a la cara del impacto sin romper, que es una lámina a 0 grados, es ésta la que aporta toda la resistencia residual, como corroboran los cálculos del párrafo anterior, ya que las fibras de las láminas a 90° están perpendiculares a la tracción del laminado con lo que podemos suponer que estas láminas no resisten nada, aunque pudiera ser que no estuvieran dañadas por el impacto.



RESULTADOS DE LA SECUENCIA DE APILADO [0/90]_{2s}.

Fig. 7. Resistencia residual y área delaminada para distintas energías de impacto para probetas [0/90]_{2s}.

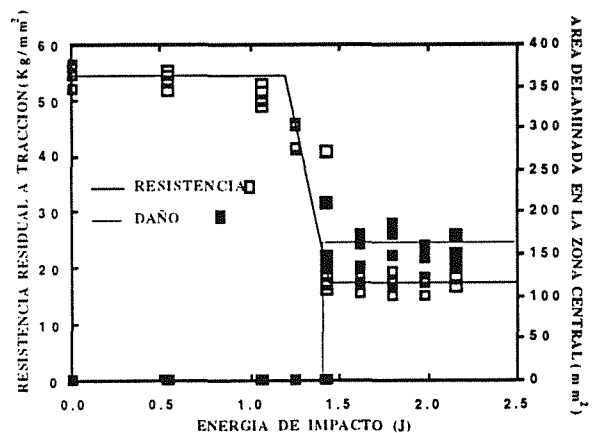
4.4. Secuencia de apilado [45/0/-45/90]_s.-De los resultados obtenidos en la gráfica (Figura 8) se

observa que para valores de energía entre 1.1 y 1.4 Julios, se origina una dramática caída de la resistencia residual lo que lleva aparejado rotura de fibras que provocan delaminaciones.

Conviene también hacer notar, que el valor de energía para el cual se empieza a producir rotura de fibras es menor que en los casos anteriores, ello es consecuencia de que en esta secuencia de apilado las láminas a cero grados no se encuentran en las caras externas como ocurría en las dos anteriores.

Siguiendo un razonamiento análogo a los anteriores, podemos estudiar los niveles de resistencia residual viendo que en la zona de comportamiento elástico tenemos una resistencia de 55 Kg/mm² aproximadamente, mientras que en la zona de daño dramático la resistencia residual es del orden de 18 Kg/mm², que aproximadamente tiene un valor de 1/3 de la resistencia inicial.

Por otro lado, vemos que hay dos láminas con fibras a 0 grados, cuatro láminas a 45 grados y dos láminas a 90 grados. Las de 90 grados podemos suponer que no resisten a tracción como se ha dicho en el caso anterior. Por su parte las de 45 grados se comportan ante la tracción de forma intermedia a las fibras a 0 grados y a las fibras a 90 grados, pero mas cerca del comportamiento de las de 90 grados que de las de 0 grados ya que nos estamos saliendo de la dirección de tracción lo que hace que disminuya notablemente su resistencia. Así, podemos ver que las cuatro láminas con fibras a 45 grados se comportan como una lámina a 0 grados, lo que explica que la resistencia residual en la zona de daño dramático sea un tercio de la de comportamiento elástico.



RESULTADOS DE LA SECUENCIA DE APILADO [45/0/-45/90]_s.

Fig. 8.- Resistencia residual y área delaminada para distintas energías de impacto para probetas [45/0/-45/90]_s.

Para ver que las cuatro láminas a 45 grados se comportan como una a 0 grados se estudia la ley de comportamiento del laminado [4] observando que las tensiones y deformaciones están relacionadas entre sí en función de las constantes del material y del ángulo φ que forman la dirección de las fibras con la dirección

de tracción mediante: $\cos^4\phi$, $\sin^4\phi$ o $\cos^2\phi * \sin^2\phi$. Por tanto, al ser $\phi = 45^\circ$, las fibras a 45 grados se comportan más o menos como 1/4 de una fibra a 0 grados. Por tanto, tener cuatro láminas a 45 grados y dos a 0 grados es prácticamente equivalente a tener tres láminas a 0 grados y que cada una de ellas resista 1/3 de la resistencia total del laminado sin dañar.

5. CONCLUSIONES POST-IMPACTO.

Resulta instructivo la comparación conjunta en una misma escala de los resultados obtenidos para las tres secuencias de apilado, Figura 9.

En las tres secuencias de apilado estudiadas, la evolución de la resistencia residual con la energía de impacto es cualitativamente similar.

Existe un umbral de energía que separa el comportamiento elástico de la zona que experimenta una ruina cuasi total de la probeta.

El diferente valor de este umbral, la nitidez del mismo y el valor de la resistencia residual están condicionados por la secuencia de apilado y fundamentalmente por el número de láminas con las fibras dispuestas a cero grados. Así, la resistencia de la probeta $[0]_8$ es prácticamente el doble que de la probeta $[0/90]_{2s}$ y de un orden equivalente la relación entre sus umbrales.

También es importante la posición de estas láminas a cero grados en el laminado. Así, el menor valor de la resistencia correspondiente a la probeta $[45/0/-45/90]_s$ en relación a la probeta $[0/90]_{2s}$ está condicionado por la mala situación de las láminas con las fibras a 0 grados en la probeta cuasi-isótropa ante la flexión originada por el impacto.

Al comparar las áreas delaminadas para las tres secuencias de apilado se observa que conforme menor es el número de láminas con fibras a cero grados, dirección mayor de la probeta y dirección de tracción, más homogéneos son los resultados para las distintas energías de impacto ensayadas. Esto puede ser debido a que al producirse el impacto las láminas a cero grados se flexionan todas por igual no influyendo mucho en la delaminación. Sin embargo, cuando hay láminas con fibras orientadas en otras direcciones al producirse el impacto estas láminas no se flexionan por igual generando elevadas tensiones tangenciales en la interfase que dan lugar a delaminaciones en distintos planos. Así, la cuasi-isótropa, para todos los impactos realizados, muestra una mayor homogeneidad en los resultados que la $[0/90]_{2s}$ y esta a su vez mayor homogeneidad que la de $[0]_8$.

Respecto a la dispersión de resistencia residual, parece que la probeta $[0]_8$ no se comporta como un verdadero material compuesto, formado por varias capas de

materiales homogéneos, con diferentes propiedades y orientación de fibras, sino más bien como un material heterogéneo. Si hubiésemos ensayado probetas $[90]_8$ o $[+45]_8$ encontraríamos casi con toda seguridad dispersiones equivalentes a los niveles encontrados en la probeta $[0]_8$.

La explicación la podríamos encontrar en que existe una superposición de efectos:

- por un lado, el laminado está formado por láminas ortótropas homogéneas orientadas de forma diferente.

- por otro lado, las láminas no son homogéneas.

En la probeta $[0]_8$ se da fundamentalmente el segundo efecto ya que realmente no es un laminado mientras que, por ejemplo, en la cuasi-isótropa el primer efecto tiene mayor ponderación que el segundo, convirtiéndose este primero en el mecanismo dominante por lo que la dispersión de resultados es mucho menor. Ver Figura 9.

Se puede concluir que la dispersión no es consecuencia de que todas las láminas tengan sus fibras a cero grados sino de que todas las láminas tengan las fibras orientadas en una sola dirección, independientemente de que ésta sea la dirección de tracción o no.

El papel que juega la delaminación en las tres secuencias de apilado estudiadas es diferente aunque en los tres casos se observe una correlación más o menos pronunciada entre las evoluciones de la resistencia residual y el área delaminada con la energía de impacto, como se muestra en la Figura 5.

En la probeta $[0]_8$ la delaminación no juega ningún papel en la resistencia a tracción residual en el sentido de que a tracción es indiferente que las láminas estén o no adheridas.

En la probeta $[0/90]_{2s}$ la delaminación tiene alguna influencia aunque pequeña puesto que la resistencia está fundamentalmente condicionada por la de las cuatro láminas con las fibras a cero grados.

En la probeta con secuencia $[45/0/-45/90]_s$ la delaminación sí tiene una gran importancia, esto se aprecia en la casi coincidente relación entre caída de resistencia y aumento de área delaminada, situación que no se da en los otros dos casos donde la caída de resistencia es consecuencia de la rotura de fibras en las láminas, lo que progresivamente fue generando delaminaciones al variar la flexibilidad de cada una de las láminas del laminado.

En cualquier caso dada la relación entre la longitud de la probeta y su espesor la delaminación no es el mecanismo de fallo generado por la carga de impacto. La flexión es el mecanismo de fallo que provoca

rotura de fibras en las láminas más traccionadas y posteriores delaminaciones.

Al comparar las áreas delaminadas en la zona de daño dramático para las tres secuencias de apilado, Figura 5, se observa que las áreas delaminadas para la probeta $[0/90]_{2s}$ son muy superiores a las encontradas en las otras dos secuencias de apilado. Las áreas delaminadas que aparecen en las gráficas son la suma de las producidas por la diferencia de flexibilidad de las láminas adyacentes y las producidas por la rotura de fibras tras el impacto. Así, en el laminado $[0/90]_{2s}$ se tienen las láminas contiguas con las fibras en

direcciones perpendiculares entre sí con lo que en la dirección longitudinal de la viga, la lámina a 0 grados es mucho más rígida que la lámina a 90 grados, esta diferencia de flexibilidad hace que aparezcan grandes tensiones tangenciales que pueden generar la suficiente energía como para provocar delaminaciones. En el resto de secuencias de apilado, en las que no existe ese cambio tan dramático de orientación de fibras en láminas contiguas, este efecto de las tensiones tangenciales es menor generándose áreas delaminadas menores.

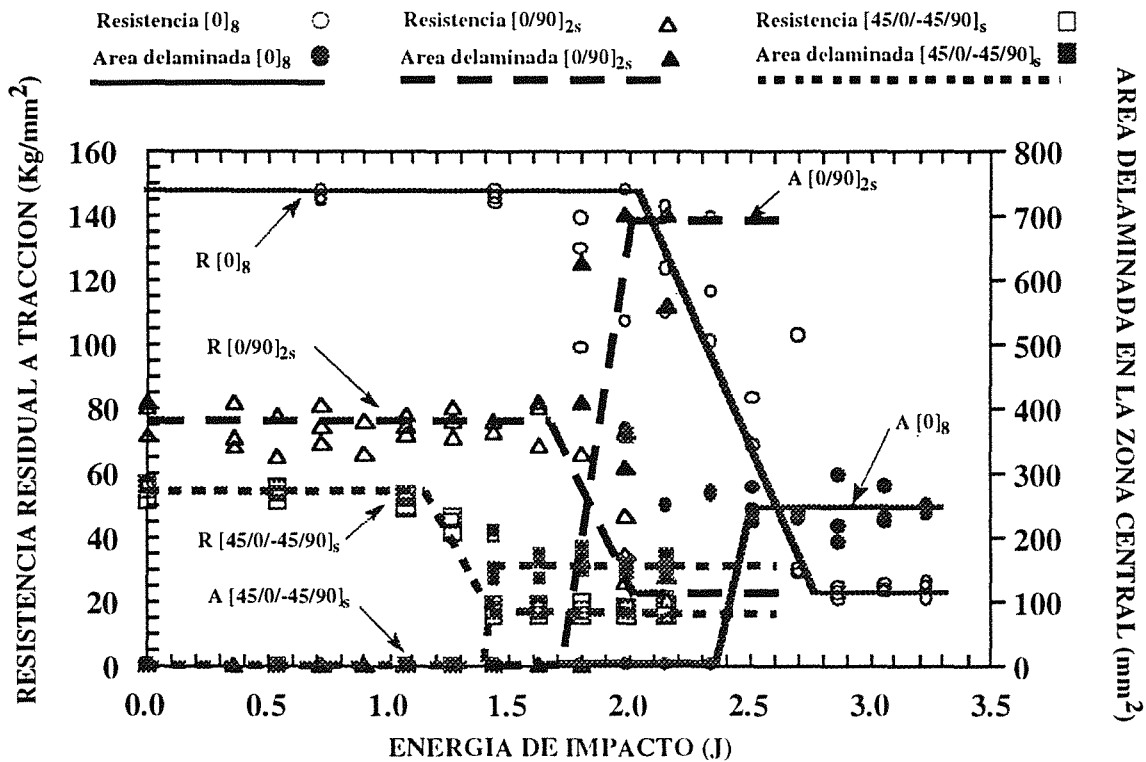


Fig.9. Comparación de las tres secuencias de apilado bajo la misma escala.

6. REFERENCIAS.

[1] Krautkrämer J., Krautkrämer H.: "Ultrasonic testing of materials". 4th revised. Ed. Springer-Verlang.
 [2] ASTM D 3039. Standard Test Method for Tensile Properties of Fiber-Resin Composites.
 [3] Dorey G., "Damage tolerance and damage assessment in advanced composites", Materials and structures departament, R. A. F. Hampshire, UK.
 [4] Paris F., Cañas J.: "Introducción al análisis y diseño con materiales compuestos", E.S.I.Industriales, Sevilla.
 [5] Agarwall B. D., Broutman L. J., "Analysis and performance of fiber composites". John Wiley & Sons (1.980).

INFLUENCIA DE LOS DEFECTOS DE PRODUCCION EN LA TENACIDAD A FRACTURA INTERLAMINAR DE MATERIALES COMPUESTOS CARBONO/EPOXI.

F. López[†], J.C. Suárez[‡], A. Güemes^{†‡}.

[†] Escuela Politécnica Superior del Ejército, Joaquín Costa 6, 28002 Madrid.

[‡] ETS de Ingenieros Navales, Universidad Politécnica de Madrid, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

^{†‡} ETS de Ingenieros Aeronáuticos, Universidad Politécnica de Madrid, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

Resumen. La fabricación de materiales compuestos de matriz polimérica va inherentemente unida a la presencia de defectos. Uno de los más frecuentemente encontrados es la porosidad distribuida. Es interesante conocer, en todo caso, la pérdida de propiedades mecánicas en función del nivel de porosidad de la pieza. No obstante, no todas las propiedades mecánicas se ven afectadas de la misma manera. En el presente trabajo se ha buscado la posible relación entre el contenido en poros y el valor crítico de la energía necesaria para la propagación de la fisura en modo II, G_{IIc} , para un material compuesto carbono/epoxi. El contenido en poros delante del vértice de grieta se ha estimado en base a la atenuación ultrasónica por transmisión. Se ha observado una acusada dispersión de resultados, junto con una falta de variabilidad de G_{IIc} (en valores medios) con el valor del contenido en poros, lo que parece sugerir lo inadecuado de este ensayo para estimar el efecto perjudicial de la porosidad sobre las prestaciones del material.

Abstract. The presence of defects is inherently linked with the manufacturing of composite materials with a polymeric matrix. One of the most frequently found is the distributed porosity. Anyhow, it should be interesting to know the decrease of mechanical properties of the part as the porosity level increase. Nevertheless, different mechanical properties are affected in very different extent. In the present paper, a possible relationship between voids content and the critical value of the energy release rate for crack propagation in mode II, G_{IIc} , has been searched, for a carbon/epoxy composite material. Void content in front of crack tip has been estimated from ultrasonic through-transmission attenuation measurements. Results show a marked scattering, and a negligible variation of G_{IIc} (average values) with void content. All that seems to point out that is not a proper test for the assessment of the detrimental effect of porosity over material performances.

1. INTRODUCCION

Aun realizando un exhaustivo control de las variables que intervienen en los procesos de producción de materiales compuestos, es inevitable la presencia de defectos. La presencia de huecos o porosidad distribuida en todo el espesor es una constante de los materiales compuestos de matriz polimérica. Los motivos hay que buscarlos en la propia naturaleza de estos materiales y en los procesos de fabricación habituales y económicamente viables. La influencia que tales defectos pueden tener sobre las propiedades mecánicas de los laminados ha sido de indudable interés desde hace tiempo, sobre todo desde su introducción como material en estructuras primarias aeronáuticas. Puesto que es inevitable su presencia, es preciso conocer cómo varían las propiedades mecánicas de cada material concreto en función del contenido en huecos que presente. Existen en la bibliografía un buen número de trabajos interesantes y algunas revisiones amplias del tema [1,2]. Se han producido, sin embargo, algunas incertidumbres

de tipo experimental debido a la dificultad para determinar con precisión el contenido en huecos.

En este trabajo se ha tomado como equivalencia del contenido en huecos la atenuación producida en el material cuando se inspecciona con técnicas ultrasónicas [3].

Entre las propiedades mecánicas que se ven más seriamente afectadas están la cortadura interlaminar (ILSS) y la compresión, tanto en lo referente a módulo como a carga última. Por el contrario, la resistencia a tracción no cabe esperar que se vea seriamente afectada, ya que apenas hay pérdida de sección resistente.

Un método sugerente de estudiar el efecto que introduce la presencia de defectos en las propiedades mecánicas de estructuras fabricadas con materiales compuestos es la aplicación de los conceptos de Mecánica de la Fractura. Sin embargo, hay que decir que el número de referencias bibliográficas acerca de la evaluación de defectos de fabricación mediante ensayos de propagación de grietas es sensiblemente inferior a las disponibles para ensayos estáticos.

Inicialmente se prestó mayor atención al modo I como medio para caracterizar la resistencia de los materiales compuestos al crecimiento de grietas. Posteriormente se desarrollaron métodos de ensayo para la determinación del comportamiento de estos materiales frente al modo II. Resultaron ser particularmente interesantes; en primer lugar, porque se encontró una relación entre la energía crítica correspondiente a este modo y la resistencia a compresión después de un impacto [4]; en segundo lugar, porque parecía el modo más adecuado de evaluar algunos defectos característicos, como las llamadas porosidades en capa, en las cuales se agrupa toda la porosidad en una sola capa.

En este trabajo se relaciona la energía crítica de rotura en modo II, G_{IIc} , obtenida mediante ensayos con probetas ENF (End-Notch-Flexure), con la medida de atenuación por transmisión frente al extremo de la fisura, relacionada a su vez con el grado de porosidad en esa zona de la probeta [3].

La reducción de resultados se ha realizado a partir de la teoría de vigas simple y de la teoría de vigas corregida HOBt (Higher-order beam theory), desestimándose el método de calibración de la flexibilidad por el error añadido que suponía [5].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material

El material objeto de estudio es el AS4/8552 de HERCULES [6]. Se trata de cinta preimpregnada, con una matriz de resina epoxi modificada y reforzada con fibras de carbono unidireccionales. Las fibras son Hercules AS4 continuas, de alto módulo y alta deformación, con un tratamiento superficial para incrementar la resistencia a cortadura y a tracción en la dirección perpendicular a la orientación de las fibras. La resina Hercules 8552 es un sistema de bajo flujo, indicada para trabajar a temperaturas de hasta 120°C. Presenta unas notables propiedades frente al impacto y la tolerancia al daño. Se ha utilizado material de calidad ATL (Automatic Tape Laying), adecuado por tanto, para su encintado automático.

2.2 Laminados

Mediante encintado automático se fabricaron laminados planos, con secuencias en la orientación de las fibras [45/-45/0/90/0/-45/45/0/90/45/-45], de dimensiones 270 x 180 x 4 mm. Los laminados se curaron en prensa de platos calientes, elevándose la temperatura a una velocidad de 3°C/minuto hasta alcanzar 180°C, temperatura a la que se mantuvo durante tres horas. Después se dejó enfriar al aire hasta temperatura

ambiente. Variando la presión de curado en los distintos paneles fabricados, se obtuvieron laminados con distintos grados de porosidad, tal como mostró más tarde en la inspección ultrasónica. La necesidad de crear una pregrieta en las probetas que posteriormente se obtuvieron a partir de estos laminados, se resolvió introduciendo antes de curar un film de teflón en los extremos, entre los dos sublaminados simétricos.

2.3 Obtención de registros por C-Scan

De todos los laminados, una vez curados, se obtuvieron registros de C-Scan en cubeta de inmersión. El objeto de esta inspección era comprobar su estado en cuanto a homogeneidad, distribución de zonas con distintos contenidos en huecos, posible presencia de otro tipo de defectos además de la porosidad buscada. etc.

La figura 1 muestra un registro característico, muy homogéneo en este caso, de un laminado que posteriormente fue inspeccionado por A-Scan, empleándose el valor de atenuación obtenido en las zonas sanas como referencia en las medidas que se realizaron.

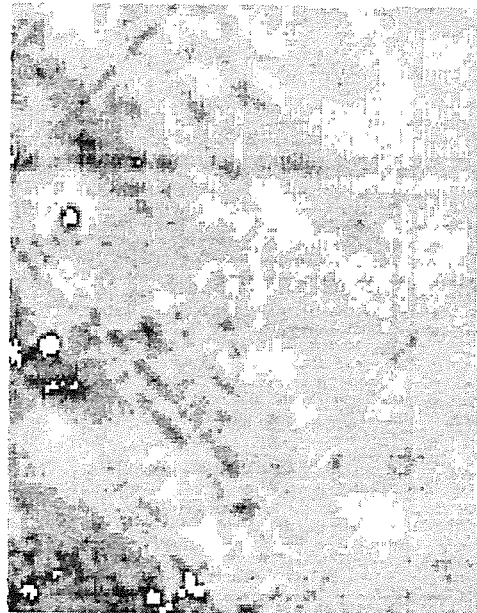


Fig.1. Registro C-scan de un laminado.

2.4 Probetas

Mediante disco de diamante se cortaron probetas con unas dimensiones de 120 x 20 x 4 mm. quedando la pregrieta de teflón en uno de sus extremos. Los laterales se pintaron de blanco para poder distinguir con nitidez el avance de la grieta. A partir de la pregrieta, con una cuchilla y una lupa metalográfica, se hizo crecer una

grieta hasta alcanzar una longitud aproximada de 40 mm. desde el extremo de la probeta.

2.5 Ensayos realizados

Se han inspeccionado por A-Scan las zonas de cada probeta próximas al extremo de la grieta, tomando como referencia la atenuación producida por la zona más sana de un laminado muy homogéneo, del que se habló con anterioridad.

Las probetas se sometieron a ensayo en una máquina universal equipada con una célula de carga de 10 KN (figura 2). Se realizaron ensayos de flexión en tres puntos, con control de desplazamiento y usando una velocidad de desplazamiento de mordazas de 2 mm/min.

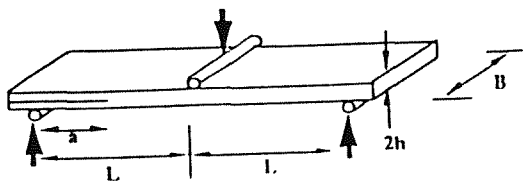


Fig.2. Probeta ENF para ensayo en modo II.

3. RESULTADOS

A partir de las cargas de rotura y de las flechas correspondientes, medidas en la máquina universal de ensayos se han calculado las energías críticas de rotura en modo II, empleándose las siguientes expresiones:

para la teoría de vigas simple,

$$G_{IIc} = \frac{9a^2 P_c \delta_c}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (1)$$

donde a = longitud de la grieta

P_c = carga de rotura

δ_c = flecha de rotura

B = anchura de la probeta (20mm)

L = semidistancia entre apoyos (40mm)

para la teoría de vigas corregida, donde se tienen en cuenta efectos de cortadura, se ha empleado la expresión propuesta por Whitney [7],

$$G_{IIc} = \frac{9P_c^2 \bar{a}^2}{16E_{fx} B^2 h} \left[1 + \frac{1}{75\lambda^2 \bar{a}^2} (131 + 150\bar{a}) \right] \quad (2)$$

con

$$\lambda = 4 \sqrt{\frac{14}{5} \frac{G_{xz}}{E_{fx}}} \quad (3)$$

$$\bar{a} = \frac{a}{h} \quad (4)$$

donde:

h = semiespesor de la probeta (2 mm)

E_{fx} = Módulo de Young a flexión en la dirección más larga de la probeta ($5,6 \cdot 10^{10}$ Pa)

G_{xz} = Módulo de cortadura a flexión ($2,2 \cdot 10^{10}$ Pa)

Los valores de E_{fx} y G_{xz} fueron calculados a partir de las propiedades de una lámina usando la teoría del laminado. Los valores obtenidos de G_{IIc} con ambas expresiones se han representado frente a la atenuación ultrasónica por transmisión obtenida para cada probeta (figuras 3 y 4).

Dada la dispersión de resultados que se observa, se representaron los valores medios de G_{IIc} para una misma atenuación frente a los valores de la atenuación. Asimismo, se han representado las rectas de regresión de mínimos cuadrados (figuras 5 y 6).

4. DISCUSION

De los resultados obtenidos parece deducirse que la energía crítica de rotura en modo II, G_{IIc} , no depende del nivel de porosidad en la zona inmediatamente

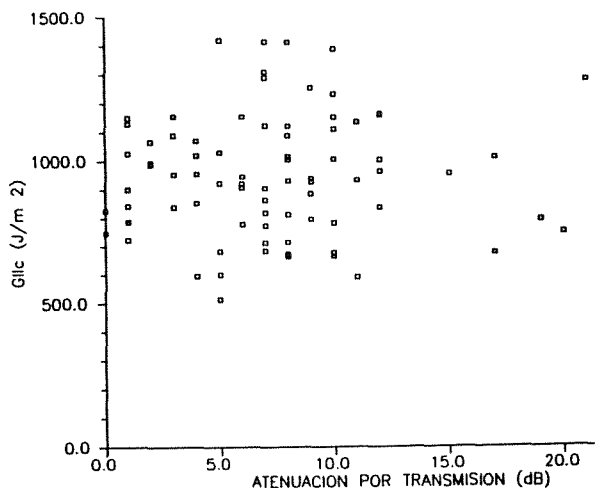


Fig.3. G_{IIc} frente a la atenuación ultrasónica. Teoría de vigas simple.

próxima al vértice de grieta, puesta de manifiesto con la inspección por atenuación ultrasónica, en los intervalos de medida de este trabajo.

En trabajos anteriores de los mismos autores [3], se ha mostrado que el ensayo de compresión, concretamente en lo referente a carga última, es suficientemente sensible a la presencia de huecos en el material. Aunque los mecanismos de fallo a compresión son complejos, (implicando las propiedades relativas de la matriz, las fibras y la intercara) se piensa que típicamente se produce un micropandeo de las fibras en las proximidades de los poros que se sitúan en la intercara

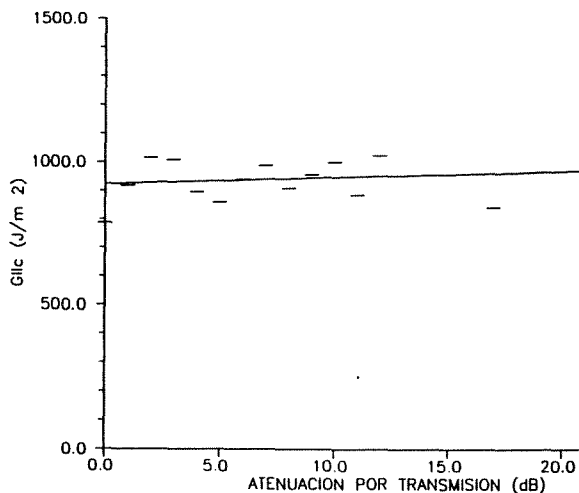


Fig.5. Regresión lineal de los valores medios. Teoría de vigas simple.

fibra-matriz. En cualquier caso, el lugar donde se localiza el fallo está dentro de la zona de medida de la probeta, caracterizada por un cierto valor de porosidad (estimada mediante atenuación ultrasónica y convertida a porcentaje de poros mediante una curva de calibración). Se tiene, pues, que en el ensayo de compresión se está solicitando a un cierto volumen de material, que tiene un cierto contenido en volumen de poros. Esto explica que el ensayo sea sensible al contenido global de poros, independientemente de su distribución en el volumen del laminado. Como referencia, se puede indicar que se pierde aproximadamente un 10% de resistencia a la compresión

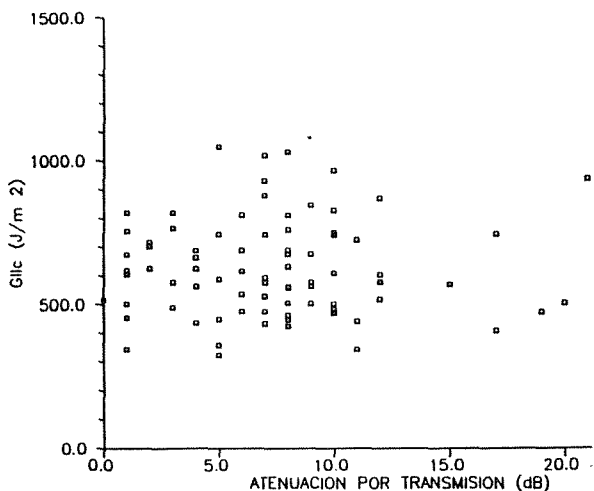


Fig.4. G_{IIc} frente a la atenuación ultrasónica. Teoría de vigas corregida.

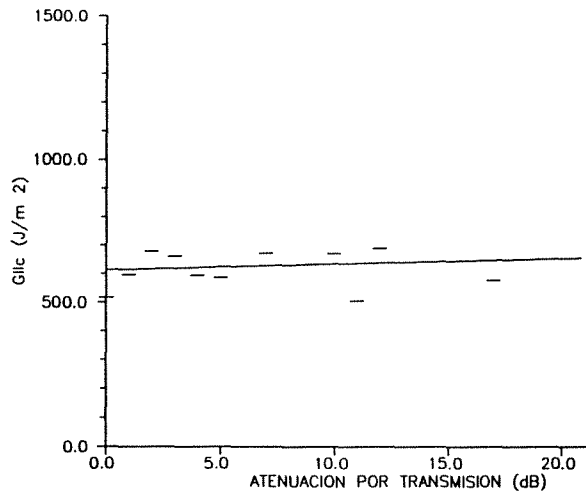


Fig.6. Regresión lineal de los valores medios. Teoría de vigas corregida.

por cada 1% de contenido en huecos del laminado, hasta alcanzar un nivel del 5% de porosidad. Para contenidos mayores las pérdidas se estabilizan y no caen por debajo de un 50% de la resistencia a la compresión del material sano.

Sin embargo, cuando se trata de obtener una correlación semejante con la G_{IIC} se observa una acusada dispersión de los resultados experimentales, tal como se aprecia en las figuras 3 y 4. Este hecho no cabe ser atribuido a algún problema en el dispositivo experimental; otros autores [5] informan de similares efectos, especialmente marcados cuando la grieta corre entre dos capas a $\pm 45^\circ$. Además, es notoria la dificultad para encontrar citas bibliográficas de autores que hayan usado este procedimiento de ensayo para estimar las pérdidas de propiedades mecánicas con la porosidad, cuando son abundantes las referencias a otro tipo de ensayos. Esto nos hace pensar que, aunque los autores no lo citen expresamente, han debido encontrar dificultades experimentales de algún tipo.

No obstante, cuando se toman valores medios de los datos experimentales (para cada nivel de atenuación), se aprecia que estos se alinean estrechamente. Una regresión lineal muestra una recta prácticamente paralela al eje de ordenadas (figuras 5 y 6). Esto nos indica, de nuevo, que la dispersión no es atribuible a alguna desviación experimental, sino que tiene que subyacer un motivo físicamente consistente con esta disposición de valores medios. Pensamos que la aleatoriedad de la posición de la grieta con respecto a la distribución de porosidad puede ser el origen de la dispersión de resultados.

La pregrieta inducida con el film de teflón es propagada manualmente hasta que alcanza una longitud adecuada para el ensayo. La posición exacta del fondo de la fisura es en cierta manera aleatoria. El vértice de la grieta puede situarse en una zona donde la matriz esté libre de toda porosidad o, por el contrario, con un elevado contenido en poros. Utilizamos la atenuación ultrasónica para estimar el contenido en huecos porque es un procedimiento no destructivo; ya que la probeta ha de ser posteriormente ensayada. Sin embargo, la atenuación por transmisión no nos dice nada acerca de la distribución de la porosidad en el volumen del laminado. Para un mismo valor de la atenuación, la porosidad puede estar homogéneamente distribuida o, en un caso extremo pero no infrecuente, acumularse en una sola capa. Es por ello imposible saber a ciencia cierta que tipo de microestructura está muestreando el fondo de la grieta: desde una zona de matriz sin huecos en una probeta con alto contenido global en poros, hasta una zona localmente muy porosa en una probeta con poca porosidad en el resto del volumen.

Los resultados individuales varían mucho dependiendo

de la posición exacta del vértice de grieta, pero también es cierto que para un número suficientemente elevado de ensayos (en el presente trabajo se han realizado un total de 82) los valores medios han de mostrar una tendencia de variación suave (o ninguna variación) al pasar de un nivel de atenuación a otro próximo. Y esto es precisamente lo que se observa en las figuras 5 y 6, confirmándose así la coherencia de los resultados.

Concretamente, la tendencia señalada por los valores medios indica que el valor de G_{IIC} no varía con el contenido en huecos del laminado, al menos dentro del intervalo de variación de las medidas considerado en este trabajo. Esta insensibilidad del ensayo también ha sido comunicada por otros autores [8], aunque en este caso con respecto a otras características microestructurales como el contenido en humedad del laminado. Parece pues que, en nuestro caso, el ensayo mide una propiedad intrínseca de la matriz que no se ve afectada sensiblemente por el contenido porcentual en huecos en el volumen del laminado.

Pero ni siquiera se puede hablar de una propiedad intrínseca de la matriz, ya que el valor exacto depende de factores ajenos a la propia matriz, tales como la orientación de las capas entre las que se propaga la grieta. Las razones hay que buscarlas en algunos fenómenos que suponen distraer una parte de la energía disponible para la propagación de grieta. Dicha energía se gasta, por ejemplo, en saltar del plano de propagación de la grieta a otro situado entre dos láminas distintas. Así, es frecuente tener que referir el valor de G_{IIC} a la secuencia de laminación empleada en cada caso [9], y limitarse a utilizar en los ensayos la secuencia que proporcione resultados más conservativos.

5. CONCLUSIONES

- 1.- De los ensayos realizados, y dentro del intervalo de variación de los parámetros experimentales considerados en este trabajo, no se aprecia una correlación entre el valor crítico de la energía necesaria para propagar la grieta en modo II con el contenido en huecos de las probetas.
- 2.- Se aprecia una notable dispersión de las medidas, que es atribuida a la aleatoriedad de la posición del vértice de grieta respecto a la distribución de la porosidad en todo el volumen del laminado. Los resultados individuales son muy dependientes de la microestructura concreta que esté muestreando localmente el frente de grieta.
- 3.- De los resultados del presente trabajo, junto con datos ya conocidos por referencias de otros autores, tal como los fenómenos de cambio de plano de propagación de la grieta y la dependencia de los resultados de la

secuencia de laminación concreta, se puede concluir que el ensayo de propagación de grietas en modo II no es adecuado para evaluar las pérdidas de propiedades mecánicas debidas al contenido en huecos de un laminado.

6. REFERENCIAS

- [1] Judd N.C.W. y Wright W.W., "Voids and their effects on the mechanical properties of composites - an appraisal", SAMPE Journal, January/February, pp. 10-15, (1978).
- [2] Yoshida H., Ogasa T. y Hayashi R., "Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CFRP", Composite Science and Technology, 25, pp. 3-18, (1986).
- [3] Suárez J.C., Molleda F. y Güemes A., "Void content in carbon fibre/epoxy resin composites and its effects on compressive properties". Proceedings of the ICCM-9. Volume VI, pp. 589-596, Madrid, (1993).
- [4] El-Senussi A.K. y Webber J.P.H., "Critical strain energy release rate during delamination of carbon fiber reinforced plastic laminates", Composites, 20/3.
- [5] Pintado J.M., Comunicación privada, (1994).
- [6] "Hercules Carbon Prepreg Tape AS4/8552". Product Data, number 873. Hercules. (1989).
- [7] Whitney J. y Pinnell M., Proceedings of the 4th. European Conference on Composite Materials, ECCM-4, pp. 865, Stuttgart, (1990).
- [8] Selzer R. y Friedrich K., "Effects of water up-take on interlaminar fracture properties of various carbon fiber/epoxy composites". Proceedings of the ICCM-9. Volume V, pp. 875-881, Madrid, (1993).
- [9] Ramkumar R.L. y Whitcomb J.D., "Characterization of mode I and mixed-mode delamination growth in T300/5208 graphite/epoxy", Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876, Johnson W.S. Ed., pp. 315-335, Filadelfia, (1985).

MECANISMOS DE ROTURA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS CERÁMICAS.

P. Poza y J. LLorca.

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos. Ciudad Universitaria, E - 28040 - Madrid.

RESUMEN. En esta comunicación se presenta un estudio de los mecanismos de rotura bajo carga monótona y cíclica en tres materiales: la aleación Al 2618 reforzada al 15% en volumen con partículas de SiC, y las aleaciones Al 2014 y Al 6061 reforzadas al 15% en volumen con partículas de Al₂O₃.

Los estudios de metalografía cuantitativa, empleando Microscopía Óptica y Electrónica de Barrido, muestran que el mecanismo de rotura dominante fue la fractura frágil de las partículas cerámicas. En particular, las partículas de mayor tamaño y más alargadas presentan una mayor probabilidad de fractura. Así mismo, las zonas de alta concentración de refuerzo suelen ser lugares donde se produce la rotura de las partículas. Las conclusiones del trabajo indican que el refuerzo óptimo, desde el punto de vista de la ductilidad en tracción y fatiga, está constituido por partículas redondeadas de unas 5 µm de diámetro y homogéneamente distribuidas en la matriz.

ABSTRACT. In this paper, a study of the fracture mechanisms under monotonic and cyclic loads is presented. The materials used in this investigation were a 2618 Al alloy reinforced with 15 vol. % SiC particulates, and two Al other alloys (2014 and 6061) reinforced with 15 vol. % of Al₂O₃ particulates.

Quantitative metallography, using Optical and Scanning Electron Microscopy, indicated that the dominant failure mechanism was the fracture of the reinforcement during deformation. The probability of particulate fracture increased with reinforcement size, and elongated particulates were more prone to fail than small, equiaxed ones. Clusters of particulates were usually places where failure begins. Thus, the optimum reinforcements from the point of view of ductility are rounded particulates, of about 5 µm in diameter and homogeneously distributed in the matrix.

1. INTRODUCCIÓN

Durante los últimos años la investigación sobre Materiales Compuestos de Matriz Metálica (MCMM) se ha centrado en aquellos reforzados de forma discontinua, concretamente con partículas cerámicas. Estos materiales presentan importantes ventajas frente a las correspondientes aleaciones sin reforzar, como el aumento en el módulo de Young y en el límite elástico. A causa de estas buenas propiedades mecánicas se han convertido en candidatos potenciales como materiales estructurales en la industria del automóvil y la aeronáutica. Sin embargo, los principales inconvenientes que presentan son su reducida ductilidad y tenacidad de fractura; mejorar estas propiedades ha sido un objetivo prioritario y ha motivado el estudio de los mecanismos de rotura dominantes en estos materiales. En los MCMM el proceso de fractura puede originarse bien por rotura dúctil de la matriz, bien por fractura frágil del refuerzo cerámico, o bien por decohesión de la intercara matriz-refuerzo.

Estudios previos [1-4] realizados sobre Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio (MCMAI) reforzados con partículas cerámicas han señalado que la

fractura frágil del refuerzo cerámico es el mecanismo de rotura dominante. El objetivo principal de esta investigación fue determinar la influencia del tamaño, forma y distribución de las partículas cerámicas en el proceso de rotura bajo carga monótona y cíclica. El trabajo se ha centrado en tres MCMAI en los que los mecanismos de fractura se han estudiado detalladamente mediante técnicas de microscopía cuantitativa.

2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Los materiales analizados, así como los tratamientos térmicos a que fueron sometidos, se detallan a continuación:

El primer material estudiado fue una aleación Al 2618 reforzada al 15 % en volumen con partículas de SiC, suministrada por Cospray (Reino Unido) en forma de barras extruidas con una sección de 24.4 mm x 62.5 mm. Tras la extrusión, las barras fueron tratadas a 530°C durante 1 hora, templadas en agua y deformadas

un 2% para eliminar las tensiones residuales introducidas durante el templado. Finalmente se realizó el proceso de maduración artificial a 190°C durante 10 horas; de este modo el material alcanza la condición T651 que le confiere la máxima resistencia. Las probetas fueron mecanizadas de las barras. Algunas de ellas fueron de nuevo tratadas a 530°C durante 1 hora, templadas en agua y maduradas de forma natural a temperatura ambiente durante 96 horas; por este proceso el material alcanza la condición T4.

Los otros materiales estudiados, las aleaciones Al 2014 y Al 6061 reforzadas al 15% en volumen con partículas de Al₂O₃, fueron suministradas 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 2 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. Al igual que con el material reforzado con SiC, las probetas fueron mecanizadas de las barras y algunas fueron tratadas a la temperatura de solubilización y maduradas de forma natural a temperatura ambiente durante 96 horas, alcanzando la condición T4.

Se mecanizaron dos tipos de probetas para realizar los ensayos de tracción y de deformación cíclica. Los ensayos de tracción se realizaron de acuerdo con la norma ASTM E8M, a una velocidad de deformación media de 10⁻⁴ s⁻¹ para el material reforzado con SiC, y 10⁻³ s⁻¹ para los materiales reforzados con Al₂O₃. En todos los casos se utilizó un extensómetro con una base de medida de 50 mm, para conseguir resolución suficiente al medir el módulo elástico. El comportamiento en fatiga se estudió mediante ensayos de deformación cíclica en tracción-compresión con control de deformación. En todos los casos se utilizó una onda sinusoidal con una frecuencia de 0.2 Hz, la semiamplitud de deformación inicial fue del 0.3% elevándose en incrementos del 0.1% hasta rotura. Se realizaron 20 ciclos de deformación para cada semiamplitud.

La superficie de fractura de las probetas ensayadas bajo carga monótona y cíclica se estudió utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM 6300. Posteriormente las probetas se seccionaron de forma transversal a la superficie de rotura y fueron embutidas en resina para su estudio metalográfico. Las probetas embutidas se devastaron con lijas de SiC de grano decreciente hasta 600 grit, y a continuación se pulieron con pasta de diamante de 9 µm, 3 µm y 1 µm, y finalmente con MgO. Por este mismo proceso también se prepararon muestras de material sin ensayar para analizar su microestructura. Las probetas pulidas se estudiaron utilizando técnicas de Microscopía Óptica y Electrónica de Barrido. Para el análisis de los parámetros geométricos de las partículas de refuerzo se utilizó un sistema de análisis de imagen controlado por

ordenador.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1 Microestructura

Las partículas de SiC que refuerzan la aleación Al 2618 están orientadas en la dirección longitudinal, paralela al eje de extrusión. En la matriz aparecían inclusiones redondeadas con diámetro en torno a las 3 µm, tanto en la condición T651 como en la condición T4, constituidas por Al, Ni y Fe según el microanálisis EDX. Estudios más finos por difracción de rayos X confirmaron que se trata de intermetálicos de estructura monoclinica Al₉NiFe. Estudios de Microscopía Electrónica de Transmisión realizados por Zhang y Cantor [5] mostraron la presencia de precipitados Al₂CuMg en la condición T651.

Las partículas de Al₂O₃ que refuerzan las aleaciones Al 2014 y Al 6061 se encontraban también orientadas en la dirección longitudinal, paralela al eje de extrusión. En la matriz de Al 2014 aparecían, en las condiciones T6 y T4, inclusiones de forma irregular y tamaño medio del orden de 1 µm constituidas por Al, Cu y Mn según el microanálisis EDX. Por otra parte la maduración artificial produjo la aparición de precipitados Al₂Cu.

La matriz de Al 6061 es la que apareció más limpia. Los estudios de Microscopía Electrónica de Transmisión realizados por Mingler y Karnthaler [6] en este material compuesto, indican que existen inclusiones dispersas en la matriz de tamaño muy inferior a 1 µm y forma redondeada, constituidas por Mn y Cr. En la condición T6, según los mismos autores, aparecen precipitados coherentes y semicoherentes de Mg₂Si.

El estado del refuerzo se analizó antes de realizar los ensayos. Algunas de las partículas de Al₂O₃, que reforzaban las aleaciones Al 2014 y Al 6061, se encontraban aisladas y fracturadas por una grieta normal al eje de extrusión. Sin embargo, la mayor parte de las partículas rotas antes de ensayar los materiales se encontraban en zonas con alta densidad de partículas, en las que las partículas estaban machacadas. El material basado en la aleación Al 6061 es el que presentó más daño, siendo el porcentaje de partículas machacadas dentro de agrupaciones del 13%; la figura 1 muestra el aspecto de estas partículas de Al₂O₃ machacadas en el material basado en la aleación Al 6061. El refuerzo de la aleación Al 2618 es el que presentó mejores características; el número de partículas machacadas fue despreciable. Los resultados obtenidos aparecen en la tabla 1, donde vemos el porcentaje de refuerzo roto en las condiciones indicadas.

Las características geométricas del refuerzo aparecen en la tabla 2: área, dimensión mayor (D_{máx}), dimensión menor (D_{mín}) y factor de forma, definido en esta investigación como el cociente entre las dimensiones menor y mayor de la partícula D_{mín}/D_{máx}. Las

partículas de Al_2O_3 que refuerzan las aleaciones Al 2014 y Al 6061 tienen tamaño y forma muy similares. Por el contrario las partículas de SiC son notablemente más pequeñas, con un factor de forma parecido al de las partículas de Al_2O_3 .

Tabla 1: Porcentaje de partículas rotas en los materiales sin ensayar.

Material	Partículas aisladas	Agrupaciones de partículas
Al 2014 + Al_2O_3	5.5%	8.5%
Al 6061 + Al_2O_3	2.7%	13.0%
Al 2618 + SiC	2.0%	—

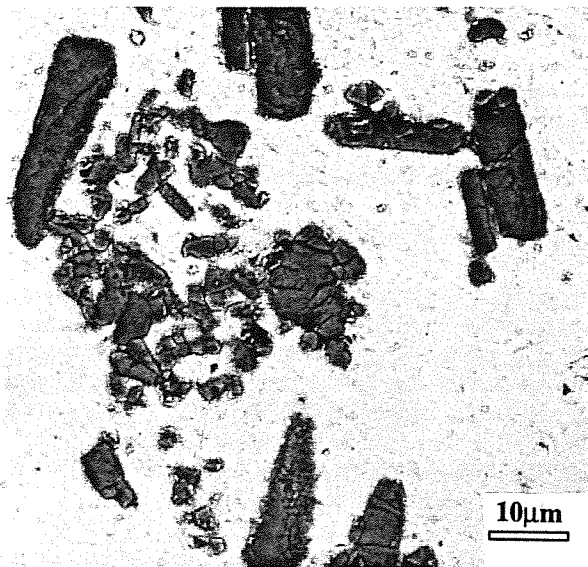


Figura 1: Micrografía electrónica realizada con contraste de electrones retrodispersados de la superficie pulida de la aleación Al 6061 reforzada con Al_2O_3 (T6), antes de ensayar.

3.2 Rotura en tracción

3.2.1 Fractografía

El aspecto de las superficies de fractura es característico del proceso de rotura por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos. En la aleación Al 2618

reforzada con SiC (figura 2a), en las condiciones T651 y T4, aparecen dos poblaciones de huecos; una de ellas formada por cavidades de 10 μm de tamaño nucleadas en torno a partículas de refuerzo rotas durante el ensayo, y una segunda población de huecos, de tamaño inferior, nucleados en torno a las inclusiones de Al_9NiFe . En la aleación Al 2014 reforzada con Al_2O_3 observamos una población de huecos de tamaño superior a 10 μm , nucleados en torno a partículas de Al_2O_3 fracturadas durante el ensayo. Una segunda población de huecos de tamaño intermedio se nucleó en torno a las inclusiones constituidas por Al, Cu y Mn. Finalmente, la aleación Al 6061 reforzada con partículas de Al_2O_3 (figura 2b) también presenta una población mayoritaria de huecos nucleados en torno a las partículas de refuerzo fracturadas. La conexión entre estos huecos principales se produjo a través de microhuecos con bordes afilados, producidos por estricción de la matriz. En el interior de estos huecos aparecen líneas serpenteantes, características de procesos de deformación por cizalla en materiales cristalinos dúctiles, que revela cual ha sido el proceso de coalescencia de huecos. En este material también puede observarse una población de huecos de tamaño inferior a 1 μm , posiblemente nucleados alrededor de las inclusiones constituidas por Mn y Cr.

3.2.2 Rotura del refuerzo

Las secciones transversales a las superficies de fractura presentaron una gran cantidad de partículas rotas en la dirección normal a la dirección de carga, incluso lejos de la superficie de fractura (figura 3a). Cerca de la superficie de fractura (figura 3b) se produjo la nucleación y coalescencia de cavidades en la matriz alrededor de las partículas fracturadas.

La relación entre el porcentaje de partículas rotas y el tamaño de las mismas se representa en la figura 4: la probabilidad de encontrar una partícula rota crece al aumentar su tamaño, de tal modo que para el material reforzado con SiC partículas menores de 5 μm nunca aparecían rotas, y aquellas de tamaño superior a 20 μm siempre aparecían rotas. El porcentaje de partículas rotas en los materiales reforzados con Al_2O_3 nunca alcanzó el 100%. Sin embargo la probabilidad de encontrar una partícula rota de tamaño superior a 20 μm es notablemente mayor que la encontrada en partículas más pequeñas.

Tabla 2: Características geométricas de las partículas de refuerzo.

Material	$A \pm SD$ (μm^2)	$D_{\text{max}} \pm SD$ (μm)	$D_{\text{min}} \pm SD$ (μm)	Factor de Forma $\pm SD$
Al 2014 + Al_2O_3	140	21.3 ± 6.9	8.3 ± 3.4	0.41 ± 0.17
Al 6061 + Al_2O_3	144	19.3 ± 5.7	9.6 ± 3.2	0.51 ± 0.19
Al 2618 + SiC	54.9	10.6 ± 7.2	5.4 ± 3.0	0.56 ± 0.19

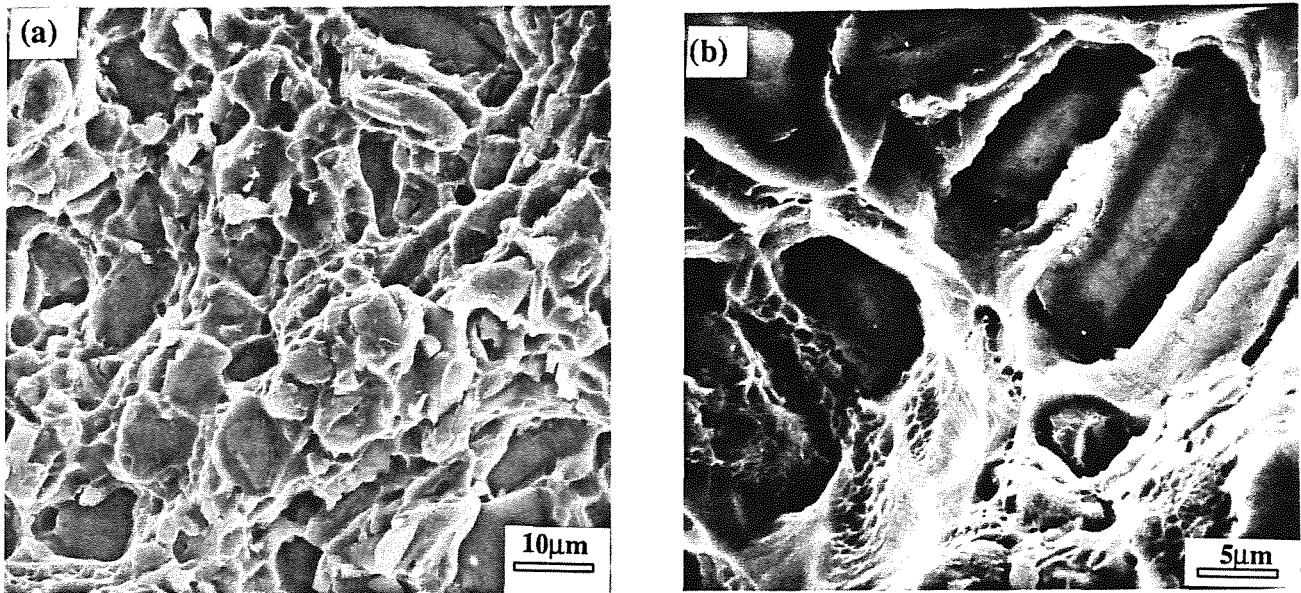


Figura 2: a) Micrografía electrónica realizada con contraste de electrones secundarios, de la superficie de fractura de la aleación Al 2618 reforzada con partículas de SiC (T651). b) Idem, para la aleación Al 6061 reforzada con partículas de Al₂O₃ (T4).

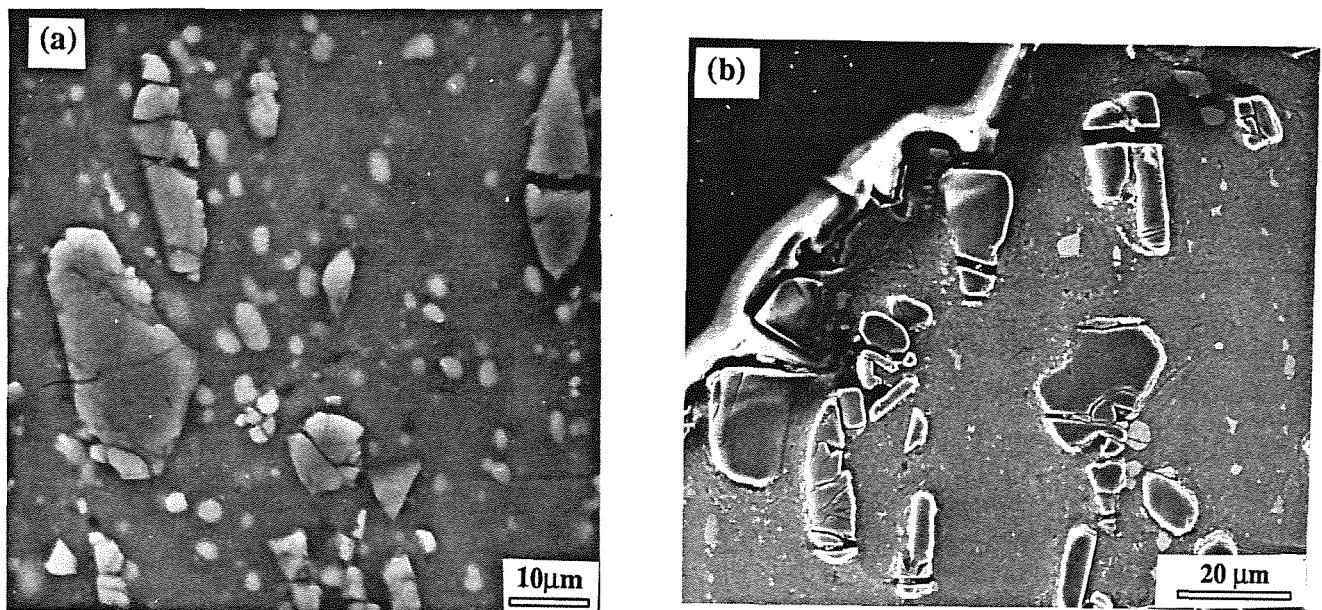


Figura 3: a) Micrografía electrónica realizada con contraste de electrones secundarios de la superficie pulida, normal a la superficie de fractura, de la aleación Al 2618 reforzada con SiC (T651). b) Idem para la aleación Al 6061 reforzada con Al₂O₃. En este caso la imagen fue tomada en la sección donde se produce la rotura, y muestra el mecanismo de nucleación de huecos. En ambas micrografías la dirección de carga es vertical.

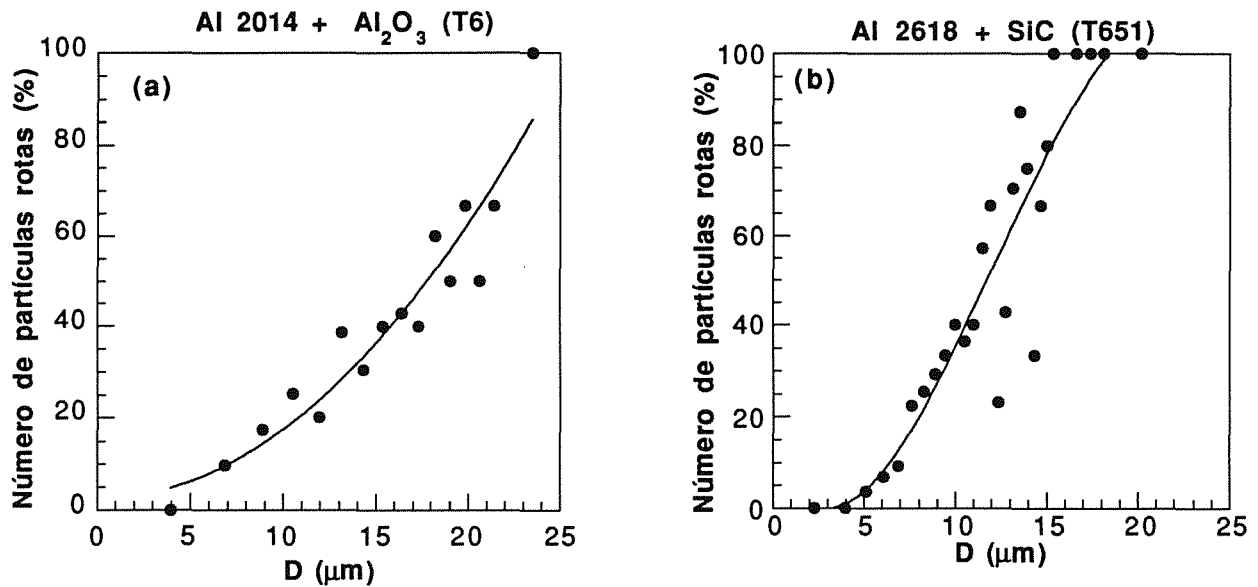


Fig. 4. Influencia del tamaño de las partículas en el proceso de rotura. La figura representa la fracción de partículas rotas en función del tamaño de la partícula, para los materiales basados en las aleaciones: a) Al 2014 (T6) y b) Al 2618 (T4).

Otro factor estudiado fue la influencia de la forma del refuerzo en el proceso de rotura. El porcentaje de partículas rotas frente al factor de forma se encuentra recogido en la figura 5. La probabilidad de encontrar una partícula rota decreció a medida que $D_{\text{mín}}/D_{\text{máx}}$ se

aproximaba a uno. Esto significa que las partículas de forma redondeada son menos susceptibles de romperse que aquellas de forma alargada, orientadas en la dirección de carga.

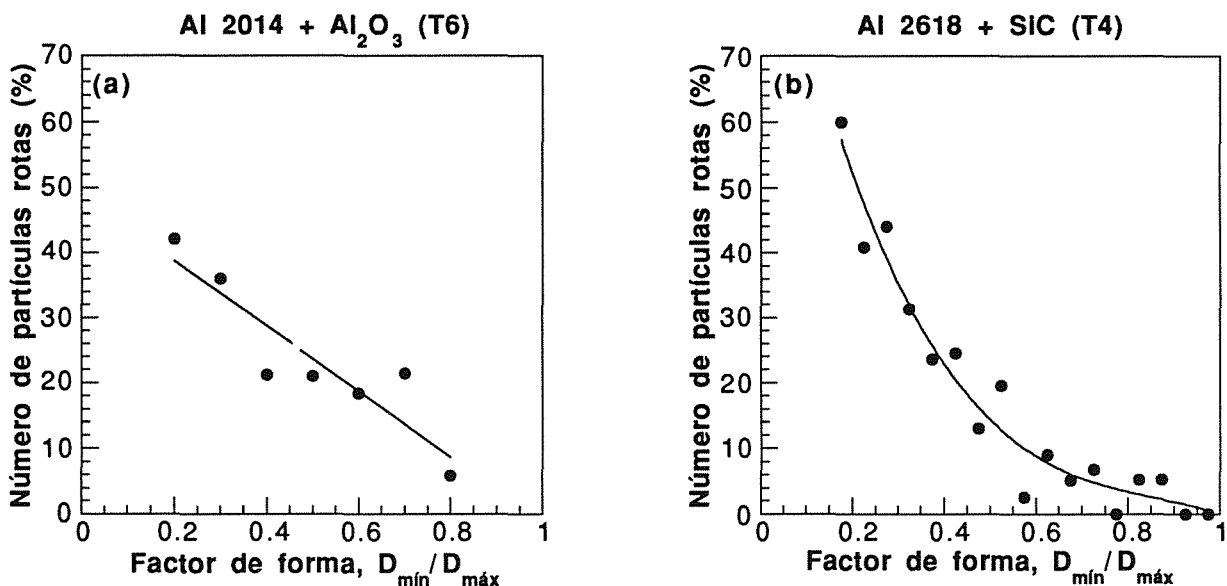


Fig. 5: Influencia de la forma de las partículas en el proceso de rotura. La figura representa el porcentaje de partículas rotas en función del factor de forma de la partícula, para los materiales basados en las aleaciones: a) Al 2014 (T6) y b) Al 2618 (T4).

3.3 Rotura bajo carga cíclica

3.3.1. Fractografía.

El aspecto de las superficies de fractura de las probetas ensayadas bajo carga cíclica no difiere del observado en las probetas ensayadas bajo carga monótona. El mecanismo de rotura en los ensayos de deformación cíclica fue la nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos en la matriz de aluminio alrededor de refuerzos cerámicos fracturados.

3.3.3 Rotura del refuerzo

Las secciones transversales a las superficies de fractura de las probetas ensayadas bajo carga cíclica presentaron un porcentaje elevado de partículas rotas. El aspecto del refuerzo fracturado tras los ensayos de deformación cíclica fue similar al observado en las probetas ensayadas en tracción.

Se realizaron medidas del porcentaje de partículas rotas en función de la distancia a la superficie de fractura, en las probetas ensayadas bajo carga monótona y cíclica. Los resultados, representados en la figura 6, sólo incluyen aquellas partículas rotas de forma aislada por una o varias grietas normales a la dirección de carga. Los refuerzos destrozados dentro de agrupaciones de partículas estaban rotos antes de producirse el ensayo, y no se incluyen en esta gráfica.

Los resultados muestran una concentración del daño en la sección donde se produjo la rotura, si bien este hecho es mucho más acusado al ensayar el material bajo carga cíclica. La fracción de partículas rotas lejos de la superficie de rotura oscila entre un 10% y un 20% en los ensayos de tracción, mientras que en el caso de deformación cíclica este valor queda comprendido entre un 2% y un 12%. El porcentaje de partículas rotas es siempre mayor en los ensayos de tracción, aumentando la diferencia con la distancia a la superficie de fractura.

Fijando nuestra atención en los materiales reforzados con partículas de Al_2O_3 , de características muy similares, observamos que el material basado en la aleación más dúctil, Al 6061 en condición T4, es el que presenta un mayor porcentaje de partículas rotas, distribuidas de modo más homogéneo que en las aleaciones más resistentes, especialmente la aleación Al 2014 en condición T6. El porcentaje de partículas rotas en la sección donde se produce la rotura es ligeramente superior en la aleación más dúctil cuando se incluye en los resultados el porcentaje de partículas rotas antes de realizar los ensayos. Por tanto, a medida que aumenta la ductilidad del material compuesto crece el porcentaje de refuerzo fracturado, y se reduce la concentración del daño en torno a la superficie de fractura.

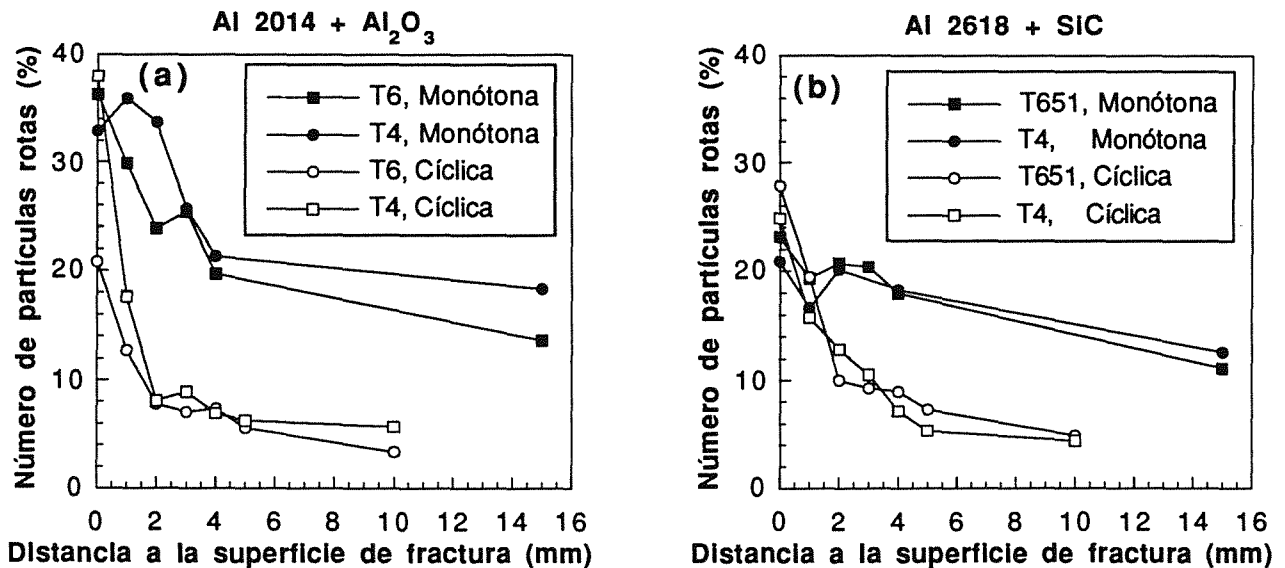


Fig. 6: a) Porcentaje de partículas rotas en función de la distancia a la superficie de fractura para el material basado en la aleación Al 2014, ensayado bajo carga monótona y cíclica. b) Idem para el material basado en la aleación Al 2618.

4. DISCUSIÓN

Según los resultados obtenidos el mecanismo de rotura dominante en estos materiales fue la fractura frágil del refuerzo cerámico, que provoca la nucleación de huecos en torno a las partículas rotas dando lugar a la fractura del material compuesto por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos.

El porcentaje de partículas rotas en función de la deformación plástica ha sido estimado a partir de medidas de la degradación del módulo de Young [2, 3]. Estos resultados mostraron que el proceso de rotura se acelera al aumentar la resistencia del material compuesto y reducir su ductilidad, y están en consonancia con la leve localización de partículas fracturadas en torno a la sección donde se produce la rotura encontrada en los ensayos de tracción. Ambos hechos pueden entenderse considerando que la rotura de los MCMAI se produce en dos etapas. Inicialmente el material transfiere carga de la matriz al refuerzo y aquellas partículas donde aparezca una mayor concentración de tensiones, o en las que existan defectos de mayor tamaño, comenzarán a romperse liberando la carga que han almacenado a la matriz. De este modo se produce un proceso de rotura homogénea del refuerzo en todo el material ensayado. Este proceso se prolongará mientras la matriz sea capaz de absorber la carga liberada por las partículas al romperse, y por tanto será más prolongado cuanto más dúctil sea la matriz y mayor sea su capacidad de endurecimiento por deformación.

La segunda etapa del proceso de fractura da comienzo al saturarse la matriz. La carga liberada por la rotura del refuerzo pasa inmediatamente a la partícula más próxima, produciéndose una reacción en cadena sumamente rápida que finaliza con la rotura del material compuesto.

Matrices muy resistentes y poco dúctiles se saturan rápidamente: la primera etapa se abrevia, las partículas rotas se concentran más rápidamente en una sección del material, y se acelera la rotura del material compuesto. Matrices muy dúctiles se saturarán lentamente y la primera etapa del proceso de rotura será más larga: las partículas rotas se distribuirán homogéneamente, y la rotura se prolongará al retrasarse el comienzo de la segunda etapa caracterizada por una reacción en cadena rápida.

En los materiales ensayados bajo carga cíclica la distribución de partículas rotas es menos homogénea. Si tratamos de explicar este hecho basándonos en el mismo proceso que da lugar a la rotura en los ensayos de tracción, la etapa inicial caracterizada por la rotura homogénea del refuerzo es más breve. Esto significa que la matriz del material compuesto se satura más rápidamente en los ensayos de deformación cíclica.

5. CONCLUSIONES

En esta investigación se estudió el comportamiento bajo carga monótona y cíclica de tres MCMAI reforzados con partículas cerámicas.

El aspecto de las superficies de fractura, observadas al Microscopio Electrónico de Barrido, es característico de rotura por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos. El estudio metalográfico de las secciones transversales a la superficie de fractura mostró que la fractura frágil de las partículas de refuerzo es el mecanismo de rotura dominante en estos materiales.

Análisis cuantitativos de los parámetros geométricos de las partículas de refuerzo, indican que las partículas de mayor tamaño aparecen rotas con mayor frecuencia, y que aquellas alargadas, orientadas en la dirección de carga, tienen mayor probabilidad de romperse al someter el material a sollicitaciones mecánicas.

La evolución del daño durante la deformación está influida por la ductilidad del material compuesto, de tal manera que el proceso de rotura del refuerzo se acelera con la resistencia de la matriz.

Por tanto, si se pretende mejorar la ductilidad de los MCMM deben emplearse partículas de refuerzo de tamaño pequeño (5 μm), redondeadas y dispersas. Por otra parte las aleaciones empleadas como matrices han de tener la mayor ductilidad posible para retardar el proceso de rotura de las partículas cerámicas.

6. REFERENCIAS

- [1] Lloyd D. J., "Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites", *Acta Metall. Mater.*, **39**, 59-71 (1991).
- [2] LLorca J., Martín A., Ruiz J. y Elices M., "Particulate fracture during deformation of a spray formed metal matrix composite", *Metall. Trans.*, **A 24**, 1575-1588 (1993).
- [3] Llorca J. y Poza P., "Influence of matrix strength on reinforcement fracture and ductility in Al/Al₂O₃ composites", *Mater. Sci. Engng.*, **A**. En imprenta.
- [4] LLorca J. y Poza P., "Fracture toughness of Al/SiC composite in the temperature range -130°C to 190°C", *Scripta Metall. Mater.*, **41**, 261-266 (1993).
- [5] Zhang D. L. y Cantor B., "T.E.M. characterisation of 2618/SiC_p composites" in *Euromat '91*, Institute of Metals, London, U. K., (1991).
- [6] Mingler B. y Karnthaler H.-P., "T.E.M. investigations of Al 6061 and of composites reinforced with Al₂O₃ particles", *Z. Metallkd.*, **84**,

313-319 (1993).

[7] Duralcan, Duralcan Composites for Wrought Products: Mechanical and Physical Property Data, San Diego, U.S.A., 1993.

[8] LLorca J., "A numerical study of the mechanisms of cyclic strain hardening in metal matrix composites", *Acta Metall. Mater.*, **42**, 151-162 (1993).

[9] Van Stone R. H., Cox T. B., Low J. R. y Psioda J. A., "Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture", *Inter. Metals. Rev.*, **30**, 157-179 (1985).

[10] LLorca J., "The cyclic stress-strain curve of discontinuously reinforced Al and Mg based composites", *Scripta Metall. Mater.*, (1994) En imprenta.

[11] Viletel G. M., Van Aken D. C. y Allison J. E., "Effect of microstructure on the cyclic response and fatigue behaviour of an XDTM aluminum metal matrix composite", *Scripta Metall. Mater.*, **25**, 2405-2410 (1991).

[15] Allison J. E. y Jones J. W., "Fatigue behavior of discontinuously reinforced metal matrix composites", *Fundamentals of Metal Matrix Composites*, (1993).

MECANISMOS DE FALLO EN CAS/SiC EN FUNCIÓN DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN

I. Puente*, J. M. Sánchez*, S. García-Alonso*, A. Martín*, M. Fuentes*, C. P. Beesley+

*CEIT, Departamento de Materiales
Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

+ROLLS-ROYCE plc, Composites and Ceramics Group
Derby, DE24 8BJ, Reino Unido

Resumen. Los vidrios reforzados con fibras tienen un gran interés práctico en la industria aeroespacial por su baja densidad, elevada resistencia mecánica a altas temperaturas, buena resistencia a la corrosión y una alta tenacidad, en comparación con las cerámicas "monolíticas". Una de las mayores ventajas de los "composites" de matriz vítrea y cerámica sobre los materiales cerámicos convencionales es que, tras la aparición de una grieta, el fallo no es catastrófico. Se muestran y discuten los resultados obtenidos en ensayos de tracción a temperatura ambiente y velocidades de deformación variables en un "composite" laminado de matriz vítrea de calcio-aluminosilicato (CAS) reforzado con fibras de Nicalón (CAS/SiC) y arquitectura "cross-ply", en términos de los mecanismos de deformación y fallo (despegue de las fibras, "pullout" de las fibras, etc.).

Abstract. Fibre reinforced glass ceramic matrix composites have great practical interest in aerospace applications. Their low density, high-temperature mechanical strength, good corrosion resistance and high toughness (compared with monolithic ceramics) are their most interesting properties. One of the most important advantages of glass ceramic matrix composites in contrast with conventional ceramics is that these materials present non-catastrophic failure after crack initiation. Room temperature tensile tests at variable strain-rates in a Nicalon/CAS continuous fibre reinforced glass ceramic matrix composites, with cross-ply architecture, are presented and analyzed with reference to deformation and failure mechanisms (fibre debonding, pullout, etc.).

1. INTRODUCCIÓN

Los compuestos cerámica-cerámica son materiales indispensables para el desarrollo de motores a reacción y protecciones térmicas estructurales [1]. Su utilización se prevé y estudia en un cierto número de aplicaciones: motores-cohete, protecciones térmicas reutilizables para transbordadores y aviones espaciales, motores a reacción, misiles y otros ingenios bélicos, turbomaquinaria,...

Las cerámicas presentan características tales como refractariedad, buena resistencia mecánica en caliente, ligereza,... que justifican sobradamente su empleo en estos campos de aplicaciones, pero su uso se ve limitado por su comportamiento de tipo frágil. Es esta la razón por la que el concepto de materiales compuestos está siendo desarrollado y muy particularmente el de los compuestos reforzados con fibras. Estos permiten obtener materiales donde su comportamiento se aproxima al de los metales desde el

punto de vista de la fractura. Aún así, el comportamiento de estos materiales aún no se conoce a alta temperatura y alta velocidad de aplicación de las cargas.

2. MATERIAL

El material utilizado en este estudio es un CMC disponible comercialmente (suministrado por Rolls-Royce plc., Reino Unido), compuesto por una matriz de CAS (Calcio Aluminio-silicato), reforzado con fibras de Nicalón (β -SiC), con arquitectura cruzada $[(0/90)_3]_S$.

Para su estudio metalográfico, el material ha sido engastado en una resina epoxi. Los cortes se han realizado con herramientas de diamante y las superficies a observar han sido pulidas con polvo de diamante de $1\mu\text{m}$.

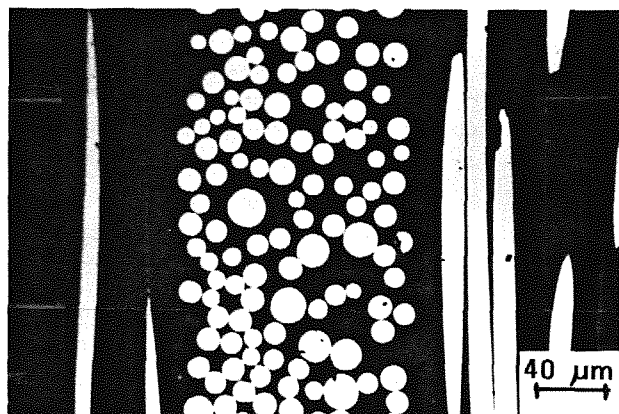


Fig. 1. Micrografía óptica del material.

La fracción volumétrica de fibras de Nicalón en el composite es de $38.7 \pm 1.3 \%$ con un intervalo de confianza del 95%. La medida de estos valores se ha realizado en un analizador automático de imágenes (Quantimet 570, de Cambridge Instruments). Los criterios utilizados para considerar una fibra como perteneciente a una capa han sido dos: su posición dentro de una banda geométrica correspondiente a esa capa, así como que la relación entre sus diámetros mayor y menor no superase el valor de $\sqrt{2}$. Se observa un $17.5 \pm 2 \%$ de fibras paralelas a la carga y un $19.0 \pm 2.3 \%$ en dirección perpendicular a la misma (IC 95%). Los resultados obtenidos se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1. Fracción volumétrica de fibras de Nicalón Orientación 0° (paralelas a la dirección de carga)

Número de campos:	19
Area total:	1056000 μm^2
Area de fibras de Nicalón:	185000 μm^2
Perímetro de las fibras:	63363 μm
Número de fibras:	1396
Fracción de área: (I.C. 95%)	$17.5 \pm 2 \%$

Orientación 90° (normales a la dirección de carga)

Número de campos:	20
Area total:	1063000 μm^2
Area de fibras de Nicalón:	202300 μm^2
Perímetro de las fibras:	65042 μm
Número de fibras:	1099
Fracción de área: (I.C. 95%)	$19.0 \pm 2.3 \%$

La distribución de diámetros de las fibras de Nicalón puede observarse en la Fig. 2. El diámetro medio de las fibras es de $14.2 \mu\text{m}$ (con una desviación típica de $1.9 \mu\text{m}$).

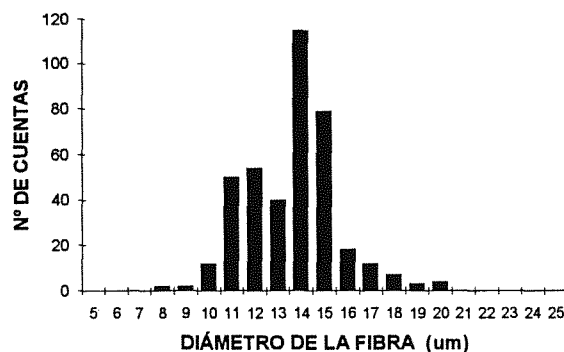


Fig. 2. Distribución de diámetros de las fibras de Nicalón.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los ensayos de tracción se han realizado en una máquina servohidráulica de ensayos (MTS 819 High Rate Test System).

La adquisición de datos se ha verificado mediante un ordenador personal (con procesador Intel 486/50 MHz), dotado con una tarjeta de adquisición de datos (KEITHLEY METRABYTE DAS-58), con una resolución de 12 Bits y una velocidad de muestreo de hasta 1 MHz en 8 canales de adquisición.

Se han utilizando garras hidráulicas (MTS 647), dotadas de cuñas esmeriladas, que permiten una gran repetitividad en los ensayos. La presión de accionamiento se fijó en 14 MPa. Con esta presión, se han obtenido excelentes resultados, al no observarse deslizamiento entre la probeta y las cuñas, ni agrietamiento de la matriz.

La utilización de cuñas esmeriladas ha permitido realizar los ensayos sin necesidad de pegar plaquitas de aluminio a las cabezas de las probetas [2]. Esto ha permitido aumentar la repetitividad de los ensayos, al mejorar el posicionamiento de la probeta respecto a la máquina, mejorando el alineamiento.

Se han realizado ensayos de tracción a temperatura ambiente y a varias velocidades de deformación. Se presentan más adelante los datos obtenidos a dos velocidades de deformación representativas: 0.5 s^{-1} y 0.0005 s^{-1} .

Las superficies de fractura se han observado mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.

3.1 Alineamiento de las probetas

En el ensayo de materiales compuestos de matriz cerámica, es fundamental un correcto alineamiento de la probeta en la máquina de ensayos. La fragilidad de la

matriz provoca que pequeños desalineamientos de las mordazas puedan producir la rotura de la matriz incluso en el momento de amordazar la probeta, desvirtuando así los resultados de los ensayos.

Para cuantificar el alineamiento de la probeta, se ha utilizado un sistema basado en la utilización de una réplica (en acero u otro material) de las probetas, instrumentada con 12 bandas extensométricas.

Las galgas se disponen en tres grupos de cuatro, distribuidos en la sección superior, media e inferior de la longitud ensayada. El dispositivo puede observarse en la Fig. 3.

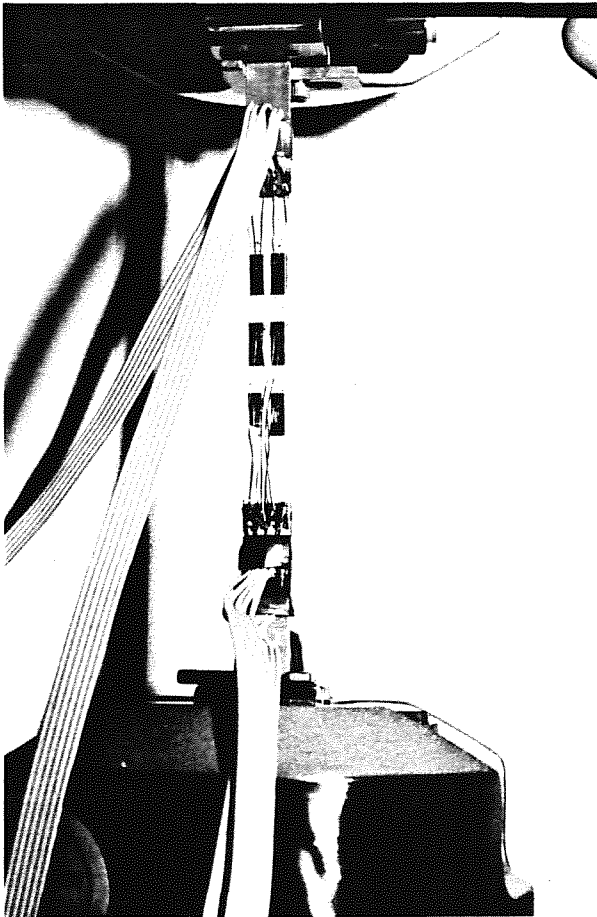


Fig 3. Probeta de alineamiento montada en la máquina.

Se define la deformación máxima de flexión producida en una sección como [3]:

$$B = \sqrt{BS_b^2 + BS_t^2} \tag{1}$$

donde:

$$BS_b = \frac{b}{4} \times \frac{(\epsilon_A + \epsilon_C - \epsilon_B - \epsilon_D)}{(b - 2 \times d)} \tag{2}$$

$$BS_t = \frac{1}{4} \times (\epsilon_A + \epsilon_B - \epsilon_C - \epsilon_D) \tag{3}$$

BS_t es la deformación según el eje correspondiente al espesor t . BS_b es la deformación según el eje correspondiente a la dimensión mayor w .

Siendo las posiciones de las galgas las que se observan en la Fig. 4.

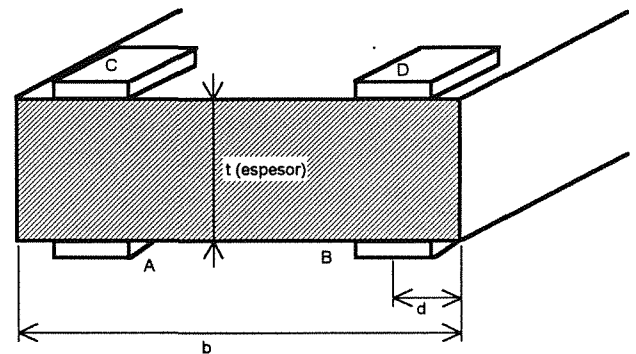


Fig. 4. Disposición de las 4 bandas en una sección de la longitud calibrada.

El alineamiento se considera válido cuando el valor de B no supera las 25 $\mu\epsilon$, en el rango de carga del ensayo (entre 0 y 6 kN, aproximadamente).

De no cumplirse las condiciones impuestas, se procede a afinar el alineamiento, aplicando el siguiente método: Se miden las deformaciones máximas en seis galgas. Se considera la probeta como una viga biempotrada, con tres posibles grados de libertad: compresión, giro de los extremos y flecha de los mismos.

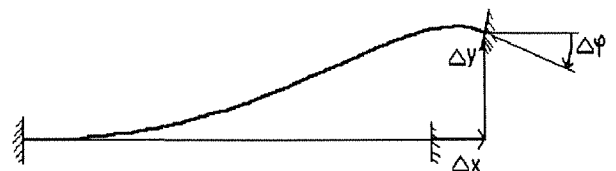


Fig 5. Estado de deformación considerado.

La tensión en una galga según este modelo sería:

$$\sigma = \frac{E \times A_{eq}}{A_s \times L} \times \Delta x - y \times \frac{2 \times I_{eq}}{I_s \times L} \times \left[\frac{3 \times \Delta y}{L} \times \left(\frac{2 \times x}{L} - 1 \right) + \Delta \phi \times \left(\frac{3 \times x}{L} - 2 \right) \right] \tag{4}$$

Conocidas las tensiones reales en seis puntos, se calculan las modificaciones a introducir en el cabezal para minimizar las tensiones, aplicando el método de los mínimos cuadrados.

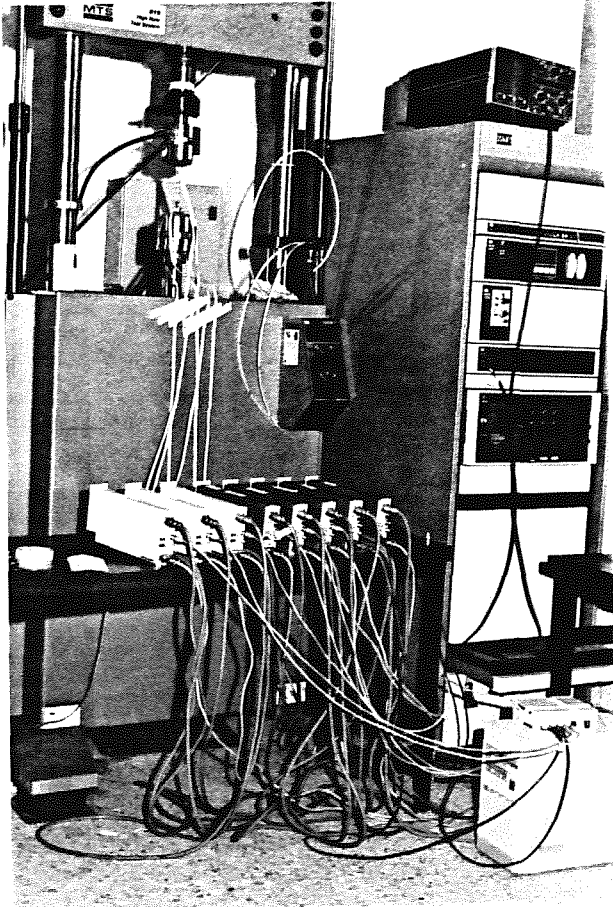


Fig. 6. Montaje de amplificadores y probeta para alineamiento.

Introducidas estas modificaciones, se vuelve a comprobar el estado de las tensiones de flexión, recomenzando el proceso.

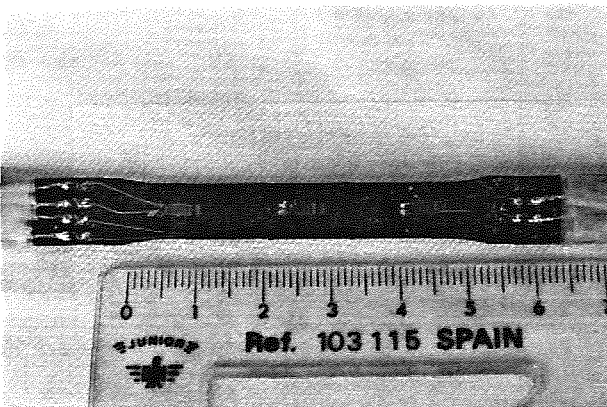


Fig. 7. Aspecto de las probetas instrumentadas.

3.2 Instrumentación

Las probetas de tracción se han instrumentado con 4 bandas extensométricas, colocadas una en la sección superior de la longitud ensayada, otra en la inferior y dos en la central, en caras opuestas.

Este montaje persigue tres objetivos:

- ser utilizado como extensómetro fijado a la probeta,
- cuantificar las diferencias de deformación entre los diferentes puntos de la probeta, y, a partir de ellas conocer el desalineamiento durante el ensayo y,
- comprobar la posible aparición de efectos dinámicos.

Las bandas extensométricas utilizadas son de 120Ω (comercializadas por M-M como EA-13-125BT-120). Para fijarlas a las probetas, se ha utilizado una resina epoxi (M-Bond 610 de M-M), curada a 175°C (tras un proceso de calentamiento a razón de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) durante una hora, según el procedimiento recomendado por el fabricante [4]. Este procedimiento ha sido utilizado así mismo para la preparación de las probetas de alineamiento.

Para la alimentación de los puentes de bandas extensométricas, se han utilizado amplificadores de corriente alterna con una alimentación de 2V a 5 kHz del puente (San-ei 6M82 y San-ei AS1203).

4. RESULTADOS

4.1 Propiedades mecánicas

La Fig.8 muestra las curvas tensión-deformación obtenidas con velocidades de deformación de 0.5 s^{-1} y de 0.0005 s^{-1} .

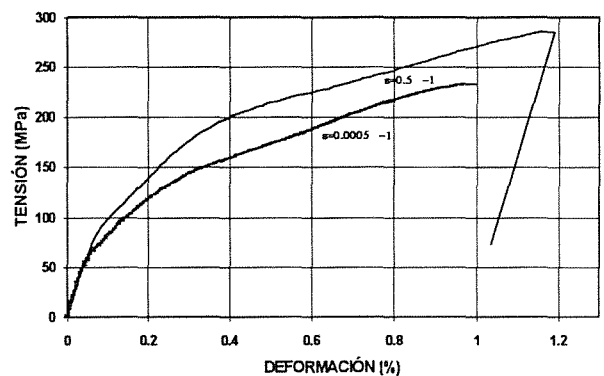


Fig. 8. Curvas tensión-deformación del material.

Como queda reflejado en la Tabla 2, el valor del módulo de elasticidad es el mismo para ambas velocidades. Sin embargo, a menor velocidad, el material se aleja antes del comportamiento elástico lineal.

Tabla 2. Resumen de los ensayos de tracción realizados a media y baja velocidad de deformación.

$\dot{\epsilon}'$ (s ⁻¹)	σ_m (MPa)	σ_{UTTS} (MPa)	E (GPa)	ϵ_f (%)
0.5	74.8	290.8	123.1	1.10
0.0005	56.6	233.6	128.9	0.985

4.2 Caracterización microscópica

En la Fig. 9, se observan dos aspectos característicos de la rotura de este CMC:

- extracción de las fibras (pullout) y
- agrietamiento transversal de la matriz.

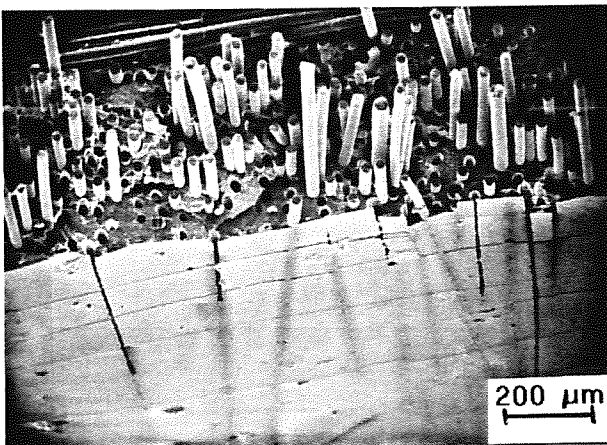


Fig 9. Micrografía electrónica de barrido de la superficie de rotura de una probeta fracturada a 0.5 s⁻¹.

Las Fig. 10 y 11 muestran la distribución de distancias entre grietas en la matriz, para probetas rotas a velocidades de deformación de 0.5 y 0.0005 s⁻¹, respectivamente.

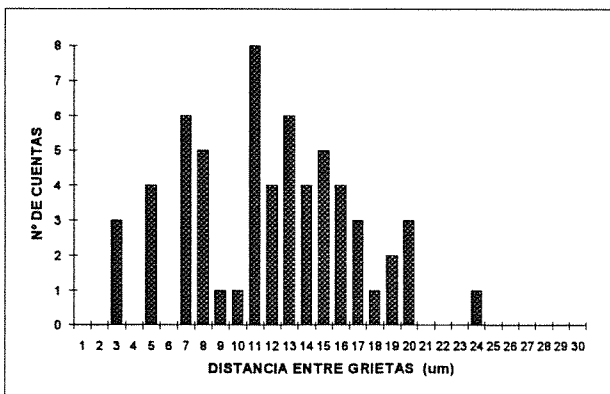


Fig. 10. Histograma de distancias entre grietas en una probeta fracturada a 0.5 s⁻¹.

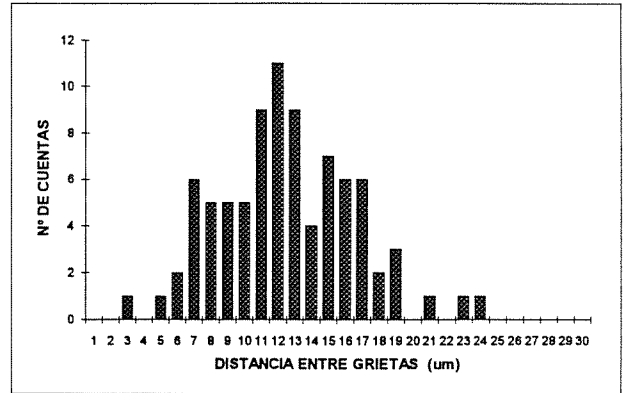


Fig. 11. Histograma de distancias entre grietas en una probeta fracturada a 0.0005 s⁻¹.

Como puede observarse, la distribución a baja velocidad (0.0005 s⁻¹) toma la forma de una campana de Gauss, centrada en 13.1 μm (con una desviación típica de 4.0 μm). A media velocidad (0.5 s⁻¹), la dispersión es mayor; siendo sin embargo, menor el valor promedio (media 12.6 μm y desviación típica 4.5 μm), lo que podría relacionarse con la mayor deformación a fractura observada.

El aspecto de las superficies de fractura, para las dos velocidades de deformación mencionadas, se muestra en las Fig. 12 y 13.

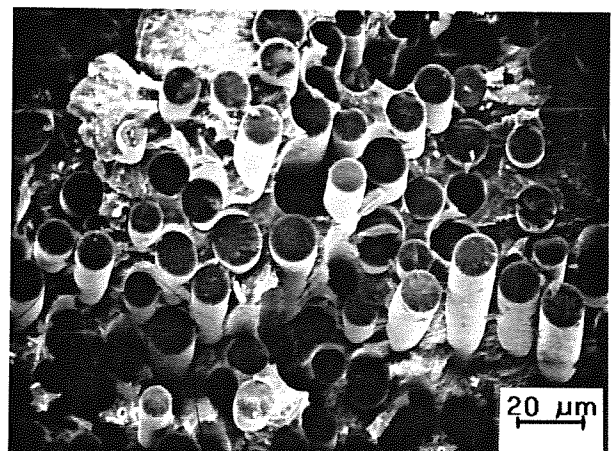


Fig 12. Micrografía electrónica de barrido de la superficie de fractura de una probeta ensayada a 0.5 s⁻¹.

Puede observarse que, al aumentar la velocidad de deformación, el aspecto del "pullout" varía. A baja velocidad, las fibras son más largas que a media velocidad, y la rotura es más homogénea. A media velocidad, las fibras son muy cortas en el centro y, en los bordes, más largas que las de baja velocidad.

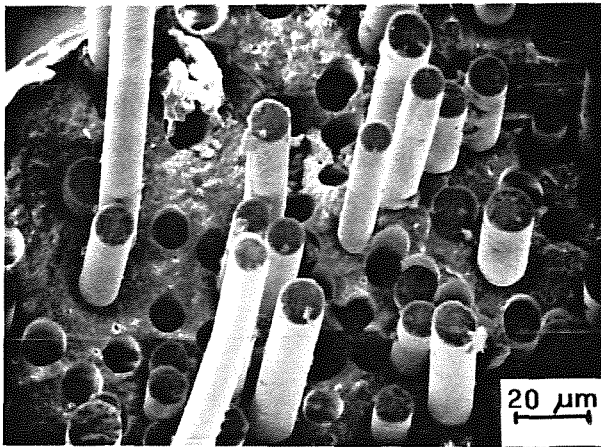


Fig 13. Micrografía electrónica de barrido de la superficie de fractura de una probeta ensayada a 0.0005 s^{-1} .

5. CONCLUSIONES

Al incrementar la velocidad de deformación (de 0.0005 s^{-1} a 0.5 s^{-1}), la tensión de rotura de la matriz se incrementa. También se incrementan la carga de rotura y la deformación a fractura. Como consecuencia de lo anterior, aumenta el área bajo la curva tensión-deformación y con ella la energía absorbida por el material al romperse. Por tanto, el material exhibe un comportamiento más tenaz.

Los mecanismos que aumentan la energía absorbida por el material al aumentar la velocidad de deformación son todavía objeto de estudio. Ciertamente, la disminución del espaciado entre grietas de la matriz, así como la variación que experimenta el "pullout" al modificarse la velocidad de deformación, tendrán relación con estos mecanismos.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo, quieren expresar su agradecimiento a Rolls Royce Aerospace por la financiación del proyecto. Así mismo, agradecer la colaboración prestada en la financiación de los equipos al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco (EC9206), y a la Dirección General de Electrónica y Nuevas Tecnologías (DGENT) del Ministerio de Industria, Comercio y Turismo.

7. REFERENCIAS

- [1] Chermant, J.L., Fantozzi, G. "Microestructure comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres". Ed. Hermès, Paris 1993.
- [2] Kim, R.Y., "Experimental Observation of Progressive Damage in SiC/Glass-ceramic Composites" Ceramic Eng. & Sci. Pro. July-August, 1992.
- [3] Mosiman L.G., Wallenfelt T.L., Larsen C.G. "Tension/Compression Grips for Monolithic Ceramics an Ceramic Matrix Composites". 15th Annual Conference on Composite Materials and Structures, Cocoa Beach, Florida 1991.
- [4] "Instalación de bandas extensométricas con los adhesivos M-Bond 43-B, 600 y 610", M-LINE Accesorios (B-130-E1). Grupo de Medidas Ibérica, S.L., Madrid

CARACTERIZACION DEL DAÑO EN ELEMENTOS ESTRUCTURALES TIPO BARRA DE MATERIAL COMPUESTO. DETERMINACION DE CARGA ULTIMA.

J Sánchez,, J. Cañas, F. París

Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Dpto. Mecánica de Medios Continuos. Universidad de Sevilla. E.T.S.I.I.
Av. Reina Mercedes, s/n. 41012 Sevilla.

Resumen.- El objetivo principal del trabajo es realizar un análisis del comportamiento de barras de material compuesto hasta la carga última. Para ello, ha sido necesario establecer a partir de criterios de fallo de láminas, modelos de progresión de daño. Para comprobar la validez de los modelos propuestos se han realizado una serie de ensayos simples utilizando probetas con secuencias de apilado de $[0]_8$, $[(0/90)_2]_s$, and $[45/0/-45/90]_s$.

Abstract.- The main purpose of this work is to carry out an analysis about the behaviour of laminate composite beams proposing different failure progression medels. In order to allow the practical resolution of these cases, a user-friendly computer program has been developed. On the other hand, a test device has been designed and built to make tests with different graphite/epoxy composite beams. Specimens with stacking sequence $[0]_8$, $[(0/90)_2]_s$, and $[45/0/-45/90]_s$ have been tested. The validity of the failure progression models proposed can be then verified by using these tests.

1. INTRODUCCION.

El análisis de estructuras formadas por barras de material compuesto puede realizarse a partir de la teoría general de laminados mediante la introducción de hipótesis simplificativas acordes con la geometría peculiar del elemento estructural considerado.

Las ecuaciones de gobierno del elemento estructural, equilibrio, compatibilidad y comportamiento pueden ser combinadas en orden a la obtención de la matriz de rigidez elemental del elemento estructural. A partir de ella, se puede realizar un montaje análogo al que se realiza en cálculo matricial en orden a obtener la relación $F=K u$ de la cual se puede obtener el campo de desplazamientos y a partir de él los esfuerzos internos y tensiones..

Una vez determinado el estado tensional para la carga considerada, se emplea un criterio de fallo de lámina determinándose así el umbral de rotura de la primera lámina (RUL). El fallo de la lámina es modelado como una degradación de propiedades realizándose posteriormente un nuevo análisis tensional. El proceso se repite hasta la rotura del elemento estructural considerado (RUL).

2. TEORIA GENERAL DE VIGAS DE MATERIAL COMPUESTO

2.1.- Hipótesis adoptadas.

a) Las dimensiones que definen la sección transversal del elemento son pequeñas en comparación a la longitud

b) Se admite que la sección permanece plana después de la deformación

c) Desplazamientos y rotaciones pequeñas.

d) No existe deslizamiento relativo entre las láminas.

e) Las cargas actuan en el plano del elemento y se admite que actuan de forma estática o cuasiestática creciendo proporcionalmente hasta la carga última.

f) Solo se considera deformación normal a la sección transversal y tensión tangencial en el plano de la sección, variando esta última parabólicamente.

2.2. Ecuaciones de equilibrio

Supondremos un estado de cargas linealmente repartido a lo largo de toda la longitud del elemento estructural (L) y actuando en dirección de la barra y/o perpendicular a ella: Se tomarán como magnitudes estáticas internas los esfuerzos internos en el extremo i. Los esfuerzos en el extremo j se pueden obtener por aplicación de las ecuaciones de la estática.

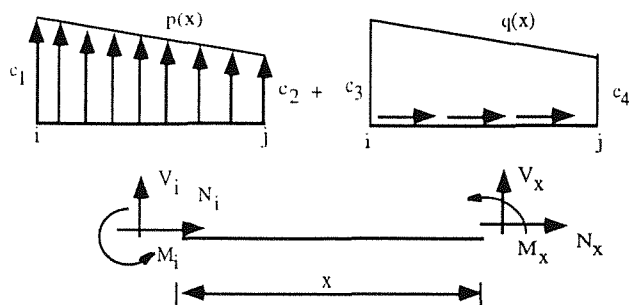


Fig. 1.- Estado de cargas y definición de esfuerzos internos.

$$N_j = -N_i - \frac{L}{2} (c_3 + c_4)$$

$$V_j = -V_i - \frac{L}{2} (c_1 + c_2)$$

$$M_j = -M_i + V_i L + c_1 \frac{L^2}{2} + c_2 \frac{L^2}{6} \tag{1}$$

Estas tres ecuaciones pueden ser escritas en forma matricial:

$$Q_j = \underline{C} Q_i + \underline{f} \tag{2}$$

siendo Q_i / Q_j los esfuerzos internos en los extremos i/j , \underline{C} la matriz de equilibrio y \underline{f} el vector de cargas externas.

2.3. Ecuaciones de compatibilidad

De acuerdo a las hipótesis adoptadas, las relaciones ϵ - u se reducen a :

$$\epsilon_x^0(x) = \frac{\partial u_0}{\partial x} ; k_x^0 = -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2}$$

$$\epsilon_x = \epsilon_x^0 + z k_x^0 \tag{3}$$

siendo k_x^0 es la curvatura, ϵ_x^0 la deformación normal y u_0, w_0 y z los indicados en la figura 2 .

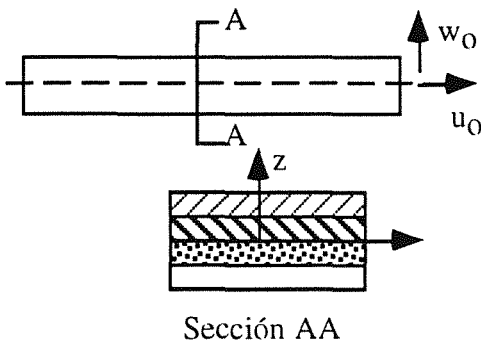


Fig. 2.- Definición de desplazamientos

2.4. Ley de comportamiento

La ley de comportamiento del laminado, se obtiene a partir de la ecuación de comportamiento de una lámina en los ejes principales del material (ejes de ortotropía 1,2).

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \tag{4}$$

donde:

$$Q_{11} = \frac{E_{11}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}} ; Q_{22} = \frac{E_{22}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}}$$

$$Q_{12} = \frac{\nu_{12} E_{22}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}} ; Q_{66} = G_{12}$$

La ecuación anterior puede ser también escrita en ejes geométricos (x,y)

$$\underline{\sigma}^{xy} = \underline{Q}^{xy} \underline{\epsilon}^{xy} \tag{5}$$

Si la lámina ocupa la posición k dentro del laminado y dista z de la línea media, la ecuación de comportamiento de acuerdo a las hipótesis adoptadas es :

$$\sigma_x^k = Q_{11}^{xy;k} \epsilon_x = Q_{11}^{xy;k} (\epsilon_x^0 + z k_x^0)$$

$$Q_{11}^{xy;k} = Q_{11} \cos^4 \theta + 2 (Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta$$

siendo θ el ángulo que forman las fibras de la lámina k con el eje x . Los esfuerzos internos N_x y M_x (axil y flector) en una sección de la barra se calculan como la resultante de las tensiones. Vendrán dados, por tanto, por las expresiones:

$$N_x = b \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_x dz = A_{11} \epsilon_x^0 - D_{11} k_x^0$$

$$M_x = b \int_{-h/2}^{h/2} -\sigma_x z dz = -B_{11} \epsilon_x^0 - D_{11} k_x^0$$

donde:

$$A_{11} = b \sum_{k=1}^n Q_{11}^{xy;k} (z_k^2 - z_{k-1}^2)$$

$$B_{11} = \frac{b}{2} \sum_{k=1}^n Q_{11}^{xy;k} (z_k^3 - z_{k-1}^3)$$

$$D_{11} = \frac{b}{3} \sum_{k=1}^n Q_{11}^{xy;k} (z_k^4 - z_{k-1}^4)$$

Expresando las ecuaciones anteriores en forma matricial:

$$\begin{pmatrix} N_x \\ M_x \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_{11} & B_{11} \\ -B_{11} & -D_{11} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ k_x^0 \end{pmatrix} \quad (6)$$

2.5. Matriz de rigidez

El conjunto de ecuaciones (2), (3) y (6) constituyen las ecuaciones de campo de la barra. Integrando y combinando adecuadamente estas ecuaciones, se pueden expresar los esfuerzos internos en función de los desplazamientos en los extremos de la barra, obteniendo así la matriz de rigidez local \underline{K} de la barra:

$$\underline{E} = \underline{K} \underline{u} + \underline{P}_{emp} \quad (7)$$

$$\begin{bmatrix} \frac{A_{11}}{L} & 0 & -\frac{B_{11}}{L} & -\frac{A_{11}}{L} & 0 & \frac{B_{11}}{L} \\ 0 & \frac{-12\Delta}{A_{11}L^3} & \frac{-6\Delta}{A_{11}L^2} & 0 & \frac{12\Delta}{A_{11}L^3} & \frac{-6\Delta}{A_{11}L^2} \\ \frac{B_{11}}{L} & \frac{-6\Delta}{A_{11}L^2} & \frac{4A_{11}D_{11} - 3B_{11}^2}{A_{11}L} & \frac{B_{11}}{L} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2} & \frac{2A_{11}D_{11} - 3B_{11}^2}{A_{11}L} \\ -\frac{A_{11}}{L} & 0 & \frac{B_{11}}{L} & \frac{A_{11}}{L} & 0 & -\frac{B_{11}}{L} \\ 0 & \frac{12\Delta}{A_{11}L^3} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2} & 0 & \frac{-12\Delta}{A_{11}L^3} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2} \\ \frac{B_{11}}{L} & \frac{-6\Delta}{A_{11}L^2} & \frac{2A_{11}D_{11} - 3B_{11}^2}{A_{11}L} & -\frac{B_{11}}{L} & \frac{6\Delta}{A_{11}L^2} & \frac{4A_{11}D_{11} - 3B_{11}^2}{A_{11}L} \end{bmatrix}$$

siendo $\Delta = B_{11}^2 - A_{11}D_{11}$.

A partir de la matriz de rigidez local de la barra, se realiza un montaje similar al del cálculo matricial de estructuras de barras isotrópicas obteniendo la ecuación de rigidez total de la estructura, cuya solución permite obtener los desplazamientos de los nudos a partir de las cargas externas. Conocidos los desplazamientos \underline{u} de los nudos, la ecuación (7) permite obtener los esfuerzos internos en los extremos de cada barra.

4. CRITERIO DE RESISTENCIA DE UNA LAMINA

Necesitamos definir un criterio que relacione el estado actual de tensiones con uno permitido. Este estado permitido representa a la vez el fin del comportamiento elástico lineal y la rotura.

Realizando un análisis de tensiones capa a capa y usando un criterio de rotura, puede obtenerse la rotura correspondiente a la primera lámina.

Los criterios utilizados más frecuentemente corresponden a ampliaciones de criterios similares usados para materiales isotrópicos. En este trabajo se han analizado cuatro criterios de rotura correspondientes a láminas unidireccionales:

- . Teoría de la máxima tensión.
- . Teoría de la máxima deformación.
- . Criterio de Tsai-Hill.
- . Criterio de Tsai-Wu.

Los resultados que se discutirán posteriormente han sido obtenidos utilizando la teoría de máxima tensión, con los otros criterios se obtuvieron para los casos analizados resultados similares. Este criterio establece que se producirá la fractura si alguna de las componentes tensionales sobrepasa su resistencia correspondiente; es decir, no se producirá la rotura si:

a) Estado de tracción: b) Estado de compresión:

$$\begin{aligned} \sigma_{11} < X_t & \quad \left| \sigma_{11} \right| < X_c \\ \sigma_{22} < Y_t & \quad \left| \sigma_{22} \right| < Y_c \\ \left| \sigma_{12} \right| < S \end{aligned}$$

donde:

- X_t - Resistencia a tracción longitudinal.
- X_c - Resistencia a compresión longitudinal.
- Y_t - Resistencia a tracción transversal.
- Y_c - Resistencia a compresión transversal.
- S - Resistencia a cortadura.

Habitualmente, el cálculo de tensiones no se realizará en el sistema principal del material, sino en un sistema de coordenadas general para todas las capas del laminado. Por ello, es necesario establecer el criterio de rotura para unas direcciones arbitrarias:

$$\begin{aligned} \sigma_x < X_t / \cos^2 \theta & \quad \text{ó} \quad \sigma_x < X_c / \cos^2 \theta \\ \sigma_x < Y_t / \sin^2 \theta & \quad \text{ó} \quad \sigma_x < Y_c / \sin^2 \theta \\ \left| \sigma_x \sin \theta \cos \theta \right| < S \end{aligned}$$

4. RESISTENCIA ULTIMA DEL LAMINADO

La predicción de la rotura de la primera lámina (RPL) de un laminado se realiza a partir del estado tensional calculado y aplicando un criterio de rotura determinado. Ahora bien, si las cargas aplicadas sobrepasan la RPL, el laminado podrá o no soportar la carga adicional.

La resistencia última de un laminado (RUL) dependerá de cada estado de carga y se determina analizando el comportamiento de cada lámina hasta que no quede ninguna resistiendo. De esta forma, aunque una lámina falle, puede seguir aportando algo de resistencia al conjunto y, de cualquier modo, las láminas restantes siguen resistiendo.

Vamos a analizar, a continuación, la capacidad de soportar la carga post-RPL de una barra de laminado cualquiera sometida a una carga monótona creciente. Para ello, será necesario proponer una serie de modelos de daño del laminado. Dichos modelos para compuestos laminados de fibras continuas tratan cada lámina compuesta (fibra y matriz) como un único material homogéneo con un tipo de comportamiento antes de alcanzar el umbral de fallo y con otro comportamiento distinto después de dicho límite.

El uso de un modelo de daño consiste en la ampliación de la teoría general de laminados a la rotura final de la estructura. Es decir, tras realizar un modelado del daño (disminución de propiedades en la lámina que falló) causado por el fallo de alguna lámina, se puede volver a analizar la estructura degradada y realizar un nuevo análisis convencional de tensiones. Con este nuevo estado de tensiones se puede aplicar nuevamente el criterio de fallo y predecir la siguiente lámina de la estructura que alcanzará el fallo y continuar así hasta alcanzar el fallo total (RUL).

Para corroborar los diferentes modelos propuestos se ha analizado una serie de ejemplos simples cuyos resultados son analizados en el apartado siguiente. La propuesta de los distintos modelos se ha realizado basándose, fundamentalmente, en la comparación de los resultados experimentales con los resultados teóricos que se generaban al aplicar cada modelo. Así, tras analizar los dos primeros modelos (1 y 2), enunciados por Tsai [1], hemos propuesto en este trabajo [2] otros tres, con los que se pretende solventar las deficiencias encontradas en los anteriores. Estos cinco modelos se han denominado:

- 1) Modelo de eliminación de láminas
- 2) Modelo de degradación de la matriz
- 3) Modelo de degradaciones parciales sucesivas
- 4) Modelo de degradación y eliminación
- 5) Modelo de degradación de matriz y fibras

Es con este último modelo con el que mejores resultados se han obtenido. En él, se considera que cuando se sobrepasa el umbral de la rotura de la primera lámina (RPL) comienzan a aparecer fisuras en

dirección paralela a las fibras propagándose en el interior de la matriz y en la interfase fibra matriz. Este primer fallo de una lámina produce una disminución de las propiedades que vienen gobernadas fundamentalmente por la matriz (E_{22} , G_{12} y ν_{21}). Ahora bien, cuando se produce el segundo fallo, este no solo afecta a la matriz sino que también se produce un deterioro de las propiedades de las fibras. Dicho daño en las fibras puede considerarse como una reducción del módulo de Young longitudinal E_{11} y del módulo de Poisson ν_{12} . De esta forma se originaría un nuevo laminado en el que una lámina que ha fallado n veces tiene las siguientes propiedades:

$$E_{11} = R^{n-1} E_{11}^0 \quad ; \quad \nu_{12} = R^{n-1} \nu_{12}^0$$

$$E_{22} = R^n E_{22}^0 \quad ; \quad G_{12} = R^n G_{12}^0 \quad ; \quad \nu_{21} = R^n \nu_{21}^0$$

$$Q_{11} = \frac{E_{11}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}} = \frac{R^{n-1} E_{11}^0}{1 - R^{2n-1} \nu_{12}^0 \nu_{21}^0}$$

$$Q_{22} = \frac{E_{22}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}} = \frac{R^n E_{22}^0}{1 - R^{2n-1} \nu_{12}^0 \nu_{21}^0}$$

$$Q_{12} = \frac{\nu_{12} E_{22}}{1 - \nu_{12} \nu_{21}} = \frac{R^{2n-1} \nu_{12}^0 E_{22}^0}{1 - R^{2n-1} \nu_{12}^0 \nu_{21}^0}$$

$$Q_{66} = G_{12} = R^n G_{12}^0$$

donde el superíndice 0 indica que son propiedades originales y R el factor de degradación.

El fallo último del laminado, para este modelo, se producirá cuando, tras haber fallado todas las láminas de una barra, se produce un nuevo fallo de alguna de ellas.

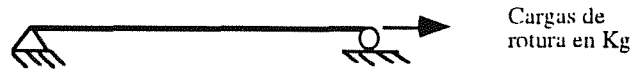
5. ANALISIS EXPERIMENTAL

Con el fin de comprobar la validez de los diferentes modelos de progresión del daño propuestos se han realizado una serie de ensayos simples utilizando probetas de un material grafito/epoxy fabricados por

HTC (High Technology Composites) de denominación AS-4/3501-6 con secuencias de apilado $[0]_8$ $[(0/90)_2]_s$ y $[45/0/-45/90]_s$. Las propiedades de rigidez y resistencia fueron obtenidas experimentalmente a partir de laminados unidireccionales.

El primero ensayo realizado fue el de tracción. En la tabla 1 pueden apreciarse los resultados experimentales comparados con los obtenidos utilizando los diferentes modelos. Como puede observarse, en el caso de laminado unidireccional el resultado coincide con el esperado dado que el fallo del laminado es el de la lámina. Para las restantes secuencias de apilado, se observa que los resultados son satisfactorios para el modelo de degradación de matriz y fibra (Modelo 5) utilizando un factor de degradación $R=0.5$.

	$[0]_8$	$[(0/90)_2]_s$	$[45/0/-45/90]_s$
Experimental	235	1230	730
(1)	2350	1176	588
R=0.3	2350	1207	335
(2) R=0.5	2350	1229	323
(3) R=0.3	2350	1207	921
R=0.3	2350	1207	603
(4) R=0.5	2350	1229	615
R=0.3	2350	1207	675
(5) R=0.5	2350	1229	696



Cargas de rotura en Kg

Tabla 1.- Resultados del ensayo de tracción.

Posteriormente se ha realizado un ensayo de flexión con viga biarticulada. Para ello se construyó el dispositivo mostrado en la figura 3.

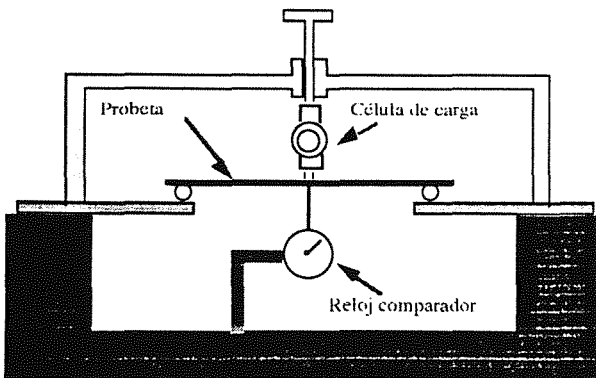
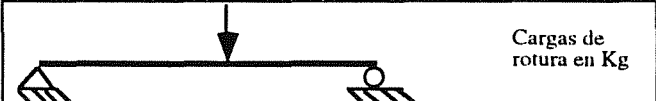


Fig. 3.- Dispositivo para ensayo de flexión

Los resultados experimentales, junto con los que se predicen con los diferentes modelos se suman en la tabla 2 para las tres secuencias de apilado utilizadas.

	$[0]_8$	$[(0/90)_2]_s$	$[45/0/-45/90]_s$
Experimental	20.7	14.1	8.3
(1)	18.8	13.0	7.3
R=0.3	18.9	13.2	3.2
(2) R=0.5	18.8	13.3	3.1
(3) R=0.3	74.6	69	48
R=0.3	18.9	13.2	7.4
(4) R=0.5	18.8	13.3	7.4
R=0.3	19.5	13.2	8.5
(5) R=0.5	21.6	15.2	8.7



Cargas de rotura en Kg

Tabla 2.- Resultados del ensayo de flexión

Nuevamente, se aprecia que el modelo de degradación de fibra y matriz con un factor $R=0.5$ es el que conduce a mejores resultados.

La evolución de la flecha con la carga para una de las secuencias analizadas usando el modelo 5 con diferentes factores de degradación, se muestra en la figura 4.

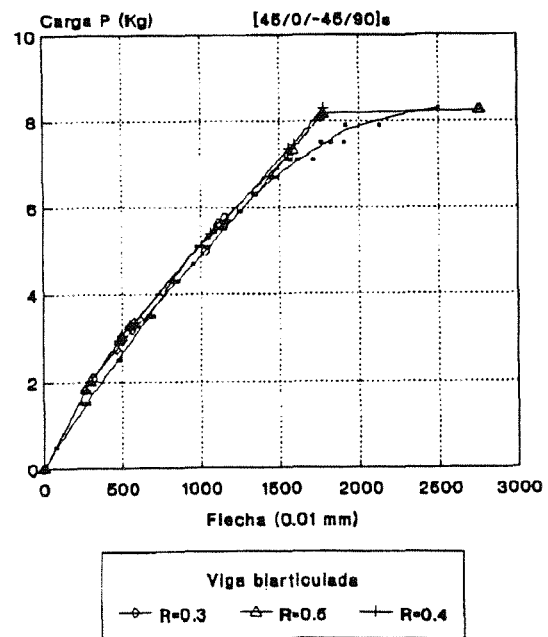


Fig. 4.- Ensayo de flexión. $[45/0/-45/90]_s$

Como puede observarse el acuerdo es satisfactorio.

6. CONCLUSIONES

Observando los buenos resultados obtenidos en los casos ensayados, se podría utilizar el análisis desarrollado en este trabajo para predecir el comportamiento de barras de material compuesto laminado. Por otro lado, los modelos de progresión del daño propuestos pueden utilizarse para predecir el comportamiento post-RPL y la carga última.

Como conclusión de este trabajo, puede decirse que la predicción de la resistencia de un material compuesto sometido a cargas combinadas es arriesgado. Los criterios de resistencia no pueden ser asociados a algunos principios fundamentales de comportamiento ya que los materiales compuestos tienen un amplio rango de comportamiento que depende de la interacción entre fibra y matriz dando lugar a distintos modos de fallo que actúan interactiva y simultáneamente.

En este trabajo, se ha intentado modelar el comportamiento de estos materiales comprobándose que el modelo denominado de degradación de matriz y fibra, utilizando un factor de degradación $R=0.5$, es el que más se aproxima a la realidad en los ensayos realizados.

6. REFERENCIAS.

- [1] Tsai S.W., "*Composites Design*" Think Composites (1.988).
- [2] Sánchez J., "*Modelado del daño en estructuras porticadas de material compuesto*". Escuela Superior de Ingenieros Industriales de Sevilla (1.993).
- [3] París F., Cañas J., "*Introducción al análisis y diseño con materiales compuestos*". Escuela Superior de Ingenieros Industriales de Sevilla (1.991).
- [4] Berkowitz H.M.: "A Theory of Simple Beams and Columns for Anisotropic Materials". Journal of Composite Materials, Vol. 3, 196-200 (1.969).
- [5] Agarwall B. D., Broutman L. J., "*Analysis and performance of fiber composites*". John Wiley & Sons (1.980).
- [6] Whitney J.m.: "*Structural Analysis of Laminated Anisotropic Plates*" Technomic Publishing Company (1.987).
- [7] J.R. Vinson y R.L. Sierakowski.: "*The Behavior of Structures Composed of Composite Materials*". Martinus Nijhoff Publishers (1.986)

**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS EN
COMPUESTOS LAMINADOS $Al_2O_3/Al_2O_3(ZrO_2)$**

A. Javier Sánchez-Herencia, J. Serafín Moya

Instituto de Cerámica y Vidrio
Ctra. Valencia Km. 24.300, Arganda del Rey, 28500 Madrid

Resumen. Se han preparado materiales monolíticos, multicapa y tipo sandwich de alúmina y alúmina (15% vol. circonia) por medio del colaje secuencial de suspensiones. En los materiales multicapa se ha realizado el análisis de las propiedades mecánicas, dilatométricas y de su microestructura. En los materiales tipo sandwich se observa el avance de la grieta a través de la capa intermedia de alúmina y su comportamiento en la interfase alúmina / alúmina (circonia).

Abstract. Monolithic, multilayer and like-sandwich materials with alumina and alumina (15 vol.% zirconia) has been prepared using sequential slip casting. At the multilayer materials microstructural, dilatometric and mechanical analysis has been performed. At the like-sandwich materials the crack path through the alumina core layer is observed and its behaviour at the alumina/alumina(zirconia).

1. INTRODUCCION

Recientemente varios autores [1-4] han señalado la necesidad en el control del diseño microestructural para el desarrollo de materiales cerámicos estructurales con aplicaciones a alta temperatura y tiempos de uso prolongados. En este sentido varias limitaciones en las propiedades del material han sido señaladas, como son:

- (i) Resistencia a la oxidación
- (ii) Resistencia al deslizamiento en borde de grano y a la cavitación

Con esta idea se han propuesto materiales cerámicos con morfología lo más similar a la monocristalina, alta dureza y resistencia a la flexión. Un camino para agrupar estas características, aparentemente contradictorias, es la obtención de cerámicas con microarquitectura de diseño laminar, donde capas con alta dureza y elevado módulo de rotura en flexión coexisten con capas con capas de alta resistencia al creep. Estas condiciones pueden darse en los materiales laminados que tienen Al_2O_3 y Al_2O_3 (X% ZrO_2) como componentes. El estado de tensiones generado en las capas de los laminados, debido a la diferencia en coeficientes de expansión para cada uno de los materiales, le confiere a estos unas propiedades distintas

a las del material monolítico.

En el presente trabajo se ha realizado el estudio microestructural y de las propiedades mecánicas en compuestos laminados de $Al_2O_3/Al_2O_3+ZrO_2$ sin estabilizar y de $Al_2O_3/Al_2O_3+ZrO_2$ (3% molar Y_2O_3). También se ha estudiado la interferencia de una grieta generada en la capa de $Al_2O_3+ZrO_2$ (3% molar Y_2O_3) con una capa de Al_2O_3 pura.

2. EXPERIMENTAL

Se utilizaron los siguientes polvos de partida: Al_2O_3 (Condea HPA 0.5, Alemania) con $d_{50} \approx 0.5 \mu m$, superficie específica de $9.5 \text{ m}^2/\text{gr}$ y pureza del 99.99%; ZrO_2 monoclinica (Dinamit Nobel, Alemania) con $d_{50} \approx 1 \mu m$, superficie específica de $66.7 \text{ m}^2/\text{gr}$ y ZrO_2 tetragonal (estabilizada con el 3% molar de Y_2O_3 , TZ-3YS Tosoh, Japón) con $d_{50} \approx 0.4 \mu m$ y superficie específica de $6.7 \text{ m}^2/\text{gr}$.

Se prepararon suspensiones acuosas estables de Al_2O_3 , $Al_2O_3+15\%$ vol. ZrO_2 monoclinica y $Al_2O_3+15\%$ vol. ZrO_2 (3% mol Y_2O_3). Todas las suspensiones se prepararon con un contenido en sólidos del 70% y el pH

y el pH se ajustó con HCl a un valor de 4 [5]. Las propiedades reológicas de todas las suspensiones se determinaron con un viscosímetro rotacional (Haake Rotovisco HV20) a temperatura constante de 25°C.

Se obtuvieron tres tipos de materiales siguiendo el proceso indicado en la figura 1. Estos materiales fueron:
 -Monolíticos y laminados Al_2O_3 y $Al_2O_3(ZrO_2)$ para el estudio de las propiedades mecánicas.
 -Tipo sandwich con una capa de Al_2O_3 entre dos de $Al_2O_3 + 15\%$ vol. ZrO_2 tetragonal para el estudio de la interferencia de grieta con la capa de alúmina.

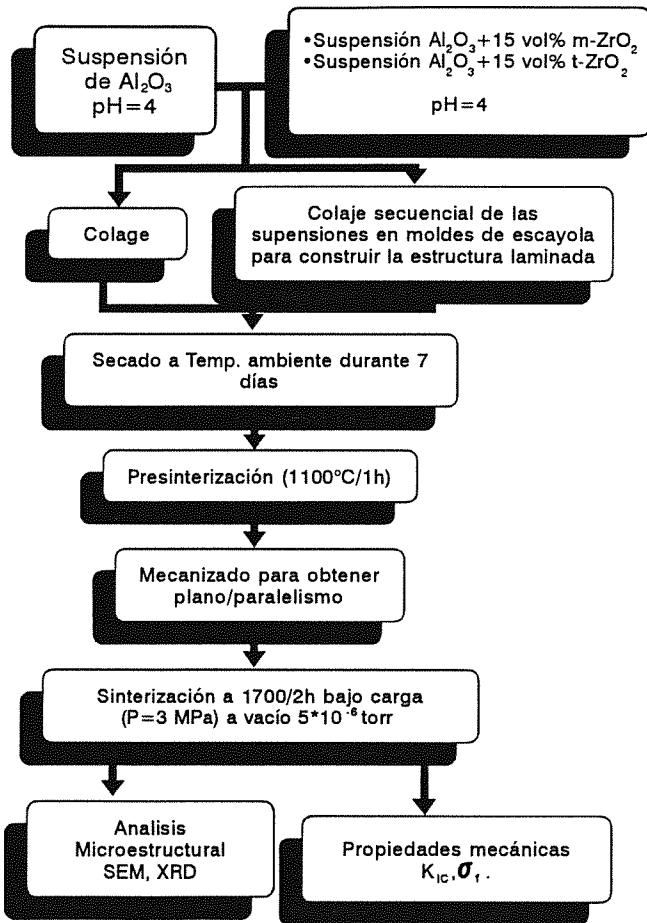


Fig. 1. Esquema del proceso seguido para la obtención de los materiales.

El espesor de las capas se calculó utilizando la curva empírica de crecimiento de pared de la alúmina pura que se muestra en la figura 2.

Los coeficientes de expansión se obtuvieron con un dilatómetro DI-24 de la casa Adamel Lhomargy en las piezas sinterizadas. El rango de temperaturas fue de 25 a 1550°C y el programa de control fue "Logidil". La resistencia a la flexión se determinó por ensayo en 4 puntos con barras de 40x4x2 mm cortadas de las placas originales. El K_{IC} fue determinado usando el método de

entalla en compactos monolíticos. Las grietas para el estudio en el material tipo sandwich se obtuvieron por indentación tipo Vickers con cargas de 10 Kg.

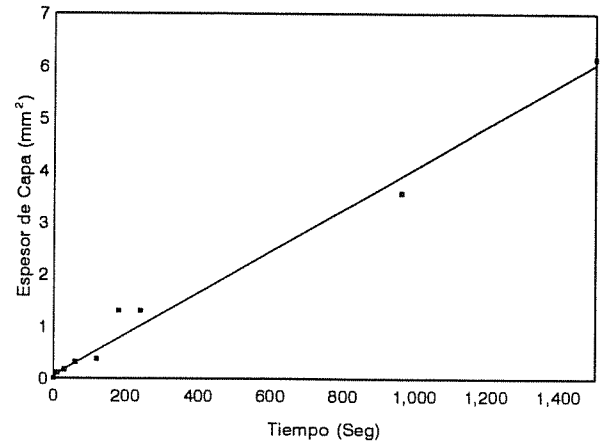


Fig. 2. Curva de crecimiento de pared de la alúmina utilizada para el calculo del espesor de las capas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La viscosidad aparente de las diferentes suspensiones estudiadas fue baja en todos los casos (≤ 12 mPa·s). El espesor de las capas que contenían circona se mantuvo constante a 100µm, mientras que el de las capas de alúmina circona fue de 150µm. No se observaron burbujas ni deslaminaciones en ninguno de los materiales obtenidos.

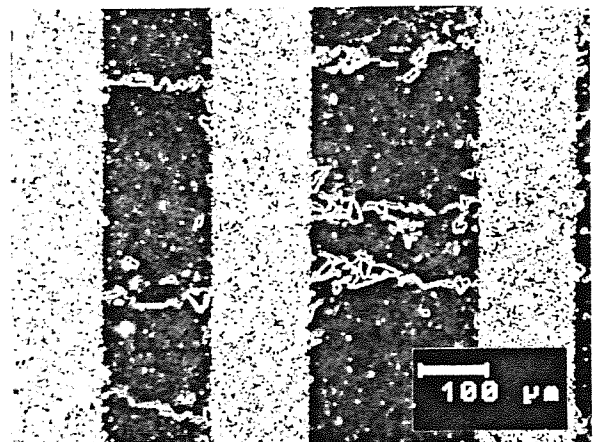


Fig. 3. Micrografía de multicapa $Al_2O_3/Al_2O_3(ZrO_2)$.

Las micrografías obtenidas por MEB de la muestra laminada de $Al_2O_3/Al_2O_3(ZrO_2)$ se muestran en la figura 3. Como se puede observar claramente un gran número de grietas perpendiculares a las láminas aparecen en las capas de alúmina. Este hecho puede explicarse en función del comportamiento dilatométrico de la circona monoclinica. La figura 4 muestra la curva dilatométrica de los materiales monolíticos sinterizados.

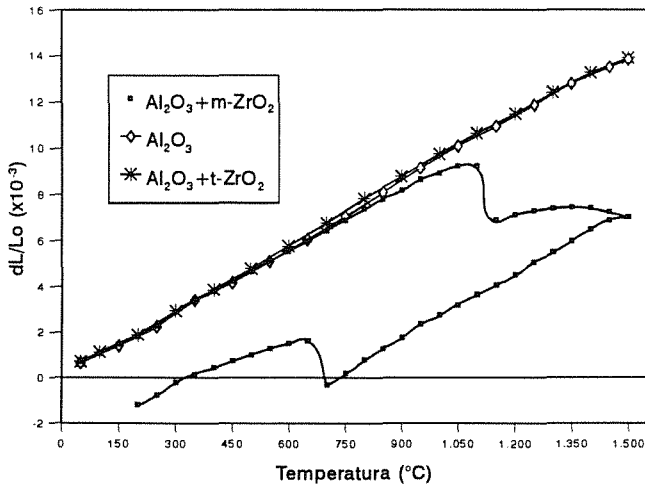


Fig. 4. Curvas dilatométricas de las muestras monolíticas sinterizadas

La fracción de circona monoclinica en la capa que contiene circona tras la sinterización fue del 80% en volumen, según la ecuación de Garvie y Nicholson [6]. Durante el enfriamiento tiene lugar la dilatación en un rango de temperaturas entre 700-650°C como consecuencia de la transformación martensítica $t \rightarrow m$ en los granos de circona. En este rango de temperaturas el coeficiente de expansión de la capa que contiene circona es: $\alpha \approx -55 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$. Debido a la diferencia en los coeficientes de expansión entre las capas de Al_2O_3 y de $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2)$ se genera una tensión en la interfase ($\sigma_R = \frac{1}{2} \Delta\alpha \cdot \Delta T \cdot E$). Tomando $\Delta\alpha \approx 65 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$, $\Delta T \approx 37^\circ\text{C}$ y $E \approx 380 \text{ GPa}$ la tensión generada en la interfase es $\sigma \approx 0.6 \text{ GPa}$. Este elevado valor de la tensión justifica las grietas observadas en la lámina de alúmina.

La figura 5 muestra la micrografía de MEB de la sección pulida del material laminado de $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3(\text{Y-TZP})$. En este caso el material es denso ($\approx 99.8\%$ th) y sin grietas.

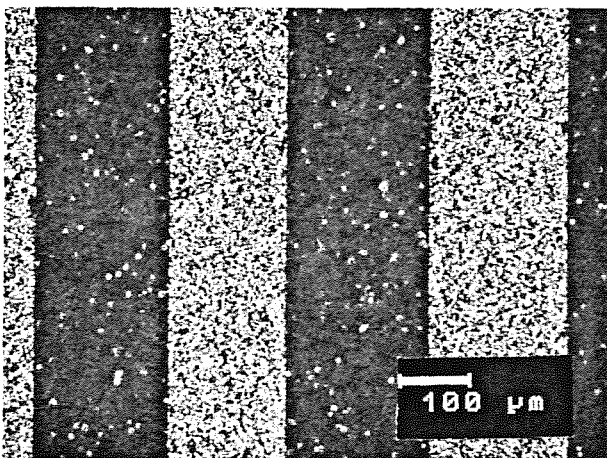


Fig. 5. Micrografía del compuesto laminado $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3(\text{Y-TZP})$

Las capas de alúmina presentan porosidad remanente formada por pequeños poros ($\leq 1 \mu\text{m}$). El tamaño de

grano medio de las capas con circona tetragonal es de $\approx 3 \mu\text{m}$ mientras que en las capas de alúmina pura el tamaño de grano medio es de $40 \mu\text{m}$ (figura 6). Este compuesto laminado presenta alta resistencia ($\sigma \approx 600 \text{ MPa}$) y una la microarquitectura con dos tamaños de grano bien diferenciados. Grandes tamaños de grano aseguran un buen comportamiento a la deformación bajo carga (creep). De acuerdo con la ecuación de Nabarro-Herring la velocidad de creep es proporcional a $\dot{\epsilon} \approx 1/d^2$ y de acuerdo con Raj (4) la velocidad de propagación de grietas da/dt es proporcional a $1/d^4$, siendo d el tamaño medio de grano del compacto cerámico. Esto quiere decir que las capas de alúmina con tamaño medio de grano grande aporta alta resistencia al creep en estos laminados. Por otra parte las capas que contienen Y-TZP aportan una alta tenacidad y resistencia a la flexión al compuesto laminado (Tabla 1).

Tabla 1. Propiedades mecánicas medidas en los materiales.

Muestra	σ_f (MPa)	K_{IC} ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)
Al_2O_3 Monolítica	200 ± 20	2.2 ± 0.2
$\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3))$ Monolítico	750 ± 50	5.0 ± 0.5
$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3(\text{t-ZrO}_2)$ Laminado	600 ± 50	--
$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3(\text{m-ZrO}_2)$ Laminado	120 ± 15	--

En el material laminado tipo sandwich también se aprecia esta diferencia en los tamaños de granos entre las capas de Al_2O_3 y $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2)$. En la figura 6 se muestra la micrografía de una indentación realizada sobre la capa de $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2)$. Se observa como la grieta avanza a través de la capa de alúmina y se detiene en la nueva capa de $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2)$.

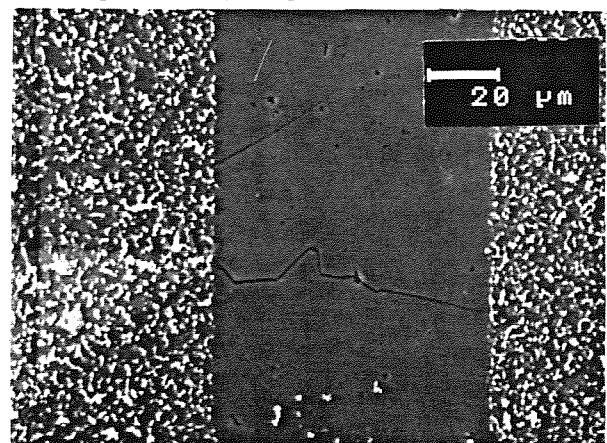


Fig. 6. Micrografía una muestra indentada en la capa de $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{ZrO}_2)$.

En la figura 7 se observa como la grieta generada avanza a través del grano hasta que intersecta con el borde de grano. En este punto la grieta deflecta a través del borde de grano. Al alcanzar de nuevo la capa de Al_2O_3 (ZrO_2), la grieta se detiene en todos los casos observados. Este hecho se puede explicar teniendo en cuenta las tensiones residuales generadas en los bordes de grano de la capa de alúmina como consecuencia de la diferente orientación cristalográfica de cada grano de alúmina.

4. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT dentro del proyecto MAT-91-0878.

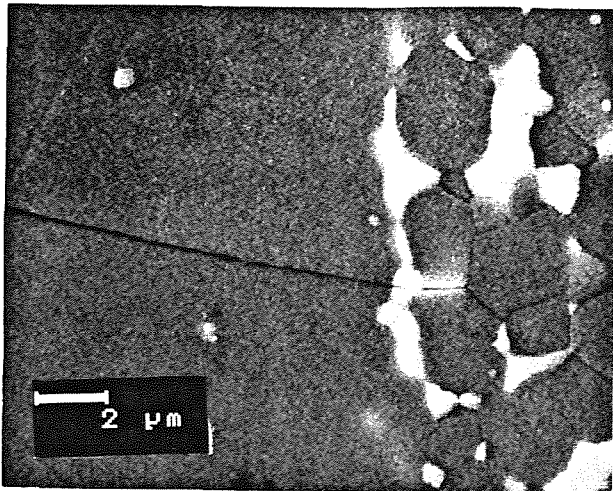


Fig. 7. Micrografía de la interfase en un compuesto tipo sandwich donde se aprecia el final de la grieta.

Los resultados obtenidos en el presente trabajo muestran que el colaje secuencial de suspensiones es una ruta útil para el diseño de microarquitecturas con dos tipos muy distintos de tamaño de grano ($3/40 \mu\text{m}$) y alta resistencia a la flexión ($\approx 600\text{MPa}$). Esto hace que puedan considerarse como un material potencialmente útil para aplicaciones estructurales a alta temperatura.

4. REFERENCIAS

- [1] K. Niihara, "New design concept of structural ceramics-ceramics nanocomposites", *J. Jap. Ceram. Soc.*, **99**, 974-982 (1991).
- [2] M.P. Harmer, H.M. Chan and G.A. Miller, "Unique opportunities for microstructural Engineering with duplex and laminar ceramics composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, 1715-28 (1992).
- [3] J.S. Moya, A. J. Sánchez-Herencia, R. Moreno, P. Pena and J. Requena, *Proceedings of Third Euro-ceramics*, Vol. 3, 289-300.
- [4] R. Raj, "Fundamental research in structural ceramics for service near 2000°C ", *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**, 2147-74 (1993).
- [5] J. Requena, R. Moreno and J.S. Moya, "Alumina and Alumina/Zirconia Multilayer Composites Obtained by Slip Casting", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 1511-13 (1989).
- [6] R. C. Garvie and P.S. Nicholson, "Phase Analysis in Zirconia System," *J. Am. Ceram. Soc.*, **55** [6] 303-05 (1972).

ESTUDIO DE LA TENACIDAD DE COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA BASADOS EN ALEACIONES HIPEREUTECTICAS Al/Si

J. Valer Goñi, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola Galarza

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (Pais Vasco)

Resumen. Se han estudiado las propiedades mecánicas y la tenacidad de un composite Al/25Si/5Cu conformado hasta formas semiacabadas mediante una combinación de spray formado (Osprey), extrusión y thixoformado. Los valores de la tenacidad medidos oscilan entre 9.5 y 14 MPa√m. La fractura del material tiene lugar mediante la rotura de partículas de Si que se encuentran agrupadas y el posterior crecimiento de las grietas a través de la fase eutéctica CuAl₂ y de la matriz de Al. Una optimización microestructural disminuyendo la conectividad y el agrupamiento de las partículas de Si conduciría a una mejora en el comportamiento mecánico del material.

Abstract. Conventional mechanical properties and toughness of an Al/25Si/5Cu composite formed to near-net-shape by a combination of spray-forming (Osprey), extrusion and thixoforming have been measured. Toughness values between 9.5 and 14 MPa√m have been obtained. Fractures starts at Si particle clusters growing through CuAl₂ eutectic phase and Al matrix. Microstructural optimisation, decreasing Si particles connectivity and clustering would bring to a better mechanical behaviour.

1. INTRODUCCION

Las aleaciones hipereutécticas Al/Si son utilizadas en la industria del automóvil y en otras aplicaciones en las que se requiere una buena resistencia al desgaste. Sin embargo la utilización de aleaciones con elevados contenidos de Si obtenidas a través de procedimientos convencionales presenta el inconveniente de requerir elevadas temperaturas de fusión que dan origen a la aparición de partículas de Si primario de gran tamaño (Fig. 1). Dicha microestructura confiere al material unos valores de ductilidad y tenacidad muy pobres (en el caso de una aleación Al/20Si, $\sigma_{0,2\%} = 130$ MPa y UTS = 180 MPa [1]).

Si durante el proceso de solidificación de un material se evita que el mismo solidifique de forma dendrítica tomando un aspecto globular, en estado semisólido dicho material posee propiedades thixotrópicas. Una vez solidificado, en un posterior calentamiento hasta una temperatura semisólida el material vuelve a recuperar sus propiedades thixotrópicas [2]. En esas

condiciones ese material es apto para ser conformado ("thixoforming") o inyectado a presión ("thixocasting"), pudiendo lograrse piezas con geometrías semiacabadas [2]. Teniendo en cuenta que la temperatura a la que hay que calentar el material para alcanzar el estado semisólido es mucho menor que la necesaria en un proceso de fundición convencional, la microestructura final resulta mucho más fina. Por otra parte, la obtención de formas con geometrías semiacabadas reduce notablemente los costes de mecanizado frente a los procedimientos convencionales de mecanizado a partir de barras.

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos con una aleación Al/25Si/5Cu. Para lograr la estructura fina y globular se ha recurrido al procedimiento Osprey [3] y posteriormente el material ha sido thixoformado en estado semisólido. El trabajo forma parte de un proyecto de investigación BRITE/EURAM realizado conjuntamente con varios laboratorios e industria de la CE.

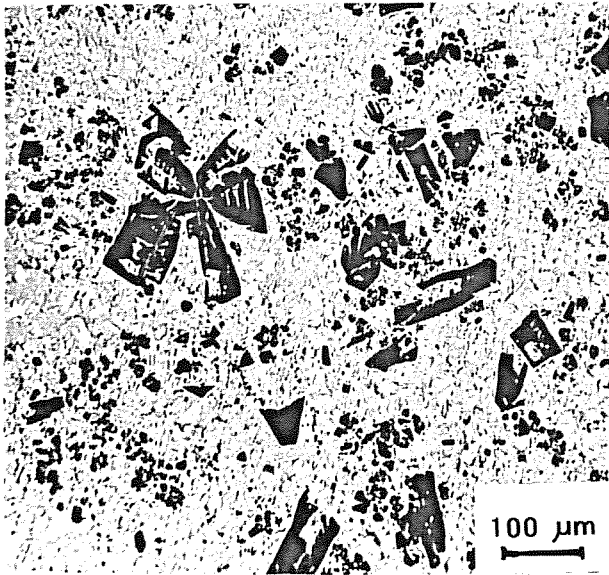


Fig. 1. Microestructura de una aleación Al/20Si obtenida mediante colada convencional. Se observa la presencia de partículas de Si primario de gran tamaño.

2. TECNICAS EXPERIMENTALES

El material analizado en el presente trabajo es un composite de matriz metálica de composición Al/25Si/5Cu. El material fue obtenido mediante el proceso de spray formado (Osprey, UK) y a continuación extruido y posteriormente thixoformado a 570°C (Universidad de Sheffield, UK). Las características microestructurales y mecánicas del material se estudiaron en dos condiciones diferentes: extruido y extruido + thixoformado. La aplicación de la extrusión tiene por objeto romper el esqueleto o red continua de partículas de Si que se observan en la microestructura del material obtenido mediante spray formado. La microestructura del composite está constituida por partículas de Si primario, glóbulos de Al-α y por eutéctico con CuAl₂. En la Fig. 2 se muestran ejemplos de micrografías correspondientes a las condiciones de spray formado, spray formado + extrusión y spray-formado + extrusión + thixoformado.

La medición de la fracción volumétrica y distribución de tamaños de las partículas de Si se realizó utilizando un analizador de imágenes Quantimet. El tamaño medio de las partículas de Si en condiciones de extrusión es de ~ 4 μm. Después del proceso de thixoformado el tamaño medio crece hasta 9 μm. El histograma de distribución de tamaños de partículas de Si para las dos condiciones se indica en la Fig. 3. Como puede observarse durante el thixoformado tiene lugar un crecimiento de las partículas de Si. Por otra parte, mediante un ataque químico selectivo y posterior observación microscópica se constató que en gran cantidad de ocasiones dichas partículas no son

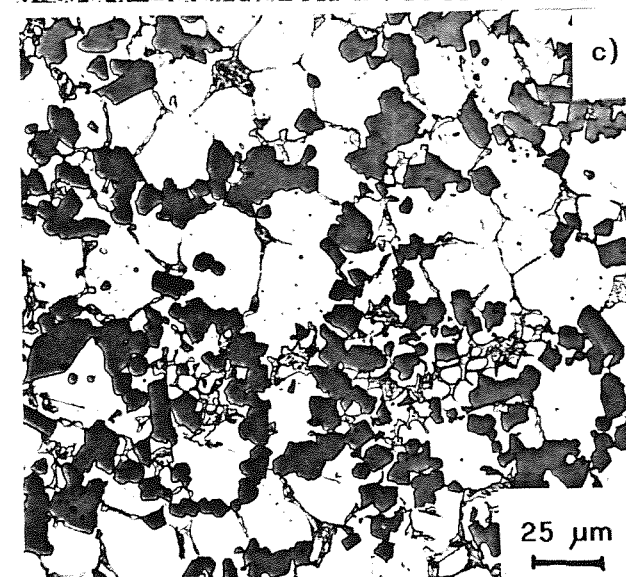
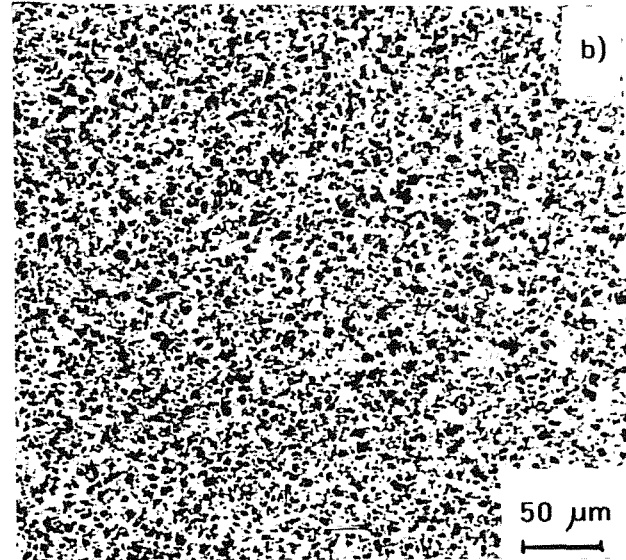
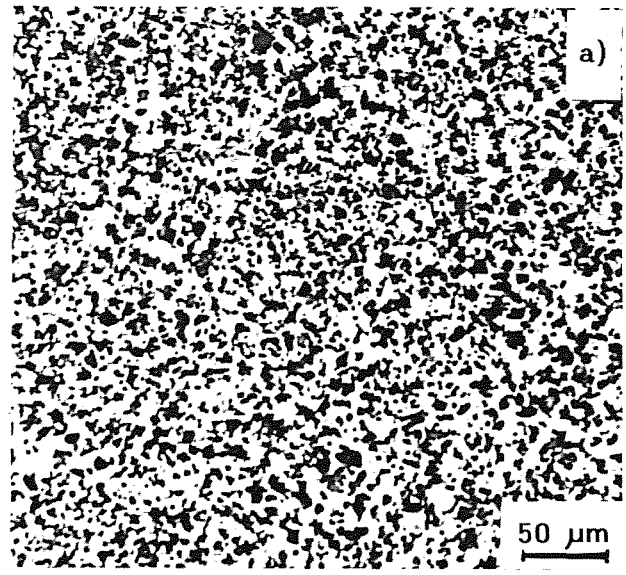


Fig. 2. Microestructuras del material Al/25Si/5Cu en las tres siguientes condiciones: a) spray formado, b) spray formado + extruido y c) spray formado + extruido + thixoformado.

monocristales, sino que están constituidas por aglomerados de Si (Fig. 4). En el resto de la exposición al referirse a partículas de Si no se hará distinción de su carácter mono o policristalino.

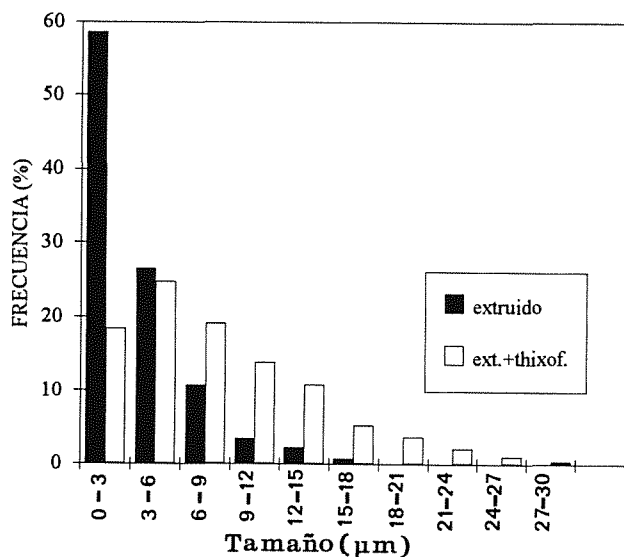


Fig. 3. Histograma de distribución de los tamaños medios de las partículas de Si, pudiendo observarse el efecto que en las mismas ejerce el proceso de thixoformado.

Tanto el crecimiento como la aglomeración de las partículas dependen notablemente de la temperatura y tiempo de permanencia a la misma durante el thixoformado. Las microestructuras estudiadas en este trabajo han sido obtenidas tras un proceso de optimización de la composición química y de las

condiciones de thixoformado llevado a cabo en el transcurso del proyecto BRITE anteriormente citado.

Para la realización de ensayos de tracción y de flexión de tres puntos ($W = 11$ mm, $B = 5,5$ mm), las probetas se mecanizaron a partir de barras de extrusión (60 mm de diámetro, paralelo a la dirección de extrusión) y de placas thixoformadas (12x 120x 120 mm). Los ensayos de tenacidad se realizaron de acuerdo con la norma E399. El análisis fractográfico de las probetas ensayadas se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados de los ensayos de tracción se resumen en la Tabla 1. Como puede observarse a partir de los datos obtenidos, tras el thixoformado el material experimenta un aumento de la resistencia a la vez que disminuye notablemente el alargamiento.

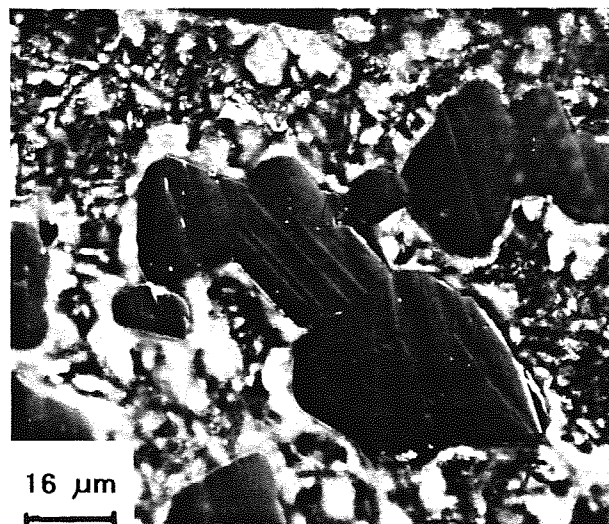


Fig. 4. Aglomeración de partículas de Si tras el thixoformado. Ataque químico realizado con $\text{HF}:\text{CrO}_3$ (5M) = 1:1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas convencionales

Material	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	UTS (MPa)	Alargamiento (%)	Si_{fract} (%)	Si_{local} (%)	$\text{Si}_{\text{fract}}/\text{Si}_{\text{local}}$
extruido	155	249	3.5	71	39	1.8
	167	257	2.9	-	-	-
	143	254	2.4	-	-	-
thixoformado	275	312	0.5	84	29	2.9
	258	298	0.45	-	-	-
thixo + t.t.	-	254	-	72	31	2.3

t.t.: tratamiento térmico a 500°C, 24h.

Tabla 2. Resultados de los ensayos de tenacidad

Material	K_{Ic} (MPa√m)	Si_{fract} (%)	Si_{local} (%)	Si_{fract}/Si_{local}
extruido	7.9 (*)	-	-	-
	8.9 (*)	-	-	-
thixoformado	10.3	63	28.6	2.2
	11.0	-	-	-
	9.6	60	28.6	2.1
	10.5	75	29.3	2.6
thixo + t.t.	14	74	31.8	2.3

(*) $K_Q \neq K_{Ic}$

Los resultados de los ensayos de tenacidad se indican en la Tabla 2. En el caso de las microestructuras correspondientes al material extruido los valores obtenidos de K_Q no cumplieron la condición de espesor mínimo necesario para ser considerados como K_{Ic} . Tal como se indica en la tabla, los valores de tenacidad obtenidos oscilan entre 8 y 9 MPa√m, mientras que tras el thixoformado el intervalo de medidas se encuentra entre 9.5 y 11 MPa√m.

El análisis fractográfico de las probetas de tenacidad pone de manifiesto la gran cantidad de partículas de Si que aparecen en la superficie de fractura. La Fig. 5 corresponde a la superficie de fractura de una probeta thixoformada, pudiendo apreciarse la gran cantidad de partículas de Si fracturadas unidas entre sí por ligaduras dúctiles de Al (Fig. 6).

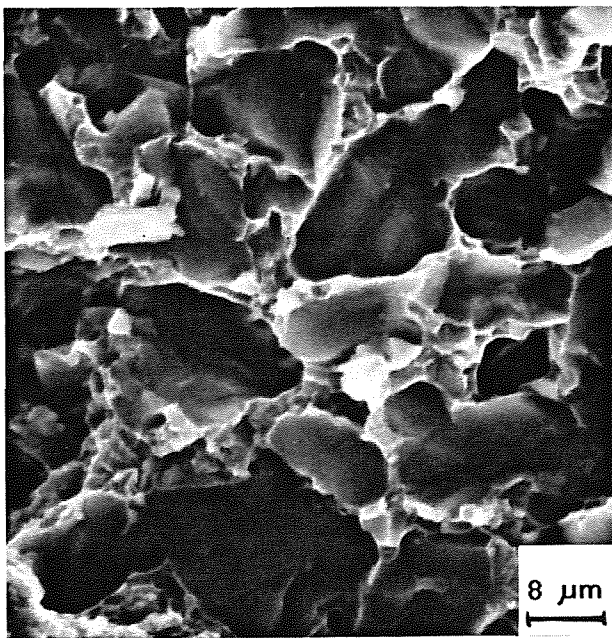


Fig. 5. Aspecto de la superficie de fractura de la aleación Al/25Si/5Cu thixoformada con gran cantidad de partículas de Si presentes, pudiendo apreciarse también franjas dúctiles de Al rodeando a algunas partículas de Si.

Para analizar los mecanismos predominantes en la fractura se prepararon secciones longitudinales de las probetas ensayadas. El estudio del perfil de la grieta pone de manifiesto que tanto en los ensayos de tracción como en los de tenacidad el micromecanismo predominante es la fractura de las partículas de Si. La propagación de la grieta de una partícula a otra tiene lugar a través del eutéctico y en menor medida mediante la fractura dúctil de la matriz de Al. La decohesión partícula-matriz aparece como un mecanismo muy poco frecuente. Un ejemplo de un perfil de fractura de una probeta de tenacidad se indica en la Fig. 7.

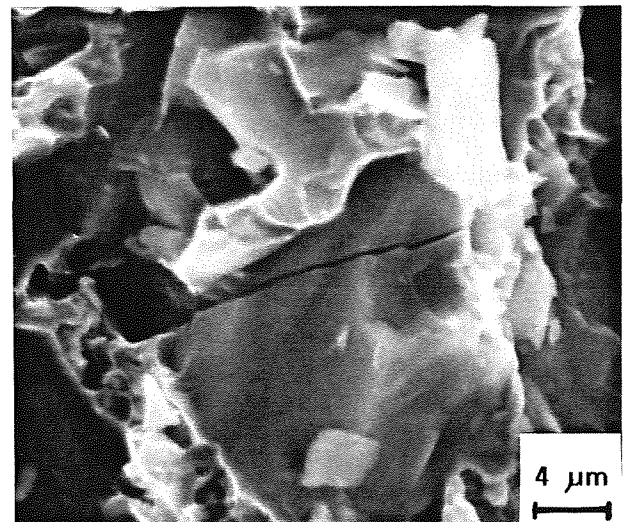


Fig. 6. Detalle de una partícula de Si fracturada rodeada por cavidades dúctiles nucleadas en la matriz de Al.

Para cuantificar la importancia de la presencia de partículas de Si en la superficie de fractura, se procedió a determinar mediante un analizador de imágenes la relación[4]:

$$\%Si_{fract} = \frac{\sum I_i}{I_t} \quad (1)$$

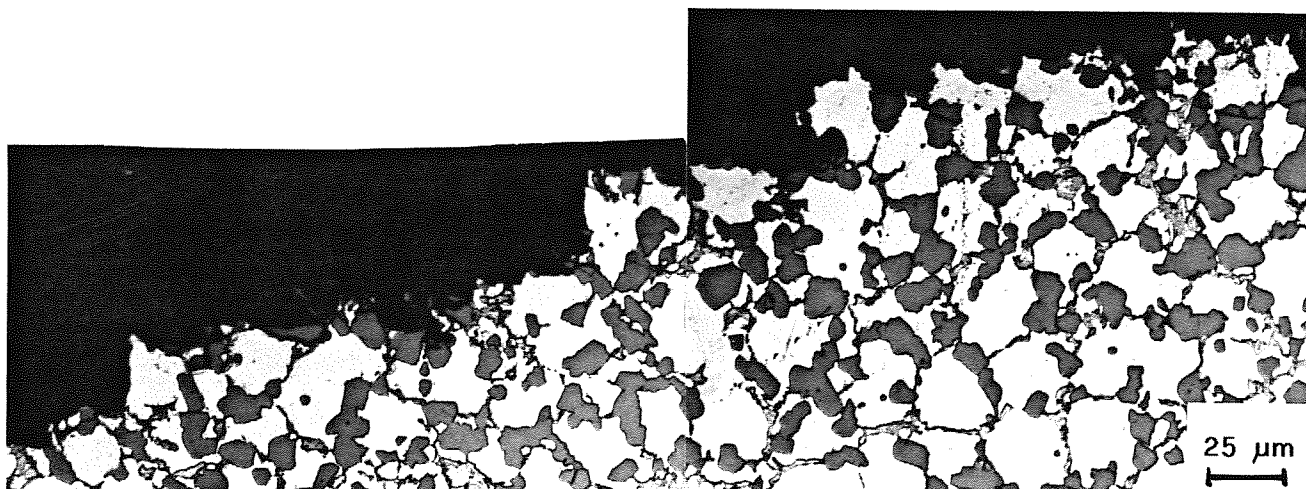


Fig. 7. Sección normal al plano de propagación de una probeta de tenacidad (material spray formado + extruido + thixoformado, $K_{IC} = 10.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

donde Σl_i representa la longitud del perfil de la fractura constituida por partículas rotas de Si y l_t la longitud total del perfil. Teniendo en cuenta la posible heterogeneidad de unas zonas a otras y de unas probetas a otras en la fracción volumétrica de partículas de Si, en cada probeta analizada se procedió a determinar la fracción volumétrica de Si en una franja de material adyacente a la superficie de fractura. Los resultados obtenidos tanto con las probetas de tracción como con las de tenacidad se resumen en las Tablas 1 y 2.

Tanto en los ensayos de tracción como en los de tenacidad se constata la elevada fracción volumétrica de partículas de Si, siendo ésta entre 2 y 3 veces superior a la media existente en la aleación. Por otra parte, el análisis del perfil de la grieta pone de manifiesto que la propagación de la misma de una partícula de Si a otra adyacente acontece con gran frecuencia a través de la fase eutéctica CuAl_2 . En consecuencia, si se consideran conjuntamente las fracciones de Si y de CuAl_2 presentes en los perfiles de la grieta, se deduce que la colaboración en la fractura de la matriz dúctil de Al es realmente muy escasa.

Considerando la fase CuAl_2 presente en el eutéctico como de carácter frágil [5] su eliminación como un camino de fácil propagación de la grieta de una partícula de Si a otra podría proporcionar una mejora en la tenacidad del composite. Con objeto de analizar dicha posibilidad varias probetas thixoformadas fueron sometidas a un tratamiento de globulización de la fase CuAl_2 . El tratamiento consistió en un calentamiento a 500°C durante 24 horas y la variación microestructural obtenida se indica en la Fig. 8. Como puede apreciarse, además de la globulización del CuAl_2 tiene lugar un cierto redondeo de las aristas vivas de las partículas de Si, si bien no se constató un crecimiento apreciable de su tamaño medio.

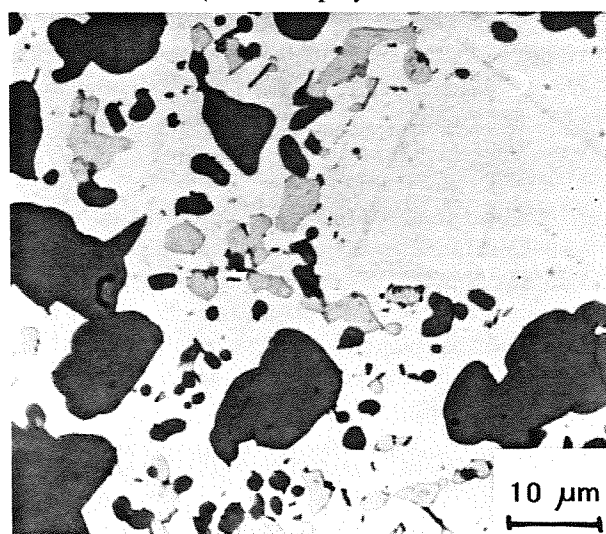


Fig. 8. Microestructura de la aleación Al/25Si/5Cu thixoformada después de haber sido sometida a un tratamiento térmico (500°C , 24h) de globulización.

Los resultados obtenidos después de aplicar el tratamiento térmico de globulización se indican en las Tablas 1 y 2. Si bien no se apreciaron mejoras en el ensayo de tracción, el valor $K_{IC} = 14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ supone un importante aumento de la tenacidad con relación a los resultados obtenidos sin el tratamiento de globulización. Por otra parte, el análisis fractográfico muestra la existencia de cavidades dúctiles nucleadas a partir de glóbulos de CuAl_2 (Fig. 9), poniendo de manifiesto la influencia que el tratamiento térmico ha tenido en los micromecanismos de fractura actuantes.

A pesar de la mejora introducida en la tenacidad por el tratamiento térmico, el análisis del perfil de la grieta sigue poniendo de manifiesto la elevada cantidad de partículas de Si rotas existentes en la superficie de fractura (Tabla 2). Dicho fenómeno se considerará más adelante.

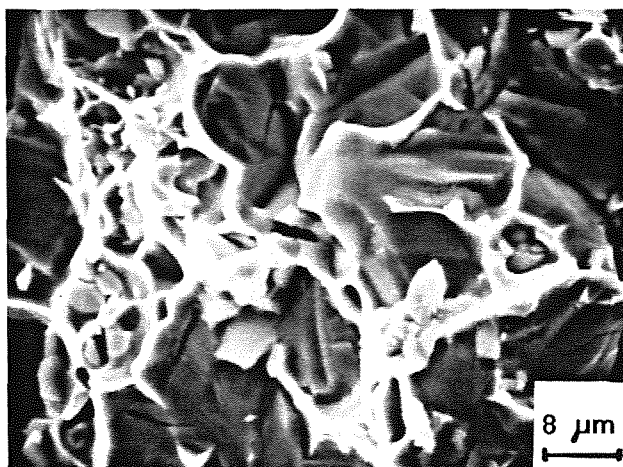


Fig. 9. Presencia en la superficie de fractura de cavidades dúctiles nucleadas en CuAl_2 globulizado.

Por otra parte, la información relativa a aleaciones de Al reforzadas con partículas de Si es muy escasa en la bibliografía y prácticamente inexistente para las elevadas fracciones volumétricas consideradas en el presente trabajo. Al respecto es de destacar el resultado medido con una aleación Al-Si-Mg con 20% Si (en peso) obtenida mediante metalurgia de polvos con una tenacidad de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [6]. Si el resultado obtenido de $K_{\text{IC}} = 14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ se compara con aleaciones reforzadas con partículas de SiC, se constata que el mismo se encuentra en el nivel inferior del rango de dispersión obtenido con diferentes tipos de matrices de Al y tratamientos térmicos [7-9]. Con objeto de analizar las posibles causas por las cuales el composite estudiado en el presente trabajo se encuentra en el rango inferior es necesario considerar el efecto de las partículas, del proceso (thixoformado frente a otros procedimientos) y de la microestructura en la tenacidad.

Las partículas de Si son más frágiles que las partículas de SiC [9], con lo cual resulta más fácil su fractura y, en consecuencia, para un mismo nivel de tensión el daño inducido en el material thixoformado sería mayor que el inducido en una matriz reforzada con SiC. Cabría pensar que dicho efecto tendría una incidencia en el valor de la tenacidad.

Por otra parte, el control del tamaño de las partículas (si bien existen resultados contradictorios en la bibliografía, un afino del tamaño de partícula se considera beneficioso desde el punto de vista de propiedades mecánicas convencionales [7]) ha sido uno de los objetivos a lo largo del proyecto BRITE, habiéndose logrado una notable mejora tras la adición de Cu y del control adecuado de la temperatura y tiempo durante el thixoformado. La adición de Mg aparece como un procedimiento de mayor afino del tamaño medio de la partícula, si bien todavía no se han

realizado mediciones de tenacidad que confirmen su efecto positivo en la misma.

La presencia de aglomerados de Si y de agrupamientos (clusters) de partículas aparece como el problema más importante desde el punto de vista microestructural. Si bien el procedimiento de la extrusión rompe el esqueleto de Si formado durante el spray formado, en el transcurso del calentamiento hasta el estado semilíquido tiene lugar, más que un crecimiento, la aglomeración de partículas de Si. A través del análisis fractográfico ha quedado de manifiesto que un aglomerado de partículas de Si no es tan perjudicial como una única partícula del mismo tamaño, ya que es frecuente observar grietas dentro de un aglomerado paradas en una junta partícula-partícula. A pesar de ello, es evidente que la aglomeración va a presentar efectos negativos tanto en la ductilidad como en la tenacidad del material.

El análisis de los perfiles de grietas indicando que éstas se propagan fundamentalmente a través de agrupaciones (clusters) de Si pone de manifiesto la importancia de la heterogeneidad microestructural. Además de proporcionar caminos de fácil propagación para la grieta, el agrupamiento de partículas de Si contribuye a una más fácil fractura de la matriz como consecuencia del elevado grado del estado triaxial de tensiones actuante en la misma [9, 10, 11]. Considerando la analogía de que la película de Al de espesor h y longitud b situada entre dos partículas de Si está sometida a un estado de deformación plana, Lloyd [11] propone la siguiente expresión del valor de la tensión máxima:

$$\frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma_{\text{F}}} = 1 + \frac{b}{2h} \quad (2)$$

donde σ_{F} es la tensión de fluencia de la matriz. Esta expresión pone claramente de manifiesto que, incluso en aquellos casos en los que no hay contacto entre partículas (aglomeramiento), el agrupamiento de las mismas da origen a una elevada triaxialidad de tensiones en la matriz que origina el fallo prematuro de la misma.

Con relación al procedimiento de thixoformado debe señalarse que si bien presenta la gran ventaja de proporcionar piezas con geometrías semiacabadas, desde el punto de vista de propiedades mecánicas puede resultar no ser totalmente comparable con los métodos de obtención de piezas por medio de mecanizado de barras extruidas o laminadas. La presencia de porosidad (o microporosidad) formada en el estado semisólido puede conducir a una merma de la

ductilidad frente a los procedimientos convencionales, con lo cual resultaría más conveniente comparar las propiedades mecánicas con procesos similares (fundición inyectada por ejemplo). Desde este punto de vista resulta interesante considerar los resultados obtenidos con un composite obtenido mediante fundición y constituido por una matriz de Al356 reforzada con un 15% (vol.) de partículas de SiC (tamaño comprendido entre 5 y 10 μm) [12]. Las propiedades mecánicas medidas fueron: $\sigma_{0.2\%} = 256$ MPa, UTS = 280 MPa y alarg. = 1%. Teniendo en cuenta que en el material thixoformado la fracción volumétrica de partículas de Si es el doble que en la fundición señalada anteriormente, los resultados medidos en el alargamiento pueden considerarse coherentes.

Resumiendo, en el presente trabajo se han expuesto los resultados obtenidos con un composite Al/25Si/5Cu obtenido mediante thixoformado. Los valores de resistencia mecánica y tenacidad obtenidos y el análisis fractográfico llevado indican la posibilidad de lograr propiedades válidas para aplicaciones industriales. Sin embargo, el mayor problema existente en la actualidad es la baja ductilidad que presenta el material. Este problema está relacionado en gran medida con el hecho de que todavía no se ha alcanzado una optimización total de la microestructura. Un control adecuado de las variables que intervienen en el proceso permite predecir una mejora de las propiedades mecánicas alcanzadas hasta el momento presente.

4. CONCLUSIONES

- Mediante el procedimiento de conformado semisólido (thixoformado) se ha desarrollado un composite Al/25Si/5Cu con una resistencia a la tracción de ~ 300 MPa y una tenacidad comprendida entre los 9.5 y 11 MPa $\sqrt{\text{m}}$.

- Los micromecanismos controlantes de la fractura del material son fundamentalmente la rotura de las partículas de Si y la coalescencia de las grietas originadas a través de la fase CuAl₂ y de la matriz dúctil de Al. La decohesión partícula-matriz es un mecanismo de escasa relevancia.

- Un tratamiento térmico de globulización de la fase CuAl₂ permite aumentar la tenacidad del material hasta 14 MPa $\sqrt{\text{m}}$.

- La elevada presencia de partículas de Si en la superficie de fractura (hasta 3 veces superior a la existente en el volumen del material) pone de relieve la importancia de los agrupamientos de Si en el proceso de fractura.

- A través de los resultados obtenidos cabe predecir una mejora de los mismos, fundamentalmente ductilidad y tenacidad, mediante una mayor homogeneización microestructural realizando un adecuado control de las variables del thixoformado.

5. AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo forma parte de un proyecto de investigación realizado dentro del programa BRITE/EURAM contrato nº BREU 0129-C. Los participantes en el proyecto son: CEIT, Ederlan S. Coop., Universidad de Sheffield (UK), Lucas Automotive Ltd. (UK), Osprey Metals Ltd. (UK) y Ruhr-Universität Bochum (G).

6. REFERENCIAS

- [1] CEIT, Informe Brite/Euram, Mayo 1991.
- [2] Flemings, M.C., Metall. Trans., **22A**, 957-981 (1991).
- [3] Ikawa, Y., Itami, T., Kumagai, K., Kawashima, Y., Leatham, A.G., Coombs, J.S y Brooks, R.G., ISIJ Intern., **30**, 756-763 (1990).
- [4] Sinclair, I. y Knott, J.F., Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures (ECF8), EMAS, vol.1, 303-309 (1990).
- [5] Valer Goñi, J., Tesis Doctoral (en curso), ESII, San Sebastián.
- [6] Manoharan, M., Lewandowski, J.J. y Hunt, W.H., Mater. Sci. and Eng., **A172**, 63-69 (1993).
- [7] Taya, M. y Arsenault, R.J., Metal Matrix Composites, Pergamon Press, 98 (1989).
- [8] Roebuck, B. y Lord, J.D., Mater. Sci. and Technol., **6**, 1199-1209 (1990).
- [9] Lloyd, D.J., Inter. Mater. Rev., **39**, 1-23 (1994).
- [10] Hunt, W.H., Brockenbrough, J.R. y Magnusen, P.E., Scrip. Met. and Mat., **25**, 15-20 (1991).
- [11] Lloyd, D.J., Acta. Metall. Mater., **39**, 59-71 (1991).
- [12] Wang, Z. y Zhang, R.J., Metall. Trans., **22A**, 1585-1593 (1991).

EFFECTO DEL PARÁMETRO R Y DEL MÉTODO DE NUCLEACIÓN DE LA PRE-GRIETA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS DE FATIGA

L. Iturgoyen, A. Mateo y M. Anglada

E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona - Universidad Politécnica de Catalunya
Dpt. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Avda. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

Resumen. En el presente trabajo se ha estudiado la propagación de grietas de fatiga en un acero inoxidable austeno-ferrítico con diferentes grados de envejecimiento. Se ha puesto un interés especial en determinar la influencia del parámetro R sobre la propagación de grietas, tanto en la zona umbral de propagación como en la zona de propagación de Paris. En orden a comprobar los valores umbrales de propagación determinados para el acero sin envejecer, se ha realizado un ensayo de propagación a partir de una grieta generada bajo cargas cíclicas de compresión.

Abstract. In this work it has been studied the fatigue crack propagation of a duplex stainless steel aged under different conditions. Emphasis has been made in determining the influence of the parameter R on crack propagation, in the near threshold propagation as well as in the Paris regime. In order to validate thresholds values determined for the unaged steel, it has been carried out a propagation test with a crack nucleated under cyclic compressive loads.

1. INTRODUCCIÓN.

Es bien conocido el gran efecto que el fenómeno de cierre de grieta y el parámetro R tienen sobre la propagación de grietas de fatiga. El fenómeno de cierre de grieta puede ser causado por diversos mecanismos microestructurales o ambientales [1]. Su efecto es disminuir la velocidad de propagación de las grietas de fatiga, ya que el valor efectivo para la propagación de la variación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{eff} , es menor que el calculado, ΔK , a partir de la variación de la carga aplicada ΔP . Para eliminar este efecto, las curvas de propagación se representan en función de los valores efectivos de propagación, que vienen definidos por:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl} \quad (1)$$

donde K_{cl} es el valor de K calculado mediante la carga a la cual se produce el cierre de la grieta, P_{cl} . La determinación de P_{cl} puede realizarse según varias metodologías [1].

En este trabajo se ha estudiado la influencia del efecto del cierre de grieta y del parámetro R sobre la propagación de grietas de fatiga en un acero inoxidable duplex con diferentes grados de fragilidad producidos por envejecimientos dentro del rango intermedio de temperaturas (250-500 °C). En el desarrollo del trabajo se realiza así mismo un análisis de la metodología de determinación de las velocidades de propagación, sobre todo en la zona cercana al umbral. La metodología de este tipo de ensayos está bien establecida en la norma ASTM E-647 [2], sin embargo diversos autores [1,3] han puesto en duda los valores umbrales determinados siguiendo esta norma. La principal crítica a la técnica descrita en la norma es la gran influencia del gradiente utilizado al aplicar la metodología de K-decremental en la determinación de los valores umbrales de propagación. En diversos trabajos [1,3-5] se propone una metodología alternativa consistente en la determinación de los valores de propagación con una pre-grieta nucleada a partir de la entalla bajo cargas

cíclicas de compresión. La pre-grieta de fatiga así generada no presenta rugosidad en las superficies de fractura, susceptible de generar cierre de grieta por contacto de las mismas. La principal característica de este tipo de grietas es que se paran después de extenderse una determinada longitud (longitud de saturación), que es función de la amplitud de cargas aplicada.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero estudiado AISI 329 (UNS 32900) fue suministrado por ACENOR en forma de palanquilla cuadrada de 70 mm. de lado, laminada en caliente entre 900 y 1000 °C, con posterior enfriamiento en aire. La composición química del acero se detalla en la Tabla 1. En orden a homogeneizar la microestructura, aumentar la proporción de fase austenítica y mejorar la tenacidad del material, se realizó un recocido a 1000 °C durante 2 horas con posterior enfriamiento en agua.

Tabla 1. Composición química del acero y de cada una de las fases en % de peso.

Acero	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn
AISI 329	0.036	0.072	24.6	5.4	1.4	1.73
α	-	-	26.5	3.9	1.8	1.7
γ	-	-	21.8	6.4	1.1	1.8

La microestructura final está formada por una proporción del 35-40% de fase austenítica en forma de granos aislados dentro de una matriz ferrítica. Los granos de austenita son de dos tipos: a) granos procedentes del proceso de laminación (grandes y orientados según la dirección de laminación) y b) granos pequeños y orientados al azar resultado del proceso de recocido. La composición química de cada una de las fases determinada mediante el análisis de dispersión de energía de rayos X se detalla en la Tabla 1.

Las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga fueron de tipo WOL (Wedge Opening Load) de 25.4 mm. de espesor. Se mecanizaron ranuras laterales a la altura de la entalla de 2 mm. de profundidad por cada lado, en orden a garantizar un frente de grieta plano.

Los ensayos de fatiga se realizaron sobre el material sin envejecer y envejecido hasta 500 horas a la temperatura de 425 °C. Los ensayos siguieron la metodología de la norma ASTM E-647 [2].

La pre-grieta de fatiga se realizó a ΔK constante, a un valor entre 20 y 22 MPa $m^{1/2}$, dependiendo del grado de fragilidad del material. El valor umbral de

propagación se determinó mediante la metodología denominada de K-decreciente llevándose a cabo según la ley exponencial:

$$\Delta K = \Delta K_0 e^{C(a-a_0)} \quad (2)$$

donde ΔK_0 y a_0 son respectivamente los valores iniciales de ΔK y de la longitud de la grieta al iniciar la determinación del valor umbral de propagación, y C es el valor del gradiente de decrecimiento, que en nuestro caso fue tomado igual a -0.1. La zona de velocidades de propagación intermedias o zona de Paris se determinó mediante ensayos a ΔP constante. El valor de ΔP utilizado fue aproximadamente un 20% superior al utilizado en la determinación del valor umbral de propagación. La longitud de la grieta fue determinada mediante el método de la flexibilidad. Las expresiones del factor de intensidad de tensiones en función de la longitud normalizada de la grieta y de esta en función de la flexibilidad fueron obtenidas del trabajo de Saxena y Hudak [6].

La pre-grieta de fatiga bajo cargas cíclicas de compresión fue nucleada y propagada a ΔP igual a 60 KN y R=10. En este caso la longitud de la grieta fue determinada mediante la observación directa de la misma por microscopía óptica. La grieta bajo cargas cíclicas de compresión se propagó hasta alcanzar su longitud de saturación. Posteriormente se pasó a propagar la grieta mediante cargas cíclicas de tracción a un valor de ΔK bajo (en nuestro caso $\Delta K=3$ MPa $m^{1/2}$). Si no existe propagación tras 3×10^6 ciclos (equivalente a una velocidad de propagación menor que 10^{-12} m/ciclo) se aumenta el valor de ΔK , así sucesivamente hasta detectar el inicio de propagación.

3. RESULTADOS

En la Tabla 2 se detallan los valores umbrales de propagación y los parámetros de la ecuaciones de Paris ($da/dN=A\Delta K^n$) ajustadas a las curvas de propagación, para todos los casos estudiados.

Por un lado, se puede apreciar que el envejecimiento aumenta el valor umbral de propagación, así como aumenta también el exponente de la ecuación de Paris. Estos autores han comprobado este efecto para otras temperaturas de envejecimiento, dentro del mismo rango, a la utilizada en el presente trabajo [7]. Por otro lado, si comparamos las curvas de propagación del acero sin envejecer para R=0.1 y para R=0.5 (Fig. 1), se puede observar una gran diferencia en el valor umbral de propagación (14 MPa $m^{1/2}$ para R=0.1 frente a 10.5 MPa $m^{1/2}$ para R=0.5), mientras que la zona de Paris apenas se ve afectada por un pequeño aumento del valor del exponente de Paris. Por ello se determinó la curva de propagación para valores de ΔK_{eff} los

cuales se evaluaron a partir del estudio de los cambios de pendiente que ocurren en la recta carga-COD (Fig. 2). La curva de propagación resultante puede verse en la Fig. 1, donde se puede comprobar que el valor umbral efectivo de propagación para R=0.1 es prácticamente el mismo al determinado a R=0.5.

Está claro que el valor umbral efectivo de ΔK para la propagación en el acero estudiado es bastante alto. Para comprobar que el valor determinado no depende del método utilizado, se determinó por otro procedimiento. Las probetas entalladas fueron pre-agrietadas mediante cargas cíclicas de compresión, hasta alcanzar un longitud de de 1.5 mm. Posteriormente se pasó a la aplicación de cargas cíclicas de tracción a R=0.1 y ΔP constante. La grieta inició su propagación a un $\Delta K=5.5$ MPa m^{1/2}, sin embargo al aumentar ΔK fue disminuyendo su velocidad hasta pararse totalmente a un ΔK igual a 7.3 MPa m^{1/2}. ΔK fue aumentado hasta que se inició de nuevo la propagación, esta ocurrió para un ΔK situado entre 9 y 10.5 MPa m^{1/2}, valor muy similar al valor umbral de propagación a R=0.5 y al valor umbral efectivo de propagación para R=0.1 (Fig. 1). A continuación se pasó a determinar la zona de Paris, la cual es prácticamente igual a la determinada mediante el método standard de la norma ASTM E-647 [2] (Fig. 1). Posteriormente se realizó el mismo ensayo pero a la probeta preagrietada mediante cargas cíclicas de compresión se le realizó un recocido de alivio de tensiones a 1000 °C durante 10 minutos. En este caso no se detectó propagación de la grieta hasta llegar a un valor de ΔK de 11.5 MPa m^{1/2}, valor próximo al determinado anteriormente.

En la Figs. 4 y 5 se representan las curvas de propagación a R=0.1 y R=0.5 para difrenetes tiempos de envejecimiento a 425 °C. Podemos observar como R afecta a la totalidad de la curva de propagación, no en

su forma sino desplazándolas hacia la derecha un determinado valor de ΔK .

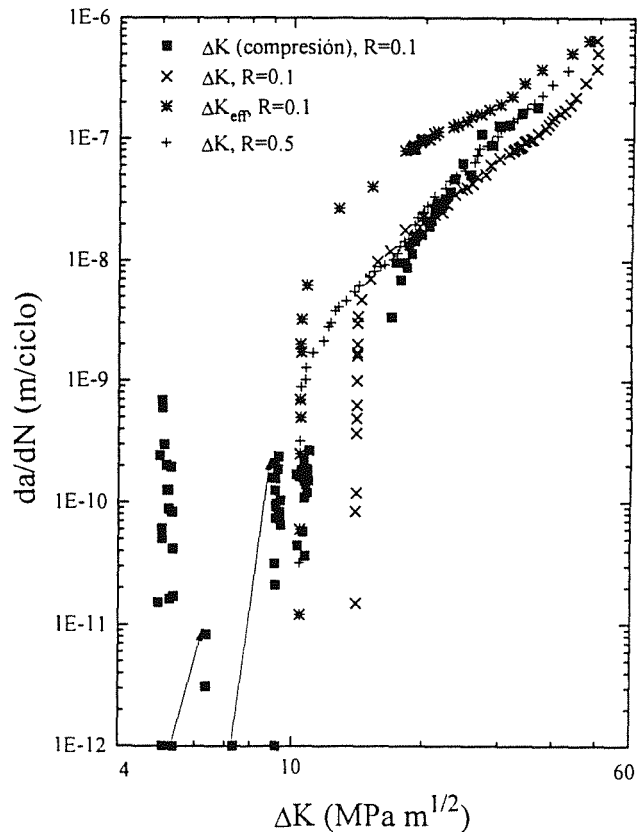


Fig. 1. Curvas de propagación del acero sin envejecer para R=0.1 (valor efectivo), R=0.5 y para R=0.1 y la grieta de compresión.

Tabla 2. Parámetros de la ecuación de Paris y valores de ΔK_{eff} determinados.

Condición de envejecimiento		R	ΔK_{th} (MPa m ^{1/2})	A	n
Sin envejecer		0.1	14	3.65x10 ⁻¹²	2.88
	(Efectivo)	0.1	10.5	5.75x10 ⁻¹⁰	1.7
Pre-grieta de compresión		0.1	9.5-10	-	-
Idem + recocido		0.1	11.5	-	-
		0.5	10.4	2.10x10 ⁻¹³	3.9
425 °C	5 horas	0.1	15.5	1.51x10 ⁻¹⁴	4.29
		0.1	15.5	5.62x10 ⁻¹⁴	3.77
	100 horas	0.5	12.3	7.76x10 ⁻¹⁸	7.44
		0.1	16	5.62x10 ⁻¹⁸	7.11
	500 horas	0.5	13.2	1.09x10 ⁻¹⁷	7.51
		0.1	19.5	1x10 ⁻¹⁹	7.88
		0.5	14.5	2.95x10 ⁻²³	11.57

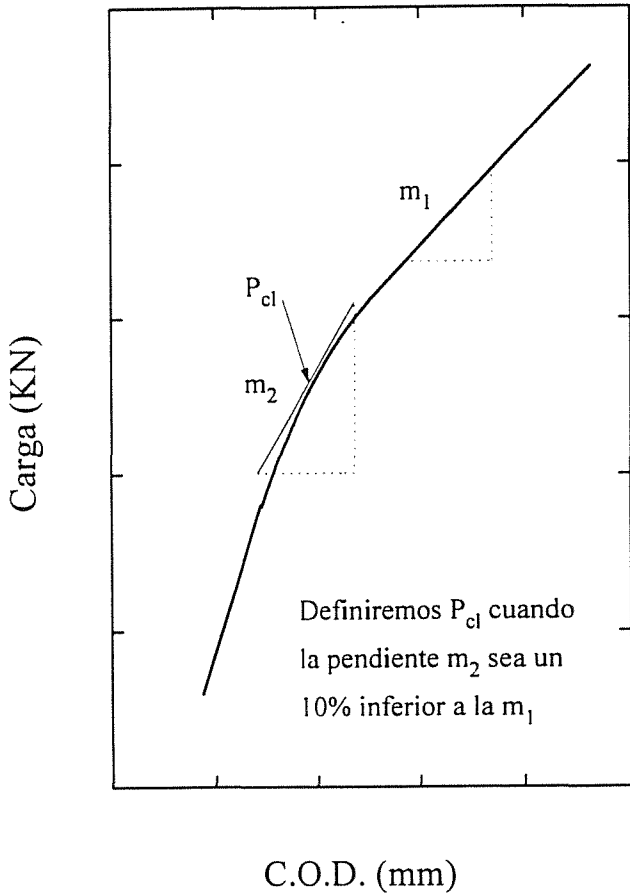


Fig. 2. Metodología utilizado en la determinación de P_{cl} .

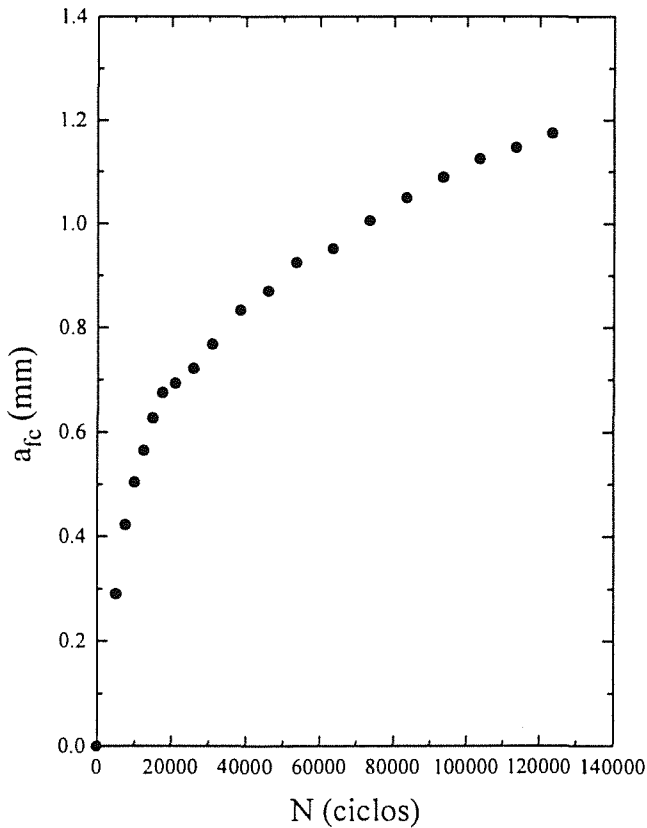


Fig. 3. Curva de nucleación y crecimiento de la grieta a partir de la entalla bajo cargas cíclicas de compresión.

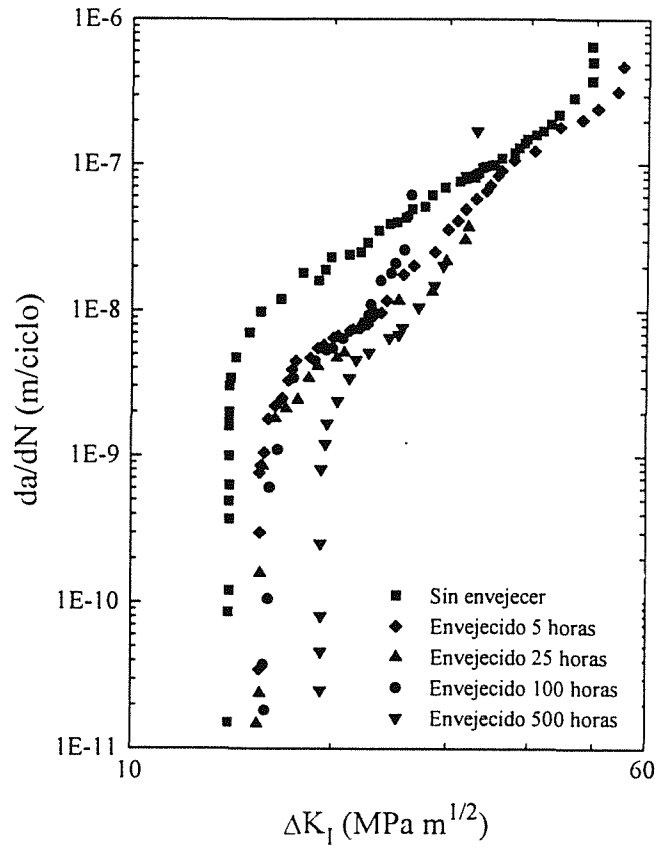


Fig. 4. Curvas de propagación a $R=0.1$ para el acero envejecido a $425\text{ }^{\circ}\text{C}$.

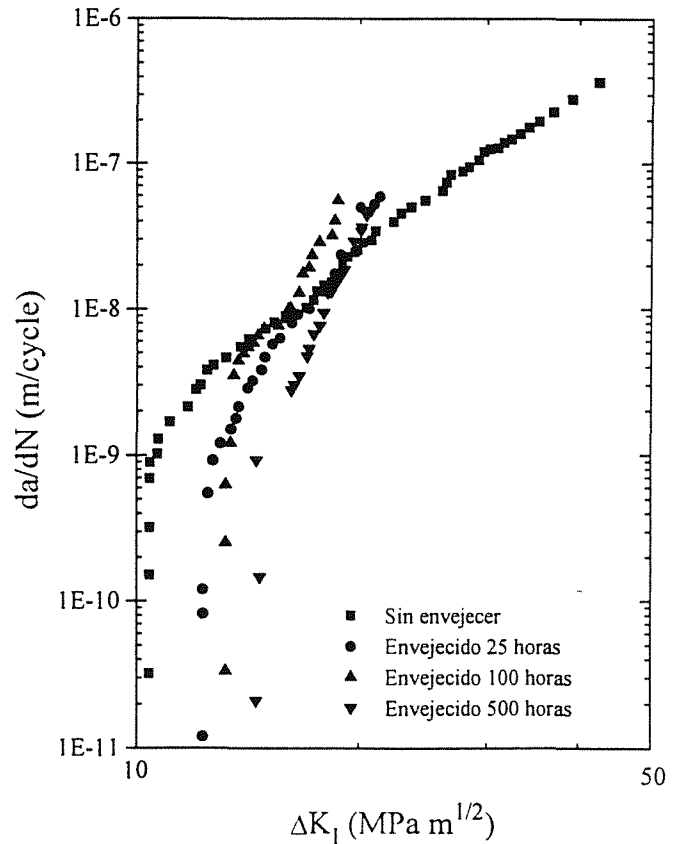


Fig. 5. Curvas de propagación a $R=0.5$ para el acero envejecido a $425\text{ }^{\circ}\text{C}$.

4. DISCUSIÓN

Cabe hacer notar que, aún tomando el valor umbral efectivo de propagación, éste continúa siendo bastante elevado. Este valor umbral alto está relacionado con dos parámetros metalúrgicos del material: en primer lugar estamos trabajando con un acero bifásico (generalmente los materiales bifásicos tienen un valor umbral más alto que los materiales monofásicos) y en segundo lugar tenemos un alto porcentaje de fase austenítica con una microestructura similar a la que se obtiene en un proceso de soldadura o de fundición.

La resistencia a la propagación de grietas de fatiga del material puede relacionarse con el comportamiento que sufre cuando es sometido a deformaciones cíclicas. Al someter una grieta a cargas cíclicas de tracción, se producen dos regiones de deformación plástica: la región de deformación plástica monotónica, cuyo tamaño viene determinado por el valor de $K_{m\acute{a}x}$ y tiene por expresión (modelo de Dugdale):

$$r_p = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{m\acute{a}x}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

y la región de deformación plástica cíclica, cuyo tamaño vendrá dado por el valor de ΔK y tiene por expresión:

$$r_c \approx \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

En la zona de deformación plástica cíclica, donde existen tensiones residuales de compresión, podemos abstraer el proceso de propagación de la grieta al proceso de rotura por fatiga oligocíclica que sufre una probeta microscópica situada en la punta de la grieta. El comportamiento del material bajo deformaciones cíclicas [6] nos indica que para amplitudes de deformación plástica pequeñas, el envejecimiento aumenta la resistencia a rotura por fatiga, mientras que para amplitudes de deformación plástica grandes el envejecimiento la hace disminuir. La deformación plástica que existe en la región plástica de la punta de la grieta será proporcional a la abertura que sufre la punta de la grieta, que tiene por expresión:

$$\Delta\delta_t = \frac{\Delta K^2}{2\sigma_y E} \quad (5)$$

Por lo tanto al aumentar ΔK aumentaremos el valor de la amplitud de deformación plástica existente en la punta de la grieta.

En la zona umbral de propagación donde el valor de ΔK es pequeño, tenemos una deformación plástica pequeña en la punta de la grieta. La resistencia a fatiga oligocíclica a amplitudes de deformación plástica pequeñas aumenta con el envejecimiento del material [6]. Este comportamiento nos produce un aumento del valor umbral de propagación con el envejecimiento del material.

Al aumentar el valor de R , el valor umbral de propagación disminuye para una misma condición de envejecimiento. En el caso del acero sin envejecer, este efecto de R está relacionado con el fenómeno de cierre de grieta. En esta condición el material presenta un camino de la grieta muy tortuoso que genera cierre de grieta por el mecanismo de contacto entre superficies de fractura (Fig. 6). La grieta tiende a propagarse por la fase ferrítica, eludiendo los granos de austenita, acumulando gran cantidad de deformación alrededor. Cuando la propagación se produce a lo largo de los granos grandes de austenita, la grieta suele tener un aspecto mucho más fino, pero en este caso el camino también es tortuoso ya que tiende a seguir las bandas de deslizamiento que se producen en el grano austenítico (Fig. 7).

Murakami et al [9], en su estudio de la propagación de grietas de fatiga en aceros inoxidable austeno-ferríticos moldeados, determinaron unos valores umbrales efectivos de propagación similares a los obtenidos en el presente trabajo. La microestructura del material era también similar a la presente en nuestro acero. El alto valor umbral efectivo de propagación determinado fue atribuido a la microestructura bifásica del material, sobre todo a la presencia de los granos pequeños de austenita orientados al azar.

También se pudo comprobar como al aumentar R en el caso del material envejecido, existía una disminución del valor umbral de propagación para una misma condición de envejecimiento. Este hecho no puede asociarse a un fenómeno de cierre de grieta (en los ensayos de $R=0.1$ y material envejecido no se pudo determinar este fenómeno), sino a un efecto de $K_{m\acute{a}x}$. En el material envejecido la propagación de la grieta viene controlada por el clivaje o cuasi-clivaje de la fase ferrítica, al aumentar R aumentamos el valor de $K_{m\acute{a}x}$ asociado a un determinado valor de ΔK , por lo que alcanzaremos más fácilmente la tensión necesaria para que se produzca el clivaje o cuasi-clivaje en la fase ferrítica.

El comportamiento del material en la zona de velocidades intermedias de propagación o zona de Paris puede explicarse también a través de los resultados obtenidos en fatiga oligocíclica. En esta zona, el envejecimiento del material induce un aumento del valor del exponente de la ecuación de Paris. Esto nos

indica que para valores de ΔK superiores a cierto valor, la velocidad de propagación de la grieta será mayor para el material envejecido que para el material sin envejecer, produciéndose un aumento del valor del exponente de Paris. Para valores de ΔK menores a este valor, la velocidad de propagación de la grieta será menor en el acero envejecido que en el acero sin envejecer, produciéndose un aumento del valor umbral de propagación. Este hecho también se pudo observar en el comportamiento bajo fatiga oligocíclica, en el cual se observó [6] como las curvas de Coffin-Manson de diferentes condiciones de envejecimiento se cruzaban en cierto punto, indicando un cambio de comportamiento según fuese la amplitud de deformación plástica aplicada. Por lo tanto el comportamiento frente la propagación de grietas de fatiga y el comportamiento frente la fatiga oligocíclica están relacionados, pudiéndose estudiar la misma mediante la expresión (5) que nos da la relación entre el ΔK aplicado y el nivel de amplitud de deformación plástica que existe en la punta de la grieta. Diversos autores [10,11] han utilizado este modelo para relacionar los parámetros obtenidos en fatiga oligocíclica con los obtenidos en los ensayos de propagación de grietas. En ambos casos demostraron que el exponente de la ecuación de Paris es proporcional al inverso del exponente de la ecuación de Coffin-Manson:

$$n \propto \frac{1}{c} \quad (6)$$

En nuestro estudio y para las condiciones de envejecimiento estudiadas esta proporcionalidad se cumple. Este efecto del envejecimiento en la zona de Paris sigue manteniéndose cuando aumentamos el valor de R.

A partir de los ensayos de propagación realizados con probetas preagrietadas bajo cargas cíclicas de compresión hemos podido comprobar como en nuestro caso la utilización de la metodología detallada en la norma ASTM E-657, con un exponente de $C=-0.1$ en la ecuación de K-decreciente, nos da unos valores umbrales de propagación similares a los que se obtienen a partir de otro método basado en el preagrietamiento de probetas entalladas bajo cargas cíclicas de compresión. El inicio de propagación que se pudo medir a $\Delta K=5.5 \text{ MPa m}^{1/2}$ en el ensayo con la pregrieta de compresión, es debido a la presencia de tensiones residuales de tracción en la punta de la grieta generada bajo cargas cíclicas de compresión. Este hecho se pudo comprobar realizando un recocido de alivio de tensiones con anterioridad a la determinación del valor umbral. En este ensayo no se detectó crecimiento de la grieta hasta llegar a valores de $\Delta K=11.5 \text{ MPa m}^{1/2}$. Este valor es ligeramente superior a los valores determinados anteriormente, este pequeño aumento es debido seguramente a una pequeña capa de

óxido en las superficies de la grieta que se debió crear durante el proceso de recocido, ya que este se realizó en aire.



Fig. 6. Camino tortuoso de la grieta al propagarse por la fase ferrítica eludiendo los granos de austenita (acero sin envejecer).



Fig. 7. Camino de la grieta al propagarse dentro de un grano de austenita (acero sin envejecer).

5. REFERENCIAS.

- [1] S. Suresh, "*Fatigue of materials*". Cambridge Solid State Science Series, Cambridge university press, 1ª ed (1993).
- [2] Norma ASTM E-647, "*Mesaurement of fatigue crack growth rates*", Annual Book of ASTM Standards, 03.01, 654, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1991).
- [3] S. Suresh, "*Crack initiation in cyclic compression and its applications*". Engineering Fracture Mechanics, 21, 453-463 (1985).
- [4] R. Pippin, "*Threshold and crack-growth tests on pre-cracked specimens produced in cyclic compression*". Fatigue'87, Edt. EMAS (ed. R.O. Ritchie y E.A. Starke, Jr.), 2, 933 (1987)
- [5] R. Pippin, "*Threshold and effective threshold of fatigue crack propagation in ARMCO iron. I: The influence of grain size and cold working*". Materials Science and Engineering, A138, 1-13 (1991).
- [6] L. Iturgoyen, J. Alcalá y M. Anglada, "*Fractura del acero inoxidable austeno-ferrítico AISI 329 envejecido a 475 °C*". Anales de Mecánica de la Fractura, 8, 246 (1992).
- [7] L. Iturgoyen, A. Mateo y M. Anglada, "*Cinética de la fragilización del acero inoxidable austeno-ferrítico AISI 329*". Anales de Mecánica de la Fractura, este mismo volumen.
- [8] A. Mateo, L. Iturgoyen, L. Llanes y M. Anglada. Trabajo no publicado.
- [9] R-I. Murakami, Y-H. Kim y W.G. Ferguson, "*The effects of microstructure and fracture surface toughness on near threshold fatigue crack propagation characteristics of a two- phase cast stainless steel*". Fatigue Fract. Engng. Mater. Strust, 14, 741-748 (1991).
- [10] J. Lantaigne and J.P. Bailon, "*Theoretical model for FCGR near the threshold*". Met. Trans. A, 12A, 459-466 (1981).
- [11] A. Saxena y S.D. Antolovich, "*Low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures in a series of polycrystalline Cu-Al alloys*". Met. Trans. A, 6A, 1809-1828 (1975).

6. AGRADECIMIENTOS.

Agradecer a la CECA la subvención del presente trabajo a través del proyecto 7210-MA/940, al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de una beca FPI a L. Iturgoyen y a ACENOR la donación del acero estudiado. Agradecer a L. Llanes las discusiones y sugerencias realizados.

ANALISIS ESTADISTICO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LAMINADOS DE FIBRA DE CARBONO

M.J. Lamela Rey*, A. Fernández Canteli*,
H. Reiter**, N. Gathercole**, J. Viña Olay*

*E.T.S. Ingenieros Industriales de Gijón. Universidad de Oviedo.
Ctra. de Castiello s/n. Gijón 33204. ESPAÑA.

**School of Materials Science. University of Bath.
Claverton Down. Bath BA2 7AY. ENGLAND.

Resumen. En el presente trabajo, sobre fatiga de materiales compuestos, se aplica la Teoría Estadística de Extremos para la obtención de los valores característicos de diseño, correspondientes a bajos porcentajes de probabilidad de rotura. Una vez confirmado un dominio de atracción de Weibull para las muestras, el cálculo anterior se realiza mediante diversas estimaciones de los parámetros de la función de distribución correspondiente. Asimismo, se realiza un estudio comparativo entre los parámetros de forma obtenidos para ensayos a fatiga bajo flexión, tracción y bloques de carga, apuntando la posible existencia de un único mecanismo de daño para todos ellos. Como material de trabajo se ha empleado un laminado cuasi-isotrópico de 16 capas, típico de la industria aeroespacial, formado por fibra de carbono Toray T800 y resina epoxi Narmco 5245.

Abstract. In this work on fatigue composites, the Extreme Value Theory is used to calculate the design characteristic values, which correspond to low failure probability percentages. Confirming a Weibull domain of attraction for sample distributions, the former calculation is done by means of various parameter estimations. Likewise, a comparative study of shape parameters among bending, tensile and blocks loading tests is presented, pointing out that the same failure mechanism could appear in all of them. The selected material for the study is a 16 ply quasi-isotropic aerospace laminate, based on T800 Toray carbon fibres in Narmco 5245 epoxi resin.

1. INTRODUCCION

A menudo el diseño en la ingeniería está basado en la probabilidad de ocurrencia de valores extremos de una población de variables aleatorias, siendo estos valores los que verdaderamente determinan la seguridad y posteriormente, el fallo de un sistema dado [1, 2].

Un ejemplo típico de la aplicación de la Teoría de Extremos sería el cálculo o la comprobación de una estructura bajo dos puntos de vista distintos : a) la distribución de las cargas a la que está sometida, lo que representaría un problema de valores máximos, y b) la distribución de las capacidades o resistencias de los elementos que la componen, lo que nos sitúa ante un caso de valores mínimos.

Debido a la gran dispersión que existe entre los valores experimentales de las propiedades mecánicas de los materiales compuestos, especialmente aquéllas determinadas a fatiga, se hace necesario el uso de métodos estadísticos tanto en el análisis como en la predicción de estos resultados.

La función de distribución de Weibull para valores extremos mínimos se ha venido utilizando ampliamente

en los últimos años, como un modelo adecuado en fenómenos tiempo-fallo, es decir, en aquellos casos donde se estudia el fallo de los materiales con el transcurso del tiempo [3].

Considerando como variables aleatorias los valores de los números de ciclos a rotura, N , y siendo N_u el parámetro de localización o período inicial, durante el cual no se producen fallos, la función de distribución de Weibull para mínimos puede ser expresada de la siguiente forma :

$$F(N; N_o, N_u, \alpha_f) = 1 - \exp \left[- \frac{N - N_u}{N_o} \right]^{\alpha_f} \quad (1)$$

para $N \geq N_u$, $-\infty < N_u < \infty$, $N_o > 0$, $\alpha_f > 0$

donde, $F(N; N_o, N_u, \alpha_f)$ representa la probabilidad de fallo para cada valor de N , N_o es la vida característica de la muestra o el parámetro de escala de la distribución y α_f es el parámetro de forma de la distribución.

En el caso particular de que el parámetro de localización de la muestra sea cero, la distribución de Weibull se convierte en una función biparamétrica, expresada por la siguiente ecuación :

$$F(N; N_0, \alpha_f) = 1 - \exp\left[-\frac{N}{N_0}\right]^{\alpha_f} \quad (2)$$

para $N \geq 0, N_0 > 0, \alpha_f > 0$

En la bibliografía especializada sobre fatiga de materiales compuestos, existen muchos trabajos que utilizan la función de distribución de Weibull en el análisis de muestras de valores experimentales, debido a su excelente aplicación y precisión.

Sin embargo, generalmente se propone una función de distribución de Weibull de dos parámetros, adoptando por lo tanto un parámetro de localización igual a cero. Según Talreja demuestra en [4], si una muestra de valores perteneciente a una familia de Weibull de tres parámetros es considerada como únicamente de dos, los parámetros estimados bajo esta suposición adoptan valores mayores a los reales. Siendo el error de la estimación proporcionalmente creciente con el verdadero valor del parámetro de localización de la muestra.

En este trabajo, primeramente se calculó el valor del parámetro de localización, para cada tipo de ensayo y con este valor se estimaron el parámetro de forma y el parámetro de escala de la función de distribución. Como medio de cálculo se utilizó el método de la máxima verosimilitud.

Todas las gráficas sobre papeles probabilísticos y las estimaciones de parámetros se realizaron con la ayuda del programa EXTREMES de Castillo et al. [5], implementado en forma de sistema experto.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL

El material empleado en el programa de ensayos a fatiga fue un material compuesto de altas prestaciones (calidad aeroespacial) fabricado por RAE, Farnborough (MoD) para la School of Materials Science de la Universidad de Bath. Siendo suministrado en paneles de 2mm de espesor y con un porcentaje volumétrico de fibra de $V_f=68.8\%$.

En el proceso de conformado se construyó una secuencia simétrica de 16 capas, a partir de preimpregnados unidireccionales de fibra de carbono de módulo intermedio (IM) Toray T800 y resina epoxi-bismaleimida BASF (Narmco) 5245.

El laminado se denominó T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$, indicando, de esta forma, la secuencia cuasi-isotrópica de las capas con fibras orientadas a $+45^\circ, -45^\circ$ y 0° , como se muestra en la figura 1.

Las características mecánicas a tracción de la fibra, resina y laminado se recogen en la tabla 1.

Los cuatro tipos de ensayos a fatiga realizados en el laminado T800/5245, corresponden a ensayos con bloques de una y cuatro unidades de carga en tracción,

bloques de cuatro unidades de carga tracción/compresión y flexión a cuatro puntos.

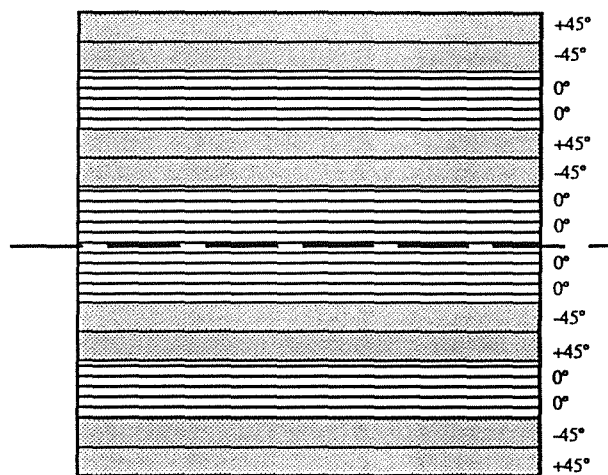


Figura 1. Geometría y numeración de las capas en el laminado T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$.

Material	Módulo de Young E (GPa)	Resistencia a tracción σ_t (GPa)	Deformación a rotura ϵ (%)
Fibra Toray T800	294	5.6	1.9
Resina BASF 5245	3.3	0.083	2.9
Laminado T800/5245	89.7	1.63	1.6

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la fibra, resina y laminado.

Según [6], en los ensayos tracción/tracción a nivel constante se eligieron cinco niveles de tensión máxima, coincidentes con el 86%, 80%, 74%, 67% y 62% de la resistencia a tracción del laminado, $\sigma_t = 1.63$ GPa.

Para simular una carga real sobre el material, se programaron series de ensayos dinámicos de cuatro unidades distintas de carga [6], donde, tal como se indica en las figuras 2 y 3, se varió aleatoriamente en el bloque la posición de las distintas unidades o niveles de tensión.

Finalmente, la experimentación a flexión dinámica con cuatro puntos de carga se realizó para cinco niveles de tensión máxima, correspondientes al 65%, 70%, 75%, 80%, 85% y 90% de la resistencia a flexión del laminado, $\sigma_f = 1.08$ GPa. Las dimensiones del ensayo aparecen reflejadas en la figura 4.

Todos los ensayos fueron realizados en el laboratorio de la School of Materials Science de la Universidad de Bath con frecuencias entre 3 y 4 Hz y manteniendo una relación de tensiones $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0.1$.

En los ensayos a flexión se utilizó una máquina servo-hidráulica DARTEC M 1000 A con una capacidad de carga de ± 5 kN y un desplazamiento máximo de 100 mm, mientras que el resto de los ensayos se llevaron a cabo en una máquina servo-hidráulica INSTRON con una capacidad de carga de ± 100 kN y ± 50 mm de desplazamiento máximo.

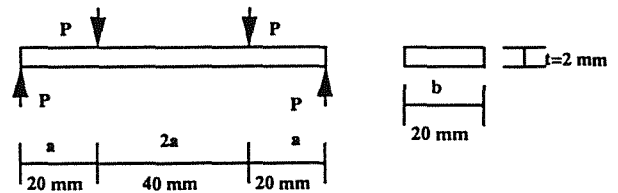


Figura 4. Esquema del ensayo a flexión con cuatro puntos.

3. NORMALIZACION DE LAS MUESTRAS

Teniendo en cuenta que en los ensayos realizados se disponía de muestras de tamaño reducido, se juzgó oportuno normalizar cada una de las muestras respecto a su vida característica de fallo estimada (parámetro de escala estimado) y agrupar sus valores, con el fin de formar una única población de variables [7].

El procedimiento de normalización seguido consistió en las tres etapas siguientes :

- 1) Estimación de una función de Weibull de dos parámetros para las muestras N_{ij} ($N_{i1}, N_{i2}, \dots, N_{in}$)

$$F(N_i) = 1 - \exp\left[-\frac{N_i}{N_{oi}}\right]^{\alpha_f} \quad (3)$$

donde, el subíndice "i" indica el nivel de carga al que fue ensayada la muestra y el subíndice "j" el orden de la variable.

- 2) Normalización de las muestras respecto al valor característico estimado N_{oi} :

$$X_{ij} = \frac{N_{ij}}{N_{oi}} \quad (4)$$

- 3) Estimación de la función de distribución de Weibull para el conjunto de valores normalizados X_{ij} .

$$F(X_{ij}) = 1 - \exp\left[-\frac{X}{X_o}\right]^{\alpha_f} \quad (5)$$

Aunque, en las primeras estimaciones de parámetros de forma y de escala se consideró un parámetro de localización cero, posteriormente, al realizar el análisis individual de cada tipo de ensayo y en los casos en que fue necesario, se corrigió y determinó el valor real de este parámetro.

Figura 2. Esquema de series de carga en el ensayo tracción/tracción por bloques de cuatro unidades.

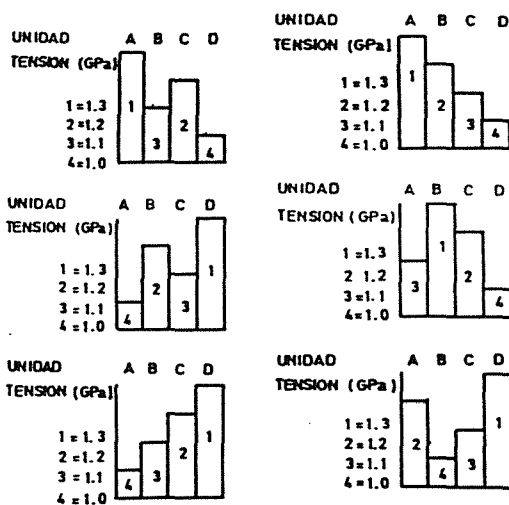
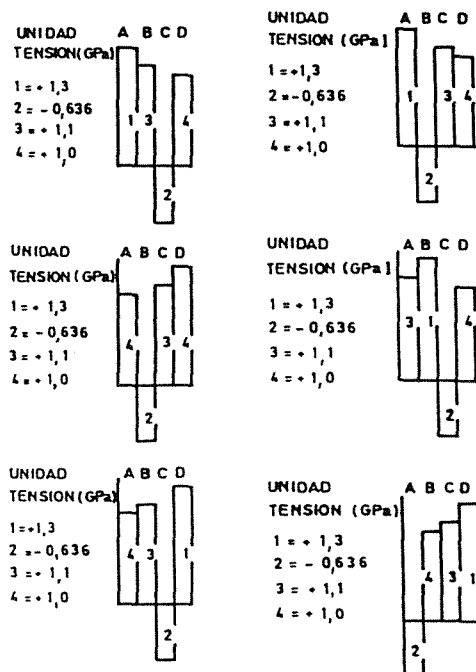


Figura 3. Esquema de series de carga en el ensayo tracción/compresión por bloques de cuatro unidades.



4. DOMINIOS DE ATRACCION

Según expone Castillo en [1], para cualquier función de distribución continua $F(x)$, sólo son posibles, como distribuciones límites para máximos y mínimos, las familias de Frechet, Weibull y Gumbel.

Existen diversos métodos que permiten conocer el dominio de atracción en una función de distribución $F(x)$, cuando esta es conocida. Sin embargo, el problema más común en la práctica consiste en disponer de una muestra de variables desconociendo su función $F(x)$. En estos casos, como el que nos ocupa, se deben utilizar otros medios para identificar el tipo de dominio o el tipo de familia límite.

En este trabajo se utilizará el método de los papeles probabilísticos. La idea básica de estos papeles es modificar las escalas de dibujo de la variable aleatoria y de la probabilidad, de forma que, al representar en ellos una familia paramétrica de funciones de distribución, dicha familia se convierta en una familia de rectas.

El primer paso para conocer el dominio de atracción de una función de distribución es representar sus valores sobre un papel probabilístico de Gumbel, teniendo en cuenta que en el caso de un problema de extremos, sólomente los valores de las colas pueden determinar la familia límite a la que pertenece la distribución.

Por lo tanto, para que una muestra pertenezca al dominio de atracción de Weibull, su representación en papel probabilístico de Gumbel debe presentar convexidad en su cola izquierda [1].

Como queda demostrado en las figuras 5, 6, 7 y 8 las muestras normalizadas de cada uno de los ensayos a fatiga, realizados en el laminado T800/5245, pueden ser interpretadas como pertenecientes a una familia de funciones de distribución de Weibull.

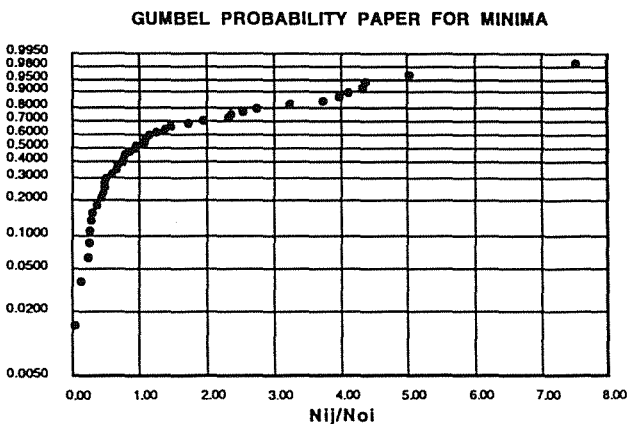


Figura 5. Dominio de atracción de Weibull para la muestra normalizada de resultados en el ensayo a tracción/tracción.

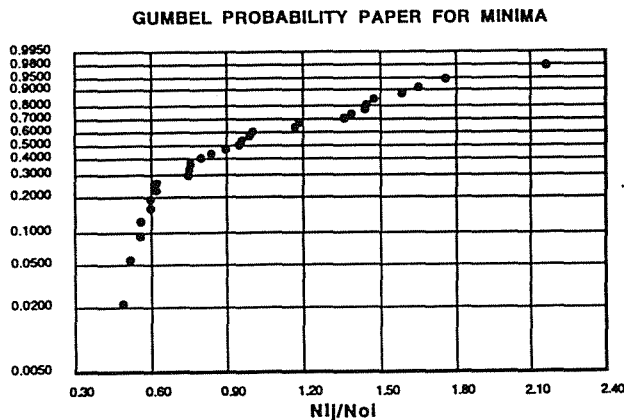


Figura 6. Dominio de atracción de Weibull para la muestra normalizada de resultados en el ensayo a tracción/tracción con carga por bloques.

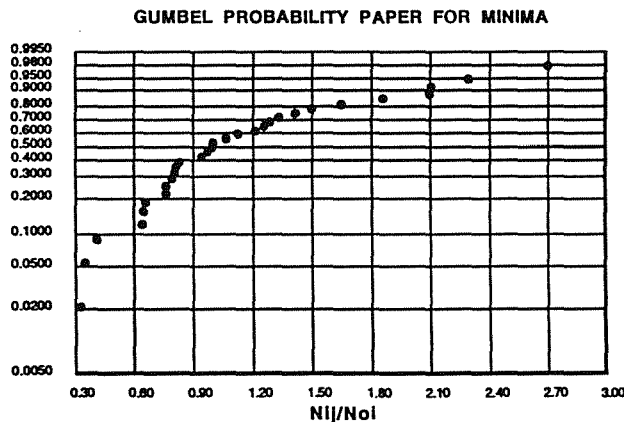


Figura 7. Dominio de atracción de Weibull para la muestra normalizada de resultados en el ensayo a tracción/compresión con carga por bloques.

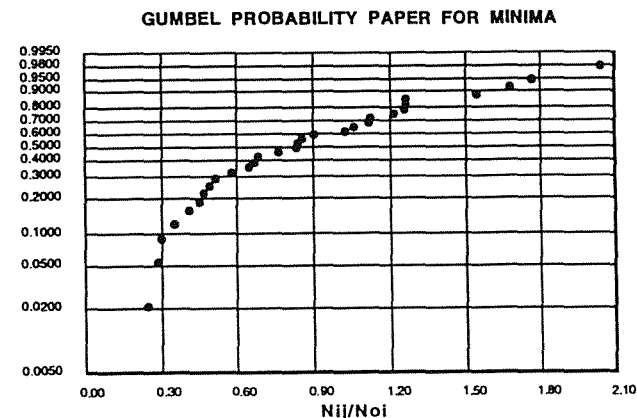


Figura 8. Dominio de atracción de Weibull para la muestra normalizada de resultados en el ensayo a flexión.

5. ESTIMACION DE PARAMETROS

Una vez determinado el dominio de atracción, las muestras fueron representadas en papel probabilístico de Weibull y se estimaron los parámetros de escala y de forma, con la suposición inicial de poseer un parámetro de localización cero.

Siempre que la representación de Weibull no hubiese sido totalmente lineal, se corrigió su curvatura hasta conseguir la linealidad deseada y con el valor del parámetro de localización conseguido, se estimaron de nuevo los parámetros de escala y de forma.

De este modo, se obtuvo una función de distribución de Weibull de tres parámetros para cada uno de los ensayos, como se indica en la tabla 2.

Tipo de ensayo	Parámetro de localización X_u	Parámetro de escala X_o	Parámetro de forma α_f
T/T (1U)	0	1.004	1.04
T/T (4U)	0.45	0.63	1.32
T/C (4U)	0.25	1.01	1.59
Flexión	0.2	0.76	1.48

Tabla 2. Estimación de la función de Weibull de dos y tres parámetros para los resultados normalizados de ensayos dinámicos del laminado T800/5245.

6. ANALISIS COMPARATIVO

Los parámetros de forma de las muestras o, lo que es lo mismo, las pendientes de las rectas de regresión ajustadas a ellas en el papel de Weibull, serán los parámetros de comparación entre los cuatro ensayos a fatiga realizados en el laminado T800/5245.

Si en todos ellos, este parámetro adopta un valor similar, se podría aventurar que el mecanismo de daño en el material coincide, aún estando éste sometido a distinto tipo de esfuerzo.

En la tabla 3 se muestran las gráficas de las muestras en papel de Weibull y los valores de los parámetros de comparación.

7. CONCLUSIONES

De los valores de los parámetros de forma de la tabla 3 se puede observar que, en todos los casos, es superior a uno e inferior a dos. Este resultado permite expresar la idea de un mecanismo de rotura similar en los cuatro tipos de ensayo, conclusión que puede ser corroborada

por estudios micrográficos realizados en probetas de distintos materiales, incluido el T800/5245, ensayadas a flexión o a esfuerzos combinados tracción/compresión, donde el daño ocasionado a tracción siempre es predominante sobre el producido a compresión [6].

Respecto al cálculo de valores de diseño, una vez determinada la función de distribución que rige el comportamiento de las muestras de resultados experimentales, es muy sencillo obtener para el material el número de ciclos de carga asociados a probabilidades de fallo.

A modo de ejemplo en la tabla 4 se presentan los valores de números de ciclos para probabilidades del 5%, correspondiente al valor característico de diseño, del 50% o vida media y del 63.2% o vida característica de la distribución, en los cinco niveles de tensión ensayados a flexión. La figura 9 muestra la curva $M_{max}/\log N$, determinada a partir de los valores de la tabla 4.

8. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda económica recibida de la FICYT y del Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias, en forma de dos becas de estancia en el extranjero, así como el permiso de utilización del programa EXTREMES y el asesoramiento estadístico dispensado por el profesor D. Enrique Castillo Ron.

9. BIBLIOGRAFIA

- [1] Castillo E., "Extreme Value Theory in Engineering" Academic Press, Inc. 1980.
- [2] Lewis L.L., "Introduction to Reability Engineering" John Wiley & Son, Inc. 1987.
- [3] Hahn G.J., Shapiro S.S., "Statistical Models in Engineering" John Wiley & Son, Inc. 1980.
- [4] Talreja R., "Estimation of Weibull Parameters for Composite Material Strength and fatigue Life Data" Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 723. 1979.
- [5] Castillo E., Alvarez E., Cobo A., Herrero T., "An Expert System for the Analysis of Extreme Value Problems". Universidad de Cantabria. 1993.
- [6] "Fatigue Life Prediction for Composite Materials under Variable Loading Conditions" Progress Report on Research Agreement. RAE (F) MoD School of Materials Science. Bath University. 1988-92.
- [7] Whitney J.M., "Fatigue Characterization of Composite Materials" Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 723. 1979.

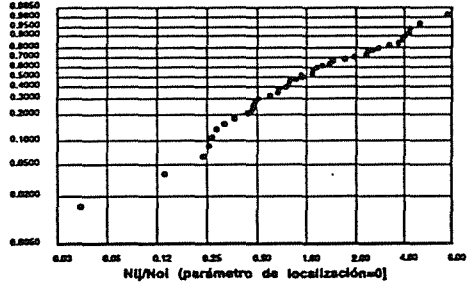
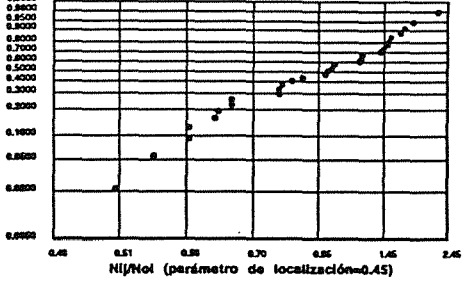
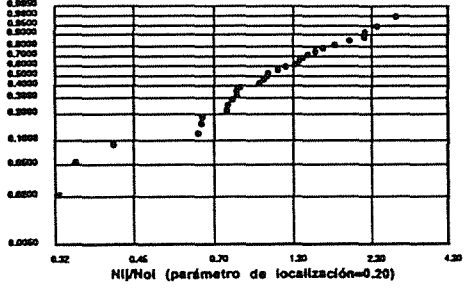
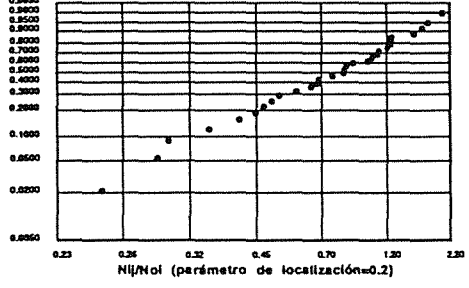
TIPO DE ENSAYO	PARÁMETRO DE FORMA α_f	REPRESENTACIÓN DE WEIBULL
UNIDAD TRACCIÓN/TRACCIÓN	1.04	
CUATRO UNIDADES TRACCIÓN/TRACCIÓN	1.32	
CUATRO UNIDADES TRACCIÓN/COMPRESIÓN	1.59	
FLEXIÓN CON CUATRO PUNTOS DE CARGA	1.48	

Tabla 3. Comparación de parámetros de forma para los diferentes tipos de ensayos dinámicos efectuados en el laminado T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_S$.

Nivel de carga (%carga rotura)	5% Probabilidad de fallo	50% Probabilidad de fallo	63.2% Probabilidad de fallo (v. característica)
65% σ_f	261917 ciclos	687992 ciclos	832419 ciclos
70% σ_f	137867 ciclos	362356 ciclos	438229 ciclos
75% σ_f	102034 ciclos	268173 ciclos	324330 ciclos
80% σ_f	28420 ciclos	74706 ciclos	90333 ciclos
85% σ_f	7671 ciclos	20159 ciclos	24383 ciclos
90% σ_f	1263 ciclos	3319 ciclos	4016 ciclos

Tabla 4. Valor de número de ciclos para distintas probabilidades de fallo en el ensayo a flexión a cuatro puntos en el laminado T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$.

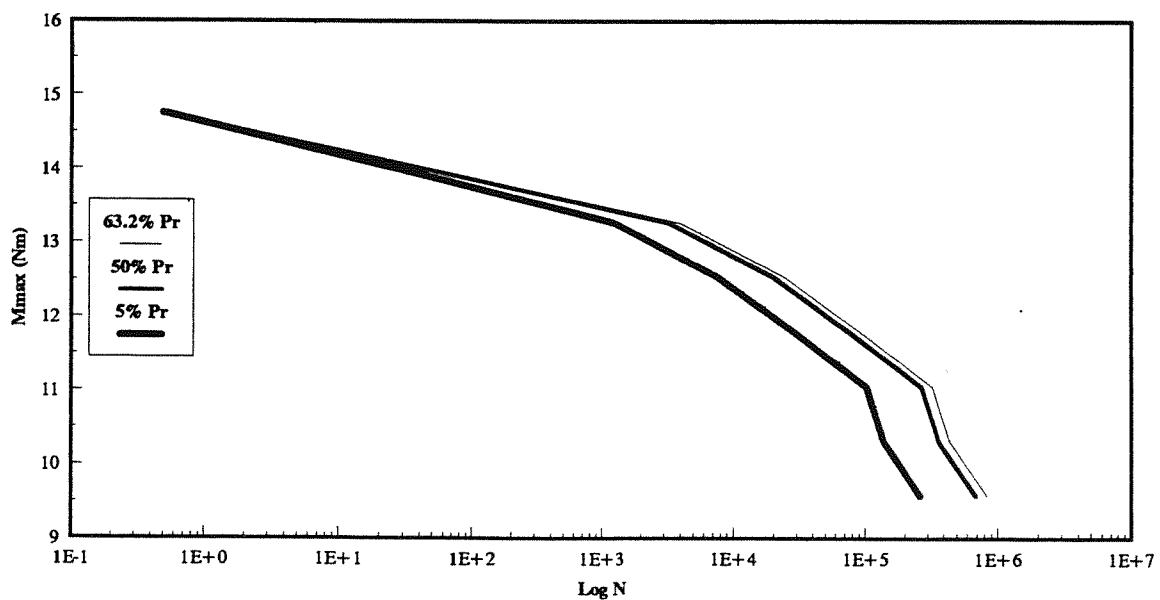


Figura 9. Curva $M_{\max}/\text{Log } N$ en el ensayo a flexión a cuatro puntos para el laminado T800/5245 $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$.

CONTRIBUCION DE MECANISMOS ESTATICOS DE FRACTURA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN ACEROS DE BAJO Y MEDIO CONTENIDO DE C.

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez Ibabe y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. Se ha analizado la influencia de los mecanismos estáticos en la velocidad de propagación de la grieta por fatiga en varios aceros. La existencia de inclusiones de pequeño tamaño da lugar a la aparición de cavidades dúctiles. En cambio, partículas de TiN originan estallidos frágiles dentro de la zona de fatiga. Dependiendo de las características microestructurales del material que circunda la partícula frágil, la microgrieta puede quedar totalmente confinada en la partícula o bien constituir una isla frágil que abarque varios granos. Se ha analizado la influencia de los dos tipos de mecanismos estáticos en la velocidad macroscópica de propagación de la grieta.

Abstract. The influence of static mechanisms on fatigue crack propagation in different steels is considered. Small inclusions originate void nucleation. On the contrary, TiN particles contribute to the formation of bursts of cleavage in the fatigue zone. Taking into account the microstructural characteristics of the matrix that surrounds the particle, the microcrack can be confined into the particle or propagate along the matrix forming a cleavage burst. The influence on macroscopic crack propagation of these two types of static mechanisms is considered.

1. INTRODUCCION

Cuando se estudian velocidades de propagación de grietas dentro de la zona de Paris es posible encontrar, junto a los mecanismos habituales de fatiga, otros de carácter estático que contribuyen al crecimiento de la grieta. La existencia de dichos mecanismos puede alterar notablemente el comportamiento de la grieta, dando lugar a unas velocidades de propagación macroscópicas más elevadas. En consecuencia, analizar la contribución de los mecanismos estáticos y de las variables (microestructurales y de solicitaciones tanto de tensiones como de deformaciones) que favorecen su aparición es un aspecto fundamental en el estudio del comportamiento a fatiga de determinados materiales.

Desde el punto de vista de su influencia en la velocidad de propagación de la grieta los mecanismos estáticos deben ser subdivididos en frágiles y dúctiles. El efecto de los mecanismos estáticos frágiles ha sido ampliamente citado en la bibliografía. La presencia de facetas frágiles junto a los mecanismos propios de

fatiga conduce en general a un aumento del exponente m de la ecuación de Paris. Ritchie y Knott [1] al realizar una recopilación de diferentes datos experimentales relativos a aleaciones metálicas observan una fuerte dependencia de m con la tenacidad del material. A medida que ésta es más pequeña resulta más fácil que durante el proceso de crecimiento de la grieta el valor de K_{max} supere localmente la tenacidad microscópica del material originando estallidos frágiles. El resultado es que el exponente m puede duplicar e incluso triplicar su valor habitual (entre 2 y 4). Al ser dicho efecto dependiente de K_{max} , la relación de cargas aparece como una variable que influye en la ecuación de Paris. Dicho efecto ha sido tenido en cuenta en diferentes ecuaciones empíricas [2, 3].

Los mecanismos dúctiles estáticos están relacionados con la decohesión de partículas no metálicas y su influencia en la velocidad de propagación por fatiga no está tan definida como en el caso de la fractura frágil [4]. Esto puede ser debido al distinto comportamiento que tienen las partículas no metálicas según su

naturaleza, conducentes a comportamientos diferentes en la nucleación y crecimiento de cavidades. Sin embargo, su efecto en general no suele ser tan drástico como en el caso de los modos frágiles.

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos con diferentes aceros analizando la influencia de los dos tipos de mecanismos estáticos de fractura en la velocidad de propagación de la grieta.

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

Los ensayos de fatiga se realizaron con dos aceros microaleados de forja cuyas composiciones químicas se indican en la Tabla 1. En dicha tabla también se han introducido las composiciones químicas de un acero de recipiente de presión con estructura ferrítico-perlítica y una soldadura. Estos dos últimos aceros fueron estudiados anteriormente [5, 6] pero sus resultados serán utilizados posteriormente en el presente trabajo con objeto de analizar diferentes comportamientos.

El acero al Ti-V se estudió en condiciones microestructurales correspondientes a las de suministro (estructura ferrítico-perlítica) y a las obtenidas tras tratamientos termomecánicos (estructuras ferrítico-perlíticas y estructuras de ferrita acicular). Los valores de los diferentes parámetros microestructurales y sus correspondientes propiedades mecánicas convencionales se indican en las ref. [7 - 9].

Tabla 1. Composiciones químicas de los aceros analizados

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	Mo	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	-	162
Ti	.35	1.56	.33	.004	.007	-	.027	.028	-	89
C-Mn	.22	1.21	.035	.030	.004	-	-	-	-	-
Sold.	.085	1.9	.23	.012	.009	-	-	-	.45	-

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina de resonancia marca Rumul, de 20 KN de capacidad. Las probetas utilizadas fueron del tipo CT con espesor con $B = 6$ mm y $W = 36$ mm. Esta geometría de probeta permitió determinar los umbrales de fatiga y las ecuaciones de Paris tanto de las estructuras de suministro como de las resultantes de los tratamientos termomecánicos. Su tamaño y espesor estuvieron determinados por las dimensiones de las palanquillas y de las probetas de compresión plana. La extracción de las probetas CT a partir de estos productos se realizó de manera que el plano de fractura fuera \perp a la dirección de laminación.

El umbral de fatiga se determinó en condiciones ambientales de laboratorio para dos relaciones de carga, $R = 0.03$ y 0.5 . Los ensayos se realizaron bajo control de carga, aplicando una onda sinusoidal a una frecuencia en torno a los 150 Hz decreciente a lo largo del ensayo. La longitud de la grieta se determinó utilizando catetómetros de $\times 40$. Los ensayos para la determinación de la ecuación de Paris se realizaron según la norma ASTM E647-88.

3. RESULTADOS

En la Fig. 1 se muestran las curvas $\Delta K - da/dN$ correspondientes al acero al Ti-V en condiciones de suministro para $R = 0.03$ y 0.5 . La influencia de la relación de cargas es manifiesta en todo el rango de valores de ΔK . Las curvas correspondientes a las estructuras obtenidas mediante tratamientos termomecánicos se indican en la Fig. 2 para $R = 0.03$. Finalmente, la Fig. 3 corresponde a los ensayos realizados con el acero microaleado con Ti. A partir de dichas curvas se determinaron los valores de las constantes de la ecuación de Paris y los umbrales de fatiga. Los resultados obtenidos vienen resumidos en la Tabla 2.

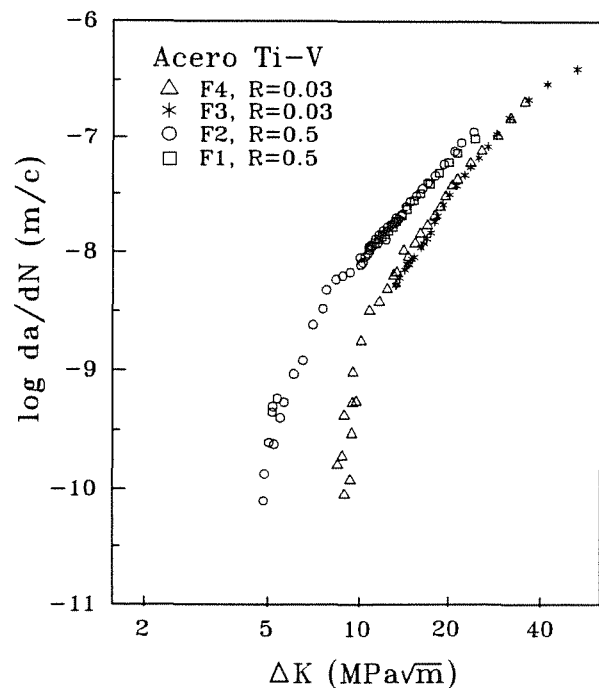


Fig. 1. Curvas $\Delta K - da/dN$ correspondientes al acero microaleado al Ti-V con microestructura ferrítico-perlítica.

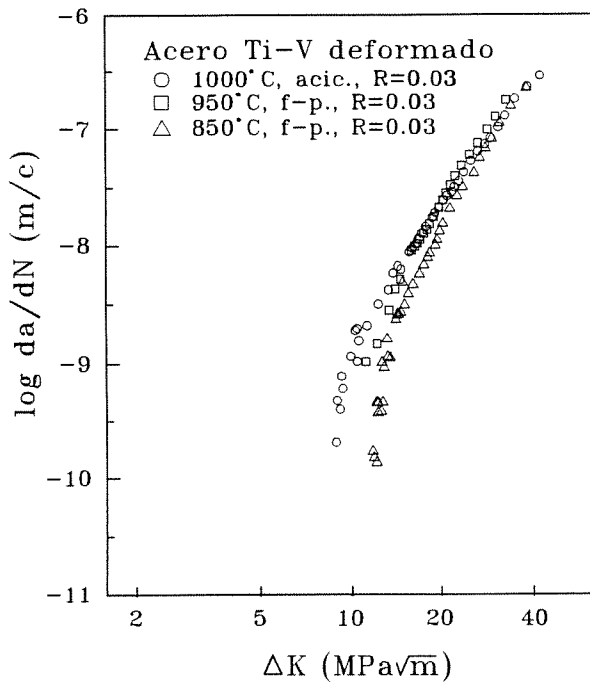


Fig. 2. Curvas ΔK - da/dN correspondientes al acero microaleado al Ti-V con microestructuras ferrítico-perlíticas y de ferritas aciculares obtenidas mediante tratamientos termomecánicos.

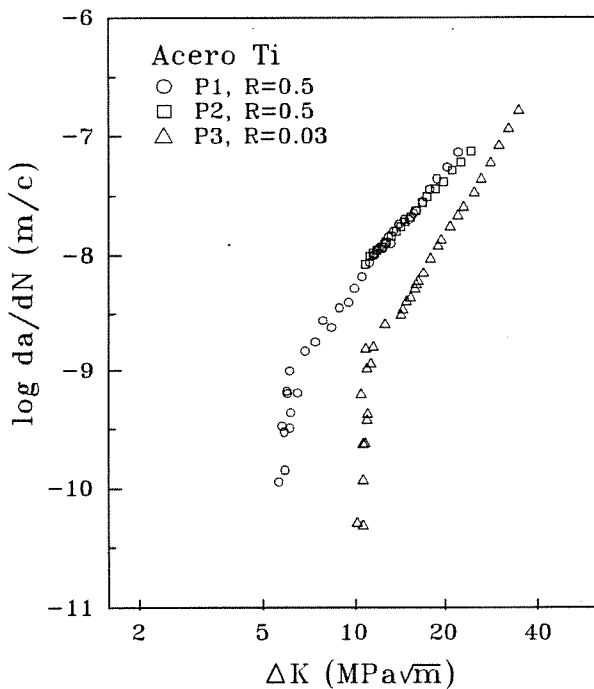


Fig. 3. Curvas ΔK - da/dN correspondientes al acero microaleado al Ti con microestructura ferrítico-perlítica.

Como puede apreciarse en la Tabla 2, los valores del exponente m oscilan entre 3.5 y 4.7 para $R = 0.03$; en cambio cuando $R = 0.5$ el intervalo de m se encuentra

comprendido entre 2.7 y 3. Con relación al umbral de fatiga, la influencia de la relación de cargas es más manifiesta que la de la microestructura.

El estudio fractográfico de las diferentes probetas pone de manifiesto la aparición de mecanismos estáticos que coexisten con los habituales de fatiga. Además de la presencia de estrías, más nítidamente observables para valores elevados de ΔK , del típico aspecto "amorfo" de las superficies de fatiga de los aceros y de las partículas de óxidos en el rango de velocidades correspondiente al umbral, pueden identificarse tanto cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones como islas frágiles constituidas por varias facetas.

Con relación a los mecanismos dúctiles, tanto en el acero al Ti-V como en el acero al Ti aparecen como ya se ha indicado cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones. Estas cavidades son más abundantes en el primer acero que en el segundo, lo cual concuerda con los niveles de inclusiones presentes (en el acero al Ti-V el nivel de S es seis veces superior al del acero al Ti). Por otra parte, es de señalar que la fracción volumétrica de cavidades prácticamente se mantiene constante a lo largo de todo el rango de ΔK correspondiente a la zona de Paris. En la Fig. 4 se muestra un ejemplo de cavidades nucleadas a partir de inclusiones de MnS en el acero al Ti-V. Si bien la fracción volumétrica no aumenta al hacerlo ΔK si es evidente que existe una fuerte heterogeneidad de unas zonas a otras. Para el caso del acero al Ti-V se ha estimado una fracción volumétrica de cavidades presentes en la superficie de fractura próxima a un $\sim 7\%$.

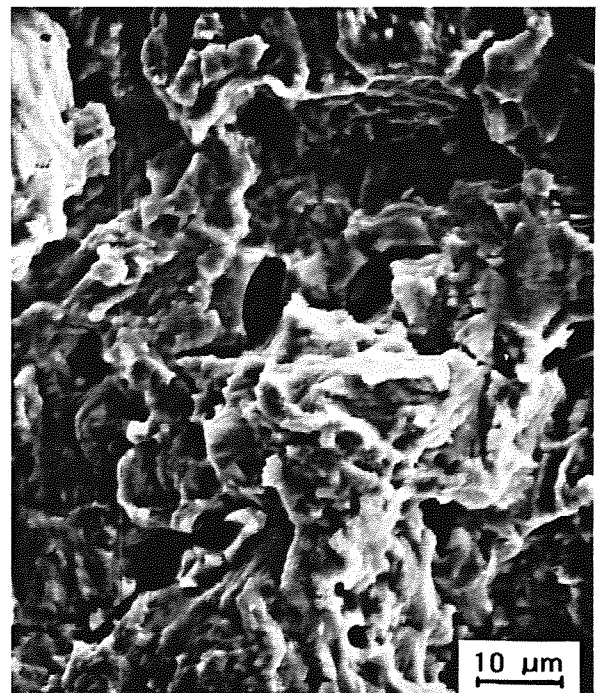


Fig. 4. Superficie de fractura con presencia de cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones de MnS (acero microaleado al Ti-V, $R = 0.5$, $\Delta K = 27$ MPa \sqrt{m}).

Tabla 2. Valores de los coeficientes C y m de la ecuación de Paris y umbrales de fatiga

Material	Estructura	R	C	m	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	límites confianza 95% (MPa \sqrt{m})
Ti - V	α - perl.	0,03	$4,74 \cdot 10^{-13}$	3,69	-	-
	α - perl.		$1,17 \cdot 10^{-12}$	3,44	8,8	$8 \leq \Delta K_{th} \leq 10,2$
	α acicular (*)		$5,15 \cdot 10^{-13}$	3,60	8,5	$7,8 \leq \Delta K_{th} \leq 9,9$
	α - perl. (+)		$1,02 \cdot 10^{-14}$	4,74	11,6	$11 \leq \Delta K_{th} \leq 13,1$
	α - perl. (++)		$8,05 \cdot 10^{-14}$	4,24	-	-
	media		$5,22 \cdot 10^{-13}$	3,64		
	α - perl.	0,5	$1,31 \cdot 10^{-11}$	2,85	-	-
	α - perl.		$8,26 \cdot 10^{-12}$	3,04	4,7	$4,1 \leq \Delta K_{th} \leq 6,3$
	media		$1,0 \cdot 10^{-11}$	2,96		
Ti	α - perl.	0,03	$4,14 \cdot 10^{-14}$	4,28	10,5	$9,6 \leq \Delta K_{th} \leq 11,7$
	α - perl.	0,5	$6,84 \cdot 10^{-12}$	2,99	5,6	$4,8 \leq \Delta K_{th} \leq 7$
	α - perl.		$1,59 \cdot 10^{-11}$	2,66	-	-
	media		$1,21 \cdot 10^{-11}$	2,77		

(*) tratamiento termomecánico ($T_{def} = 1000^{\circ}C$ y enfriamiento por convección forzada)

(+) tratamiento termomecánico ($T_{def} = 850^{\circ}C$ y enfriamiento al aire)

(++) tratamiento termomecánico ($T_{def} = 950^{\circ}C$ y enfriamiento al aire)

Con relación a los mecanismos frágiles, cabe destacar que los mismos aparecen esporádicamente tanto en el acero al Ti-V como en el acero al Ti. En la mayoría de los casos el inicio frágil está originado por la rotura de partículas de TiN de gran tamaño ($>3.5 \mu m$). Una vez iniciada la fractura en la partícula, la misma se propaga dando lugar a la formación de varias facetas antes de su paralización.

El número de facetas frágiles que se observa en cada probeta es muy pequeño, con lo cual su influencia en la velocidad de propagación macroscópica es inapreciable. Sin embargo, el estudio de dichas islas frágiles puede contribuir a entender los mecanismos que intervienen en los procesos estáticos frágiles. En la Fig. 5. se muestra un ejemplo de una isla frágil constituida por varias facetas y nucleada a partir de la rotura de una partícula de TiN. La fractura frágil no progresó quedando la misma paralizada en juntas de gran ángulo matriz-matriz.

Con objeto de estudiar la formación de las zonas frágiles, en la Tabla 3 se resumen algunas características de las mismas (localización, tamaño de la partícula causante de la fractura, número de facetas que constituyen la isla y dimensiones máxima y

mínima de la misma) medidas en tres probetas del acero al Ti-V con estructura ferrítico-perlítica.

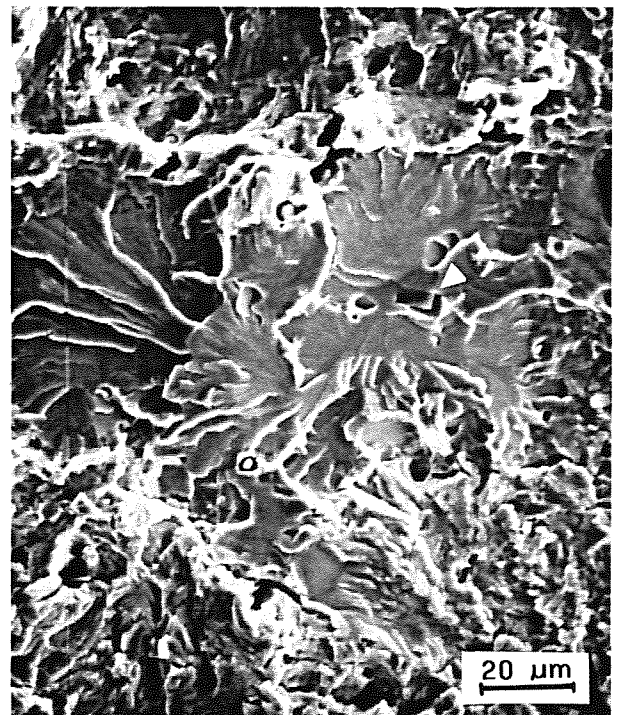


Fig. 5. Isla frágil formada a partir de la fractura de una partícula de TiN.

Tabla 3. Características de estallidos frágiles situados en superficies de fatiga de probetas del acero al Ti-V con estructuras ferrítico-perlíticas.

R	K _{max} (MPa√m)	Tamaño partícula TiN			nº facetas	Tamaño isla frágil		
		a _{min} (μm)	a _{max} (μm)	√a _{min} ·a _{max} (μm)		d _{min} (μm)	d _{max} (μm)	√d _{min} ·d _{max} (μm)
0.03	-	6.1	6.9	6.5	8	45	89	63.6
	-	3.5	8.4	5.4	>8	-	-	-
	60	4.4	6.5	5.3	9	50	90	67.1
	80	5.4	6.8	6.1	1	21.7	30.4	25.7
	86	8.0	8.0	8.0	7	43.5	89.6	62.4
0.5	53	3.3	8.3	5.3	7	90	142	113
	59	4.2	8.3	5.9	10	68	97	81.3
	60	2.2	5.8	4.4	8	50	80	63.2
0.5	51.2	2.2	10.4	4.8	>10	40	>128	>70
	53.3	1.6	8.3	3.7	2	40	51.6	45.4
	61.6	-	-	-	10	50	100	70.7

4. DISCUSION

4.1 Mecanismos estáticos frágiles

El estudio de los efectos que los mecanismo estáticos ejercen sobre la velocidad de propagación no resulta fácil de cuantificar cuando los mismos no se dan en cuantía suficiente como para originar aumentos apreciables de este parámetro. Sólo cuando existe un predominio notable de los mecanismos estáticos frágiles se observan aumentos importantes en da/dN que conducen a la aparición de la zona III de la curva sigmoidal ΔK - da/dN. En los aceros analizados no se ha dado dicha circunstancia y desde el punto de vista de mecanismos frágiles, el efecto de los mismos es despreciable en el crecimiento de la grieta, tal como lo señalan los valores de los exponentes de las ecuaciones de Paris y el análisis fractográfico.

Sin embargo, los datos recopilados en la Tabla 3 pueden ser analizados para determinar qué tipos de características microestructurales intervienen en el inicio de un proceso de fractura frágil. En primer lugar, tal como cabría esperar los estallidos frágiles se han observado fundamentalmente para valores elevados de ΔK. Por otra parte, es de destacar que los tamaños de las partículas de TiN son notablemente superiores a los observados en los ensayos de tenacidad, tanto a temperatura ambiente [9] como en nitrógeno líquido [10], y pertenecen al grupo de partículas más grandes de la distribución.

Este hecho contrasta con los análisis realizados en los ensayos de tenacidad. Por una parte es necesario

considerar que el volumen de material "barrido" en los ensayos de fatiga puede ser mayor que el correspondiente a los ensayos de tenacidad. En este último caso para un espesor dado de probeta la franja más ancha que corresponde a un comportamiento dúctil-frágil del acero en muy pocos casos va a suponer más allá de 1 mm. En los ensayos de fatiga la zona con K_{max} > 50 MPa√m supera los 2 mm. En consecuencia, la diferencia de volúmenes barridos por la grieta macroscópica en ambos casos no es lo suficientemente grande como para relacionar el fenómeno con un efecto de probabilidad.

Por otra parte, la confirmación de la existencia de partículas de gran tamaño que dan lugar a la iniciación de estallidos frágiles parece contradecir el efecto observado previamente sobre la inocuidad de las mismas para desencadenar fracturas frágiles [10]. Sin embargo, un cuidadoso análisis fractográfico pone de manifiesto algunas singularidades. En efecto, en varios estallidos frágiles se ha observado que la partícula se halla fragmentada en varios trozos. El estudio de la rotura muestra inequívocamente que la partícula se ha roto en diferentes fases. Un ejemplo de este comportamiento se indica en la Fig. 6.

En una primera fase, la partícula se rompe bajo la acción de una tensión que no es capaz de hacer progresar la fractura a través de la intercara partícula-matriz. Como consecuencia de ello, la grieta se paraliza en la intercara y bajo la acción de las tensiones actuantes se enroma. La partícula queda fragmentada en dos trozos con una microgrieta inactiva desde el punto de vista de fractura frágil. Sin embargo, dadas las

características de los TiN, la unión partícula fracturada-matriz sigue siendo total en varias de las caras de cada uno de los trozos fragmentados. En consecuencia, cada uno de ellos actúa como una partícula de TiN de dimensiones más pequeñas que la originaria y que, siguiendo el efecto Weibull requiere de una tensión más elevada para su fractura. Cuando esa tensión se alcanza, unos de los fragmentos vuelve a romperse, pero en esta ocasión es posible que la tensión aplicada sea suficiente para que la nueva microgrieta atraviese la intercara partícula-matriz. Este hecho conduce a que en algunas de las partículas de gran tamaño las dimensiones "efectivas" de la misma que han contribuido a la fractura frágil sean menores que sus dimensiones totales. Sin embargo, dicho efecto, que

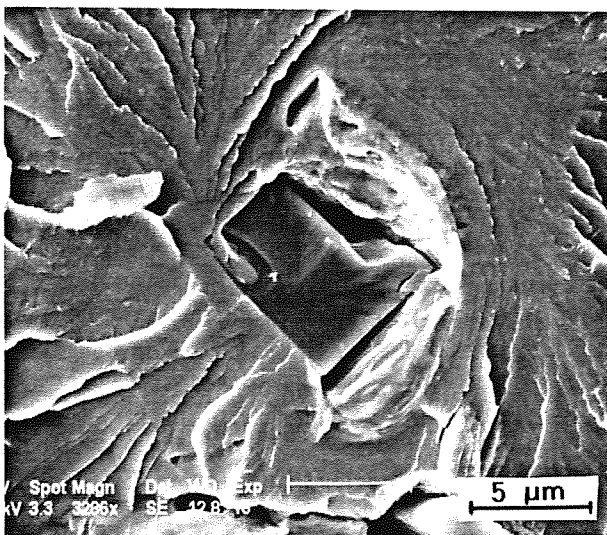
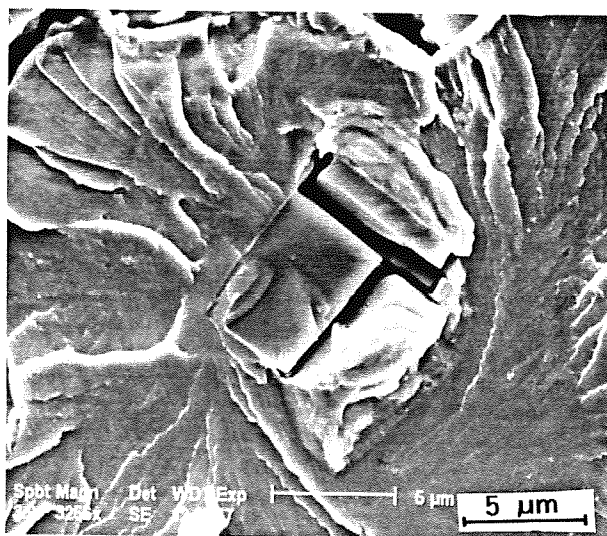


Fig. 6. Ejemplo de partícula de TiN fracturada prematuramente. La iniciación de la fractura frágil ha tenido lugar a partir de uno de los trozos previamente fracturados (se muestran las dos caras de la probeta).

puede considerarse relevante desde el punto de vista de la contribución de las partículas de gran tamaño "reconvertidas" en elementos nucleadores de fractura frágil de dimensiones más pequeñas, no explica la tendencia generalizada mostrada en la Tabla 3.

Las facetas frágiles que constituyen las islas frágiles se caracterizan por encontrarse muy poco desviadas con relación al plano de propagación de la grieta. Además, las dimensiones de las islas no superan dos veces el tamaño del grano de austenita previo ($D_\gamma \approx 50 \mu\text{m}$). Por otra parte, en la propia superficie de fatiga se han observado partículas de TiN fracturadas que no han originado estallidos frágiles. Todo ello conduce a considerar que en la formación de los estallidos frágiles han intervenido varios mecanismos conjuntamente.

En primer lugar, como consecuencia del efecto Weibull las partículas que inicialmente se fracturan son las de mayor tamaño. A continuación, debido a que el estado de tensiones no es lo suficientemente elevado, sólo en aquellos casos con una buena relación de orientaciones entre matriz y partícula la grieta progresa a través de la primera. La nucleación de una ferrita en la junta de dos granos de austenita adyacentes puede dar lugar a la formación de perlitas en cada uno de los antiguos granos de austenita con similar orientación ferrítica. En consecuencia, a lo largo de esa "unidad" microestructural ferrítica la propagación de la grieta resultaría relativamente fácil. Sin embargo, frente a una importante desorientación matriz-matriz, la grieta se detendría, finalizando su propagación frágil. Resumiendo, la junta matriz-matriz habría finalmente controlado el proceso e impedido la fractura frágil.

Estas observaciones experimentales coinciden con las conclusiones obtenidas en los ensayos de tenacidad. En definitiva, la fractura prematura de las partículas de gran tamaño originaría que la microgrieta no atravesase la intercara partícula-matriz, y que cuando como consecuencia de una orientación favorable ello aconteciese, la junta de gran desorientación matriz-matriz sería la controlante del proceso.

4.2. Mecanismos estáticos dúctiles

La formación de cavidades dúctiles en la zona de proceso situada delante de la punta de la grieta facilita la propagación de la misma. Si se asimila el efecto que ejerce una cavidad nucleada a partir de una inclusión al de un poro en un material sinterizado a partir de metalurgia de polvos, la velocidad de propagación puede determinarse mediante la ecuación propuesta por Bompard y François [11]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{D^{m+1}} \quad (1)$$

donde D es la relación entre el área efectiva y el área total.

En dicha ecuación se considera que la formación de las cavidades es independiente del valor de ΔK y en consecuencia, la existencia de modos estáticos dúctiles conduciría a un aumento de la velocidad de propagación manteniendo constante el valor del exponente m .

En la Fig. 7 se han representado las ecuaciones de Paris correspondientes a las medias de los diferentes ensayos. De forma similar, en la gráfica se han introducido las ecuaciones obtenidas con un acero al C-Mn y con estructura ferrítico-perlítica y un acero de soldadura [5, 6]. Con objeto de asegurar que no existen efectos de cierre de grieta (partículas de óxidos, diferentes espesores de probetas, etc.) en dicha figura se han representado exclusivamente las velocidades de propagación determinadas con $R = 0.5$.

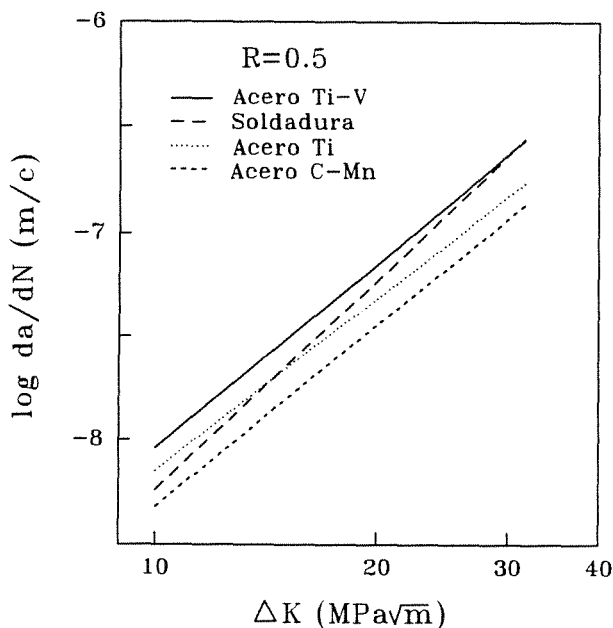


Fig. 7. Comparación entre las curvas de Paris de diferentes aceros para $R = 0.5$

A partir de la Fig. 7 se deduce que exceptuado el caso de la soldadura, el resto de las rectas son prácticamente paralelas. Sin embargo, entre las distintas rectas existen unas diferencias en el coeficiente C que conducen a cambios en la velocidad de propagación. Es de destacar que la curva de mayor velocidad corresponde al acero al Ti-V, a continuación el acero al Ti y finalmente el acero al C-Mn.

El ordenamiento indicado de los aceros coincide con su nivel de impurezas (fracción volumétrica de inclusiones

no metálicas). En efecto, tanto desde el punto de vista de inclusiones de MnS como de óxidos simples (MgO , Al_2O_3), el acero al Ti-V posee los niveles más elevados. En cambio el acero con un nivel de inclusiones más bajo es el acero al C-Mn (la fracción volumétrica de inclusiones es 0.025%).

Las diferentes fracciones de inclusiones conducen a la aparición de distintos porcentajes de cavidades dúctiles en la superficie de fatiga. Mientras que en el acero al Ti-V en todo el rango de ΔK correspondiente a la zona de Paris se observan cavidades dúctiles, en el acero al C-Mn éstas son prácticamente despreciables. Si la fracción volumétrica de cavidades estimada como $\sim 7\%$ se utiliza para corregir a través de la ecuación (1) el valor del coeficiente C , las diferencias existentes entre ambos aceros prácticamente desaparecen. Un comportamiento similar se observa con el acero al Ti.

Con relación al acero de la soldadura, el valor más elevado del exponente m (llega a ser 3.4) puede también relacionarse con la fracción volumétrica de inclusiones y las características de las mismas. Comparando con el resto de los aceros, en el caso de la soldadura la fracción volumétrica de cavidades varía en función de ΔK . Para ΔK inferior a $20 MPa\sqrt{m}$ el número de cavidades es prácticamente despreciable (no llega al 2%), a $\Delta K = 25$ la fracción alcanza el 5 % ya partir de ΔK superior a 30 ésta llega a ser del orden de un 7%, apreciándose una saturación de dicho valor para condiciones de ΔK más elevadas. Este fenómeno indica que para niveles bajos de ΔK no se dan las condiciones necesarias para que tenga lugar la nucleación y crecimiento de cavidades. A diferencia de lo que sucede con el resto de los aceros, las inclusiones no metálicas de las soldaduras suelen ser óxidos complejos con unas características notablemente diferentes a los sulfuros de manganeso. Mientras que en estos últimos la decohesión partícula-matriz tiene lugar con cierta facilidad [12], en el caso de los óxidos complejos la nucleación de la cavidad requiere de unos niveles de deformación más elevados. Este efecto sería el responsable del ligero aumento observado en el exponente m .

Resumiendo, a partir del estudio fractográfico realizado se ha constatado que la formación de cavidades a partir de inclusiones no metálicas conduce a un aumento del coeficiente C de la ecuación de Paris manteniendo constante el exponente de la misma. Sin embargo, en el caso de la soldadura debido a la naturaleza de los óxidos los mecanismos estáticos dúctiles pueden originar un ligero aumento del exponente m .

5. CONCLUSIONES

El estudio de la influencia de los mecanismos estáticos de fractura en la propagación de la grieta de varios aceros con contenidos bajos y medios de carbono ha conducido a las siguientes conclusiones:

- las islas frágiles nucleadas a partir de partículas de TiN que aparecen en los dos aceros microaleados no ejercen efecto alguno en la velocidad de propagación debido a su reducido número.

- desde el punto de vista de nucleación de mecanismos frágiles dichas islas confirman que la fractura de las partículas de TiN está relacionada con su volumen según el efecto Weibull. La junta matriz-matriz aparece como un factor determinante en el control de los mecanismos frágiles, limitando su extensión.

- la formación de cavidades dúctiles a partir de inclusiones no metálicas puede aumentar la velocidad de propagación de la grieta a través del coeficiente C de la ecuación de Paris. En aquellos casos en los que la nucleación de la cavidad por la naturaleza de la partícula depende del nivel de ΔK , el exponente m puede también verse afectado.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación realizado en colaboración con la empresa AFORASA (Grupo GSB, Azkoitia). M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J.L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

7. REFERENCIAS

[1] Ritchie, R.O. y Knott, J.F., *Acta Met.*, **21**, 639-648 (1973).

[2] Forman, R.G., Kearney, V.E. y Engles, R.M., *J. Basic Eng., Trans. ASME*, **89**, 459-464 (1967)

[3] Beevers, C.J., Cooke, R.J., Knott, J.F. y Ritchie, R.O., *Met. Sci*, **9**, 119-126 (1975).

[4] Knott, J.F. y King, J.E., *Fatigue 90*, vol. 4, 2557-2569 (1990).

[5] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **8**, 135-140 (1991).

[6] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., *Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials (ECF9)*, EMAS, vol. 1, 397-402 (1992).

[7] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).

[8] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, 56-63 (1993).

[9] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).

[10] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **11** (1994).

[11] Bompard, P.H. y François, D., *Advances in Fracture Research*, S.R. Valluri et al. eds., vol.3, 2049-2055 (1984).

[12] Nicholson, A. y Gladman, T., *Ironmaking and Steelmaking*, **13**, 53-69 (1986).

ESTUDIO DE LAS SUBESTRUCTURAS DE DISLOCACIONES EN LA DEFORMACION CICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V CON ESTRUCTURA WIDMANSTÄTTEN.

J.M. Manero, F.J. Gil y J.A. Planell

Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona.
Universidad Politécnica de Cataluña.
Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

Resumen. Se ha estudiado el comportamiento a deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V tratada térmicamente a temperaturas superiores al β -transus. Se han realizado ensayos de deformación cíclica a deformación constante, $R_e = -1$ con una amplitud de deformación total de $\Delta\epsilon/2 = 5.10^{-3}$. Se observa la evolución de la microestructura a medida que aumenta el número de ciclos de deformación. Para un de ciclos superior a 2600 ciclos, aparece una nueva fase cristalina de estructura fcc. A pesar de la baja concentración de hidrógeno inicial, se justifica que se trata de hidruros de Titanio, inducidos por tensión.

Abstract. The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy heat treated at temperatures over its β -transus has been studied. The fatigue specimens were cyclically deformed in tension-compression under strain control $R_e = -1$ with a total strain amplitude of 5.10^{-3} . Microstructure evolution when deformations cycles number increases has been observed. The occurrence of titanium hydrides induced by tension is suggested.

1.-INTRODUCCION

La aleación Ti-6Al-4V se trata térmicamente a temperaturas superiores al β -transus, que es de 1040°C. Si la velocidad de enfriamiento es lenta se obtiene una microestructura formada por placas de Widmanstätten de fase α rodeadas por fase β residual. (Estructura en cesto). [1]

Aunque el comportamiento a fatiga de la aleación Ti-6Al-4V es bien conocido, no lo es tanto su comportamiento a deformación cíclica. Más aún no existe en la literatura información abundante relativa de dicha aleación.

En el presente trabajo, que se viene desarrollando, se pretende analizar cuales son los mecanismos de deformación plástica que tienen lugar, así como la naturaleza de una nueva fase fcc que aparezca a un número de ciclos medio con respecto a la vida a fatiga oligocíclica.

2.- METODO EXPERIMENTAL

El material de partida ha sido suministrado en cilindros de 12 mm de diámetro, forjado a

950°C y recocido a 700°C durante 2 horas y enfriado al aire.

La composición química de la aleación se muestra en la tabla siguiente:

Al	V	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂
6.1	4.0	0.11	0.021	0.09	0.010	0.003

Se mecanizaron probetas como las que muestra la Fig.1. Estas probetas fueron tratadas térmicamente a 1050°C durante 1 hora en un horno tubular con atmósfera 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 α , rodeadas de fase β , como puede verse en la Fig.2.

Los ensayos de deformación cíclica fueron realizadas con una máquina servohidráulica de 100KN de capacidad bajo un control de deformación $R_e = -1$. La amplitud de deformación ensayada fué de 5.10^{-3} . Las probetas fueron ensayadas a diferentes

números de ciclos y al menos una se llevó hasta fractura.

Para su posterior observación por microscopía electrónica de transmisión (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 (120KV) y un Hitachi 800-HT de 200KV con un espectrómetro de energía dispersiva de rayos X.

3.-RESULTADOS EXPERIMENTALES

Cuando las muestras son sometidas a deformación cíclica se observa un endurecimiento en los dos o tres primeros ciclos seguido de un reblandecimiento hasta fractura. (Fig.3)

Cuando se examinan muestras sin deformar, apenas existen dislocaciones, lo cual es lógico en un material recocido. La Fig.4 muestra claramente la fase β residual rodeando las placas de Widmanstätten α .

La difracción de electrones indica que la orientación cristalográfica de las placas de Widmanstätten α de una colonia es idéntica para todas ellas. [2]

Para un número de ciclos pequeño, aparentemente las placas de fase α no presentan signos típicos de deformación. No obstante si estas mismas placas se observan bajo una condición de reflexión de $g=0002$, tal como muestra la Fig.5, se pone en contraste una serie de dislocaciones muy localizadas que van a todo lo largo de la fase β , formando apilamientos. Mediante el criterio de extinción $\vec{g} \cdot \vec{b} = 0$ y utilizando la técnica de doble haz, se deduce que son dislocaciones de tipo \vec{c} .

Para un número de ciclos mayor a 1400 se observa que la interfase α/β es un lugar propicio para la nucleación y posterior emisión de dislocaciones.

La fig.6 muestra la existencia de apilamientos de dislocaciones con origen en la interfase α/β . Si esta misma zona se pone bajo una condición de reflexión $g=0002$, se observa que todas las dislocaciones quedan fuera de contraste. De todo esto se deduce que dichas dislocaciones son del tipo \vec{a} con un vector de Burgers $\vec{b}=1/3[11\bar{2}0]$.

Son dislocaciones que se pueden desplazar incluso a través de varias placas de fase α y

finalmente quedar ancladas entre ellas o en otras interfases.

Para un número de ciclos medio con respecto a la vida a fatiga oligocíclica de la aleación ($N=2600c$), se observa de una forma esporádica la aparición de una película continua a lo largo de la interfase α/β . Normalmente presenta un espesor pequeño, que oscila entre 30 a 70 nm, por lo que a veces es fácil confundirla con zonas de enmarañamiento de dislocaciones que se sitúan en la interfase.

Como se puede observar claramente en la Fig.7, esta película continua o interfase se puede iluminar mediante la técnica de campo osuro. Es una zona del cristal que presenta una orientación cristalográfica distinta a la de las fases α y β . Debido al escaso tamaño de esta zona resulta difícil evaluar la naturaleza de esta película por difracción de electrones.

No obstante los análisis realizados mediante diferentes diagramas de difracción de electrones se deduce que esta fase interfacial presenta una estructura cristalográfica cúbica centrada en las caras con un parámetro de red de 4.2 Å.

La orientación cristalográfica de la fase interfacial fcc presenta la siguiente relación con respecto a la fase α (hcp) y la fase β (bcc):

$$(1\bar{1}00)_\alpha - (1\bar{1}2)_\beta - (1\bar{1}0)_{fcc}$$

$$[0001]_\alpha - [110]_\beta - [001]_{fcc}$$

4 DISCUSION DE RESULTADOS

Para los primeros ciclos de fatiga el mecanismo de deformación preferente es la formación de una elevada densidad de dislocaciones de tipo \vec{c} , de vector de Burgers $\vec{b}=1/2[0001]$, que se alinean a lo largo de la fase β , llegando incluso a dificultar la observación de la fase β por estar totalmente rodeada por éstas.

Para estos primeros ciclos la mayor parte de la energía absorbida durante el ensayo es utilizada para la formación y posterior movimiento de estas dislocaciones.

La elevada tasa de creación de dislocaciones de tipo \vec{c} y su gran facilidad de entrecruzamiento entre planos prismáticos favorece el hecho de que no se observe endurecimiento en las curvas S/N.

A un número de ciclos algo mayor ($N=1400$), se activa un segundo mecanismo de deformación consistente en la formación de dislocaciones de tipo \bar{a} en la interfase α/β .

Finalmente se propone que esta fase interfacial fcc que aparece a un número de ciclos medio esta constituida por hidruros de titanio inducidos por tensión.

El valor experimental del parámetro reticular de la fase fcc obtenido en los diagramas de difracción de electrones coincide con el parámetro reticular del hidruro de titanio (TiH_2) que es de 4.45 Å. La diferencia entre valores queda dentro del error experimental.

Las principales cuestiones que se plantea a la hora de explicar la fase interfacial fcc como hidruros de titanio, se podrían englobar en dos:

1.-¿El contenido de H inicial es suficiente para la formación de los hidruros de titanio con los espesores observados?

2.-¿Por qué sólo aparecen en la interfase α/β ?

Si se tiene en cuenta que la concentración inicial de H es de 0.003% y la fracción en volumen de la fase β es de un 4%, se puede estimar de una forma aproximada la cantidad de H necesaria para formar una capa cilíndrica de hidruros de titanio que rodee a la fase β .

Si se tiene en cuenta que ha concentraciones bajas de H, el hidruro que se puede formar es del tipo $TiH_{0.5}$ a $TiH_{1.99}$, el cual tiene una estructura fcc, tipo fluorita (CaF_2), donde los átomos de titanio ocupan la red fcc mientras que los átomos de H ocupan los huecos tetraédricos de una forma aleatoria, los cálculos indican que se puede observar capas de un grosor máximo de 145nm ($TiH_{0.5}$).

Por tanto, si que hay suficiente cantidad de H para los espesores de capa observados experimentalmente.

Con respecto a la segunda cuestión, existen factores que favorecen la precipitación de estos hidruros en la interfase α/β tales como:

a) La presencia de tensiones locales en zonas localizadas

Cuando aplicamos una tensión exterior o existen zonas con tensiones residuales, se

favorece la difusión del H hacia estas zonas [3]. Dichas zonas pueden ser por ejemplo, defectos cristalinos del tipo dislocaciones o las propias interfaces α/β .

Las interfaces α/β son zonas donde existen tensiones residuales como consecuencia de la falta de coherencia cristalina entre la fase α (hcp) y la fase β (bcc). Durante el proceso de transformación de $\beta \rightarrow \alpha$ existe una expansión en volumen de un valor aproximado de un 5%. Esta expansión conjuntamente con el coeficiente de expansión térmica de la fase β da lugar a un estado de compresión en la fase α .

Por tanto, podemos tener una concentración local de H en las interfaces α/β mayor de lo esperado, favoreciendo así la precipitación de los hidruros.

b) La preexistencia de una estructura favorable de dislocaciones [4]

Puesto que la formación de los hidruros de Ti en el Ti- α esta asociado con un cambio de volumen de un 17% aproximadamente, éste constituye una barrera de activación significativa para la nucleación de los hidruros. Por tanto, debemos tener en cuenta, todos aquellos factores que puedan afectar a esta energía de activación. Por ejemplo zonas de alta densidad de dislocaciones, puede disminuir la barrera de activación, favoreciendo la formación de hidruros en dichas zonas.

Si recordamos los apartados anteriores, se observó que a medida que se deformaba la aleación, existía una elevada densidad de dislocaciones del tipo \bar{a} y \bar{c} localizadas en las interfases α/β . La fase β aparece rodeada o envuelta de una gran cantidad de dislocaciones.

Puesto que la precipitación de los hidruros tiene lugar preferentemente en los planos $\{1\bar{1}00\}$ y $\{0002\}$ de la fase α [5], esta claro que la presencia de estas dislocaciones del tipo \bar{a} , ($\bar{b}=\{10\bar{1}0\}\langle 1120\rangle$) y \bar{c} ($\bar{b}=\{0001\}[0001]$), observadas experimentalmente favorece el acomodamiento de los hidruros.

De ahí que al principio no se observe esta fase interfacial. Lo que esta ocurriendo es una acumulación progresiva de dislocaciones en dichas interfases que van disminuyendo poco a poco esta barrera de activación.

c) Influencia de la composición química: β -estabilizantes



Si se repasa la bibliografía al respecto [6], se tiene que la presencia de β -estabilizantes disminuye la estabilidad de los hidruros de Ti. Hecho que es lógico ya que el H tiene una mayor avidez por la fase β que por la fase α . Por lo que el H tiende a pasar a la fase β en detrimento de los hidruros.

Por lo tanto, para una concentración de H determinada, la probabilidad de la existencia de hidruros de Ti aumenta cuanto menor sea la fracción volumétrica de β o presencia de β -estabilizantes.

Si se realiza análisis cuantitativos mediante un espectrómetro de energía dispersiva de rayos X (EDS), se ve que los aleantes están distribuidos de una forma heterogénea. La fig.11 muestra los espectros de rayos X para una area cercana a la interfase α/β y alejada de ésta. Se observa claramente que existe una heterogeneidad en la distribución de los aleantes del tipo V y Al.

Se ve que, a medida que se acerca a las interfaces α/β , disminuye la concentración de β -estabilizantes, o sea, vanadio y aumenta algo la concentración de Al. Esto quiere decir que los hidruros de titanio serán más estables cerca de la interfase α/β que en el interior de las placas α -Widmanstätten.

El efecto del aluminio puede ser contradictorio ya que éste en principio disminuye la solubilidad del H en el α -Ti. Pero por otro parte, aumenta el límite elástico favoreciendo el acomodamiento de los hidruros a la hora de precipitar. Por lo que experimentalmente se observa que la adición de Al aumenta la solubilidad aparente del H.

Resumiendo, esta heterogeneidad de los aleantes justifica la mayor estabilidad térmica de los hidruros en las regiones cercanas a las interfaces α/β .

CONCLUSIONES

1. Para los primeros ciclos de fatiga el principal mecanismo de deformación es la formación de dislocaciones de tipo \bar{c} , de vector de Burger $1/2 [0001]$.
2. Para valores de ciclos algo mayores la formación de dislocaciones de tipo \bar{a} empieza a prevalecer.
3. Se puede inducir por tensión una fase cristalina nueva, fcc, que son hidruros de titanio.

4. Debido a que la formación de hidruros de Ti comporta un cambio de volumen, la existencia de una estructura de dislocaciones de tipo \bar{a} y \bar{c} favorece la precipitación de hidruros de Ti.

BIBLIOGRAFIA

1. Donachie M.J. "Titanium. A Technical Guide". Ed. M.J. Donachie. (1989) pp.30-32 ASM Internacional. Ohio.
2. J.M. Manero, F.J. Gil, J.J. Vázquez y J.A. Planell. "Mecanismos de deformación plástica por fatiga oligocíclica de la aleación Ti6Al4V tratada térmicamente" Anales de la Mecánica de la Fractura". vol.10(1993) pp.113-119.
3. J.L. Waisman, Metall Trans. A 8A, 1249 (1972).
4. D.G. Westlake, W.R. Grey, Appl. Phys. Lett. 9, (1966)
5. C. Hammond, R.A. Spurling y N.E. Paton, Metall. Trans. A, 15A, 813 (1984)
6. Harold Margolin. "Hydrogen and Sliding at α/β interfaces of Titanium alloys". Script. Metall. Vol 24 pp 2397-2400 (1990)

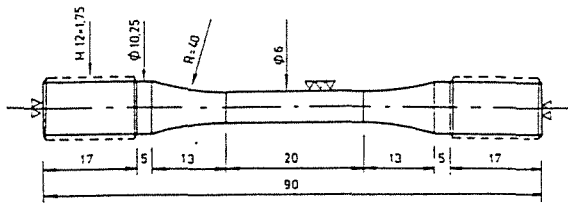


Fig.1 Medidas de las probetas utilizadas en los ensayos de deformación cíclica.

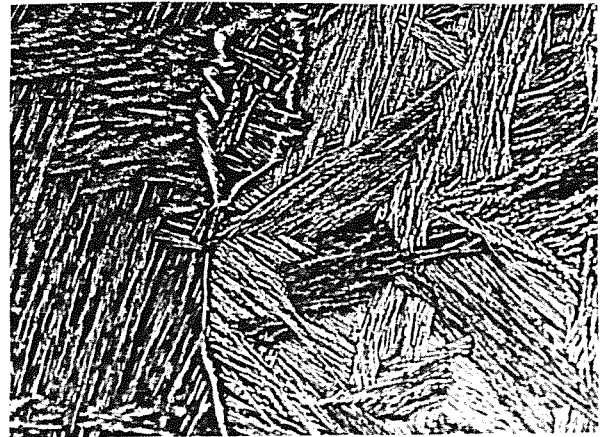


Fig.2 Estructura metalográfica de las placas de Widmanstätten.(X400)

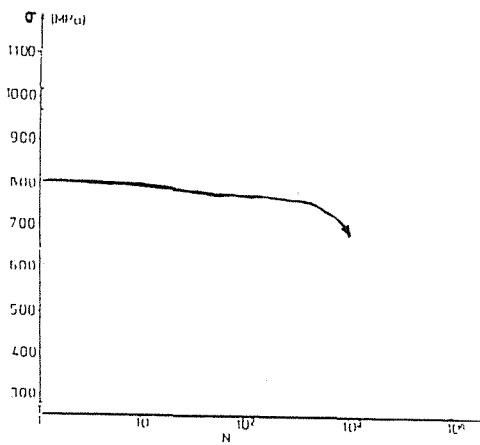


Fig.3 Curva tensión-nº ciclos (S/N)

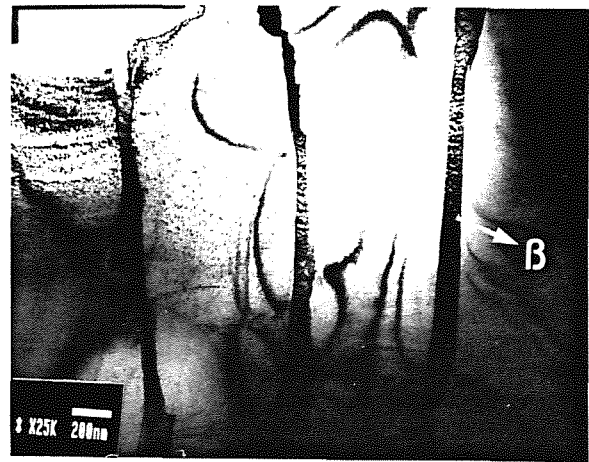


Fig.4 Estructura Widmanstätten original. Eje de zona $[1213]$



Fig.5 Dislocaciones de tipo \bar{c} en la dirección de la fase β

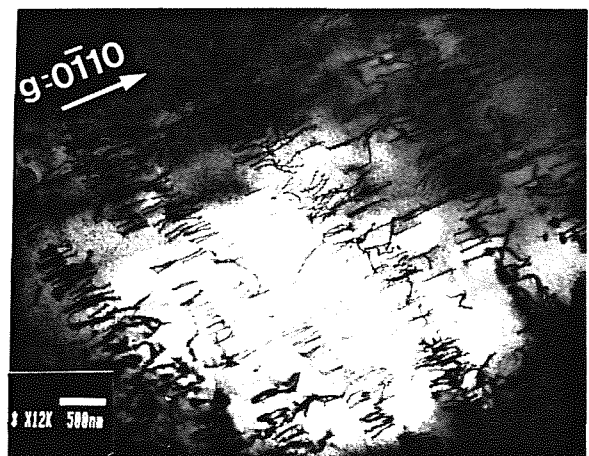


Fig.6 Muestra con $N=1400$ ciclos. Apilamientos de dislocaciones de tipo \bar{a} .

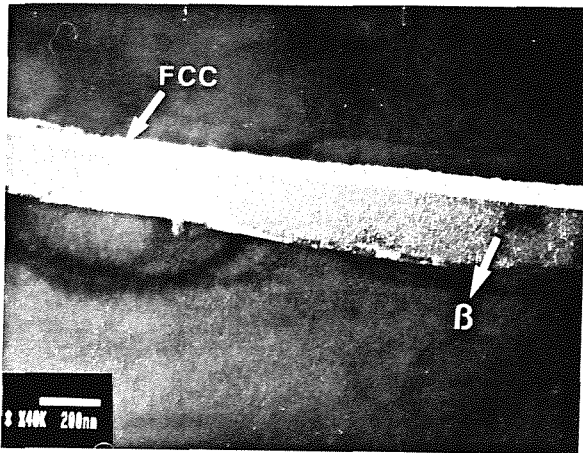


Fig.7 Muestra con N=2400 ciclos. Se observa la aparición de una fase fcc a lo largo de la fase β .

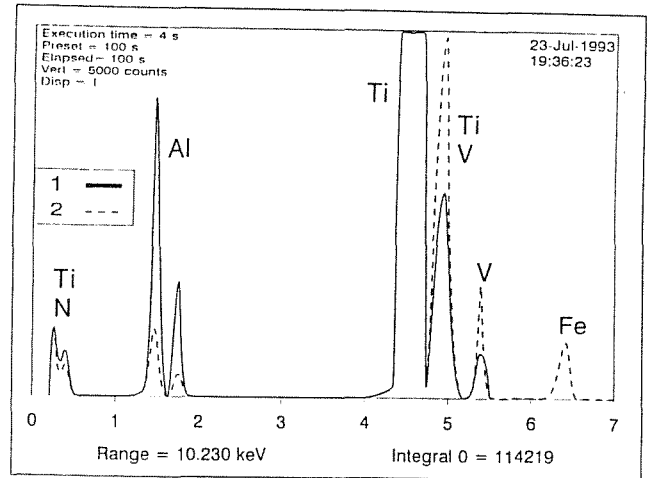


Fig.8 Espectros de rayos X de la zona cercana [1] y alejada de la interfase α/β [2].

RESPUESTA CÍCLICA Y EVOLUCIÓN SUBESTRUCTURAL DE UN ACERO DUPLEX AISI-329 SOMETIDO A FATIGA: INFLUENCIA DE LA FRAGILIZACIÓN TÉRMICA

A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen y M. Anglada

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Catalunya, 08028 Barcelona

Resumen. El presente trabajo es un estudio del comportamiento a fatiga oligocíclica de un acero inoxidable duplex AISI-329. Se han efectuado ensayos a amplitud de deformación total constante en el rango entre 10^{-3} y 10^{-2} , tanto del material en estado de recocido como tras ser envejecido a 475°C , temperatura a la que tiene lugar la fragilización por descomposición espinodal de la ferrita. La respuesta cíclica se caracteriza por un rápido endurecimiento seguido por un ablandamiento continuo, observándose que ambas etapas son mucho más pronunciadas en el caso de muestras envejecidas. El estudio de los arreglos de dislocaciones asociadas revela que en el material recocido la evolución subestructural se desarrolla fundamentalmente en la ferrita, lo que sugiere que esta fase acomoda una parte significativa de la deformación plástica. Por el contrario, en el acero envejecido la ferrita se fragiliza y, por tanto, está en disposición de absorber un menor grado de deformación plástica. En este caso, una evolución subestructural significativa sólo se observa en la austenita, fase que concentra la deformación plástica aplicada.

Abstract. This work concerns the low-cycle fatigue behavior of a AISI-329 duplex stainless steel. Tests at constant total strain amplitude ranging from 10^{-3} to 10^{-2} were carried out, both for annealed and aged to 475°C material, temperature to which fragilization for ferrite spinodal decomposition takes place. Cyclic response was characterized by rapid hardening followed by continuous softening, both stages are more pronounced for aged specimens. Study of the associated substructural development revealed that in annealed material dislocations structure develops mainly in ferrite, which suggests that this phase accommodates a significant part of the plastic strain. Opposite, in aged steel ferrite fragilizes and is able to accommodate less plastic strain. In this case, significant substructural development was only observed in austenite, phase which concentrates the applied plastic strain.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables austeno-ferríticos, habitualmente denominados duplex, son unos de los materiales que han concentrado más interés por parte de la industria siderúrgica mundial en los últimos años. La razón de este desarrollo radica en la excelente combinación de propiedades (elevadas características mecánicas, gran resistencia a la corrosión por picaduras y menor susceptibilidad a la corrosión intergranular que los aceros inoxidables austeníticos) que los hace idóneos para diferentes aplicaciones en importantes sectores industriales (nuclear, petroquímico, construcción, alimentación, etc.).

A pesar de ello, la utilización de los aceros duplex en muchos campos potenciales se encuentra condicionada por el fenómeno de la fragilización a 475°C . Este conocido proceso de envejecimiento térmico está

relacionado con la descomposición espinodal de la ferrita, que da lugar a zonas ricas en Cr (fase α') en una matriz rica en hierro [1]. En el marco del estudio de este problema se ha analizado el comportamiento bajo deformación cíclica y la evolución subestructural asociada al mismo, para uno de los tipos más característicos, el AISI-329 (UNS 32900), tanto en estado de recocido como envejecido a 475°C .

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero fue suministrado por ACENOR en forma de barra de 25 mm. de diámetro, recocida a 1100°C . En este estado la proporción de austenita fue del 20 %. Con el fin de incrementar esta proporción se efectuó un recocido de una hora a 1000°C , lográndose elevar el

contenido de γ al 36 %. La microestructura resultante, correspondiente a la del material estudiado en este trabajo, es ligeramente bandeada en la dirección de laminación y presenta granos austeníticos de 10-50 μm de largo por 10 μm de ancho sobre una matriz ferrítica. La composición química del acero y de cada una de sus fases se muestra en la **Tabla 1**.

Tabla 1. Composición química del acero y de cada una de las fases (% en peso).

	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn
AISI-329	0.036	0.072	24.6	5.4	1.4	1.73
α	-	-	26.5	3.9	1.8	1.70
γ	-	-	21.8	6.4	1.1	1.80

Los ensayos de fatiga oligocíclica se efectuaron en una máquina servohidráulica INSTRON 1342 con célula de carga de 100 kN. Las probetas (diámetro 6 mm, longitud de zona de ensayo 25 mm) fueron sometidas a deformación simétrica con velocidad de deformación constante ($\dot{\epsilon}_t = 6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) y amplitud de deformación total ϵ_t controlada, aplicándose ésta mediante una onda triangular. Para ello se contó con un extensómetro INSTRON con una longitud activa de 10 mm. La determinación experimental de la curva esfuerzo-deformación cíclica (CEDC) fue llevada a cabo utilizando las dos metodologías más convencionales: a) a través de una serie de ensayos realizados a diferentes amplitudes (una probeta para cada amplitud) hasta alcanzar el estado de saturación en cada uno de ellos (*amplitud constante*), y b) por un procedimiento de medición continua siguiendo el "método incremental" (*amplitud incremental*). En este último método, una probeta virgen es sometida a deformación bajo condiciones cíclicas y la amplitud de la variable en control, en este caso la deformación total, es incrementada progresivamente. A cada amplitud deseada para el estudio, el material es llevado hasta saturación, la amplitud de carga es registrada y entonces la amplitud de deformación es nuevamente incrementada. Las curvas determinadas por ambos métodos son similares, dentro del rango de error experimental, para varios materiales [2]. Uno de los objetivos de este trabajo es investigar la correlación entre las curvas obtenidas por uno y otro método para el acero duplex AISI-329. El rango de ϵ_t en el que se ha trabajado va desde 1.5×10^{-3} hasta 9×10^{-3} .

La caracterización subestructural de las probetas ensayadas fue realizada por medio de un microscopio electrónico de transmisión JEOL 1200 EXII, operando a 120 kV. Para efectuar dicha caracterización se cortaron láminas perpendiculares al eje de la probeta por su zonade ensayo. De las láminas se troquelaron discos de 3 mm de diámetro. Los discos fueron pulidos

mecánicamente hasta un espesor de 100-150 μm y a continuación se sometieron al pulido electroquímico final (Jet-polishing) en un equipo TENUPO para obtener la microperforación y la correspondiente área delgada de la muestra. El reactivo utilizado fue una solución de ácido perclórico en etanol, trabajando a 5°C y 20 V.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Respuesta mecánica bajo condiciones cíclicas

El comportamiento a fatiga del acero en estado de recocido y tras ser envejecido (a 475°C por 25 y 200 horas) ha sido evaluado mediante curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico y CEDC. La **Fig. 1** muestra la respuesta cíclica del material para varios niveles de deformación aplicada (ensayos a amplitud constante) y en los distintos estados reflejados por la **Tabla 2**. Cada curva puede dividirse en dos etapas: endurecimiento inicial y ablandamiento cíclico. Todos los especímenes experimentaron endurecimiento muy rápido hasta un valor de amplitud de esfuerzo máximo, seguido por un lento y continuo ablandamiento que domina la mayor parte del ensayo. Únicamente la curva que representa el ensayo a menor amplitud de deformación total ($\epsilon_t = 2.2 \times 10^{-3}$) no muestra ablandamiento sino una prolongada saturación tras el endurecimiento inicial. Por otro lado, el material envejecido muestra unos valores de amplitud de esfuerzo máximo y una de tasa de endurecimiento por deformación mayores que los correspondientes al estado de recocido. Sin embargo su ablandamiento cíclico es también mucho más pronunciado que en el material recocido.

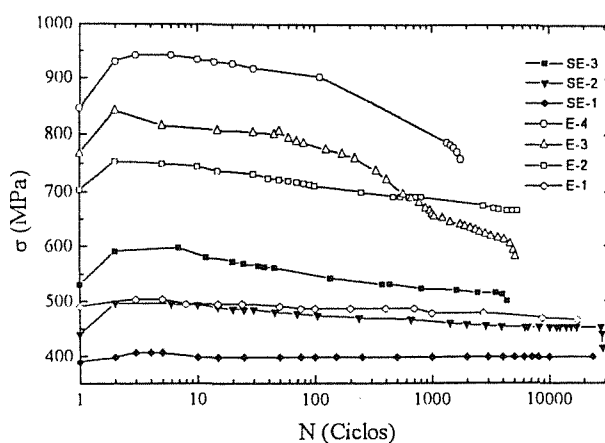


Fig. 1. Curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico para diversas probetas.

Tabla 2. Parámetros de los ensayos correspondientes a las curvas de la Fig. 1.

	ϵ_t	$\epsilon_{pl,sat}$	Horas de envejecimiento
SE-1	2.2×10^{-3}	1.3×10^{-4}	-
SE-2	3.0×10^{-3}	3.0×10^{-4}	-
SE-3	4.5×10^{-3}	1.0×10^{-3}	-
E-1	3.0×10^{-3}	2.8×10^{-4}	25
E-2	4.5×10^{-3}	5.0×10^{-3}	200
E-3	6.0×10^{-3}	1.1×10^{-3}	25
E-4	6.0×10^{-3}	1.2×10^{-3}	200

Las CEDC del material recocido sin envejecer y del material envejecido son mostradas en la Fig. 2. Los resultados experimentales correspondientes a cada uno de los dos métodos de ensayo utilizados: a amplitud constante y a amplitud incremental, muestran una concordancia relativamente satisfactoria. Los valores de amplitudes de esfuerzo obtenidos en ensayos bajo condiciones de amplitud constante son algo superiores a los correspondientes bajo condiciones de amplitud incremental.

En el rango experimental estudiado, la CEDC del material no envejecido es creciente monótonica y puede ser dividida en tres etapas: la I, a amplitudes de deformación plástica, ϵ_{pl} , por debajo de 10^{-4} ; la II, en el rango de ϵ_{pl} entre 10^{-4} y 6×10^{-4} ; y la III, a ϵ_{pl} mayores de 6×10^{-4} . Las etapas I y III están caracterizadas por un endurecimiento cíclico relativamente bajo, pero no igual, mientras que la etapa II puede describirse como una etapa de transición asociada a una tasa de endurecimiento mayor que el observado en las otras dos etapas (este comportamiento debe estar relacionado con la evolución subestructural observada, la cual se describe en la sección siguiente).

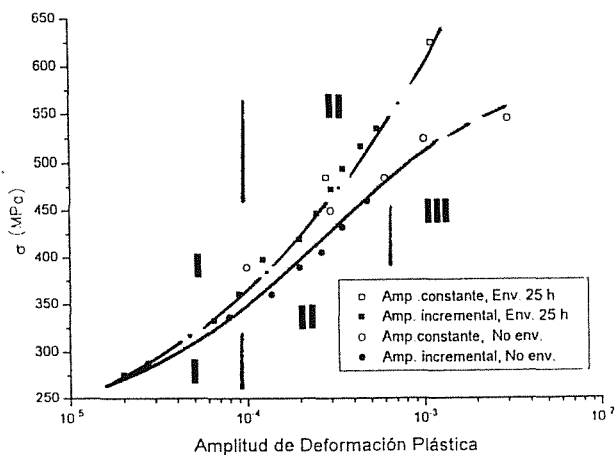


Fig. 2. Curvas de esfuerzo-deformación cíclica en los estados de recocido y envejecido 25 h. a 475°C.

En el caso del material envejecido la CEDC muestra un comportamiento creciente similar al del material no envejecido, pero permite distinguir sólo dos etapas. La primera de ellas está completamente superpuesta sobre la etapa I definida para la CEDC del acero no envejecido y se puede describir por un crecimiento moderado de las tensiones de saturación con la amplitud de deformación. La segunda, a valores de ϵ_{pl} mayores a 10^{-4} , se caracteriza por un muy rápido incremento del esfuerzo con la deformación, mucho más pronunciado que el observado para la etapa II de la CEDC del material sin envejecer. Esta discrepancia de valores entre las curvas del material envejecido y el no envejecido se refleja en la existencia de una brecha para valores de ϵ_{pl} mayores a 10^{-4} , la cual debe estar asociada a diferencias significativas entre la evolución subestructural correspondiente a la etapa II de la respuesta cíclica del material envejecido y la que se produce en las etapas II y III de la CEDC del material no envejecido.

3.2. Evolución subestructural

Con el fin de relacionar el comportamiento mecánico observado con los cambios subestructurales en los materiales estudiados se ha dedicado un especial énfasis a la caracterización de la evolución de las estructuras de dislocaciones en cada una de las fases, austenita y ferrita, por medio de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).

Un estudio del material en estado de "no deformación" fue llevado a cabo con el objetivo de establecer los arreglos de dislocaciones iniciales, punto de referencia para cualquier descripción de evolución subestructural debida a la posterior aplicación de carga bajo condiciones cíclicas. En este estudio se observó en la ferrita la existencia de una baja densidad de dislocaciones helicoidales, extendidas primordialmente en un sólo sistema de deslizamiento, con frecuentes bucles y anillos (*loops*). Por su parte, en la austenita se apreció una densidad de dislocaciones aún menor, pero en este caso agrupadas en apilamientos y, generalmente, en zonas adyacentes a los bordes de grano.

Las muestras para observación por MET corresponden a especímenes ensayados bajo condiciones cíclicas hasta el estado de saturación asociado con cada una de las amplitudes de deformación plástica investigadas, según ha sido definido en la sección anterior.

En el rango más bajo de amplitudes de deformación estudiado, ϵ_{pl} menor a 10^{-4} , la fase austenítica muestra una progresiva acumulación de arreglos planares de dislocaciones, principalmente en un único plano de deslizamiento para cada grano. Estas estructuras de carácter planar son formadas por dislocaciones disociadas y conllevan la observación de fallas de apilamiento extendidas a lo largo de la estructura

puede verse en la Fig. 3. En las vecindades de los bordes de grano la densidad relativa de estos tipos de dislocaciones es relativamente mayor y, en algunos casos, un segundo sistema de deslizamiento es discernible. En cuanto a la fase ferrítica, el movimiento dislocacional es primordialmente elástico y las estructuras iniciales presentan poca variación, tanto en términos de arreglos como de densidad.



Fig. 3. Estructuras planares de dislocaciones y fallas de apilamiento asociadas en un grano austenítico. $g = [0\ 0\ 2]$.

A amplitudes de deformación plástica mayores a 10^{-4} , y hasta valores de 6×10^{-4} , en los granos austeníticos se observa un incremento significativo de la densidad de arreglos planares como los descritos anteriormente. En este intervalo de ϵ_{pl} la acumulación de dislocaciones presume la formación de "embriones" de bandas planares de dislocaciones. En el rango inferior del intervalo la acumulación tiene lugar predominantemente sobre un único sistema de deslizamiento, el primario, mientras que en el rango superior es común la observación de granos con más de un sistema de deslizamiento activado. Por otra parte, a medida que ϵ_{pl} es incrementada se aprecia una mayor uniformidad subestructural, de grano a grano y en el interior de los mismos, pero sin evolucionar a estructuras de dislocaciones más eficientes por lo que respecta a su capacidad de "acomodar" deformación plástica. En este intervalo de deformaciones, contrariamente a lo observado en el anterior, cambios subestructurales son discernibles también en la fase ferrítica. Se comienza a observar una progresiva formación de enmarañamientos de dislocaciones en uno o más sistemas de deslizamiento. A medida que ϵ_{pl} crece el proceso de creación y evolución de estos enmarañamientos se intensifica y, para ϵ_{pl} alrededor de 6×10^{-4} , comienzan a experimentar una redistribución que tiende a la formación de arreglos muy simples, "venas" y "canales"

(Fig. 4), lo que representa el primer paso para el desarrollo de una estructura característica de deformación por fatiga.

En el intervalo de ϵ_{pl} mayores de 6×10^{-4} las observaciones por MET muestran un desarrollo de las estructuras de dislocaciones claro y definido en la ferrita. En esta fase la estructura inicial de "venas" y "canales" evoluciona y se reajusta en forma de arreglos

de paredes dipolares equidistantes, que dejan entre ellas anchos canales con muy baja densidad de dislocaciones, en un modo similar al reportado por Sesták para Fe-Si [3]. A las ϵ_{pl} más altas dentro de este rango, la activación de sistemas de deslizamiento adicionales promueve la formación de una estructura celular, como la que se aprecia en la parte superior de la Fig. 5. La tonalidad más oscura de las celdas se debe a que la acomodación de las tensiones locales, acumuladas en la vecindad de los bordes de grano, provoca una desorientación de las mismas. Mientras en la ferrita tiene lugar esta evolución subestructural, muy marcada y completamente asociada a un fenómeno de deformación cíclica, las estructuras observadas en la austenita continúan siendo predominantemente planares, con un grado de desarrollo mayor pero sin evolucionar a otro tipo de estructuras. Se intensifica la observación de regiones de carácter planar (bandas) de diferente densidad de dislocaciones (Fig. 6). Sin embargo, la interacción entre las bandas individuales es poco significativa y posiblemente sea la causa primordial de que una evolución a otro tipo de arreglos no sea observada.

Por lo que respecta a las muestras extraídas de material envejecido, la evolución es radicalmente distinta: en la ferrita, aparte del aspecto de "piel de naranja" revelador de que se ha producido la descomposición espinodal,

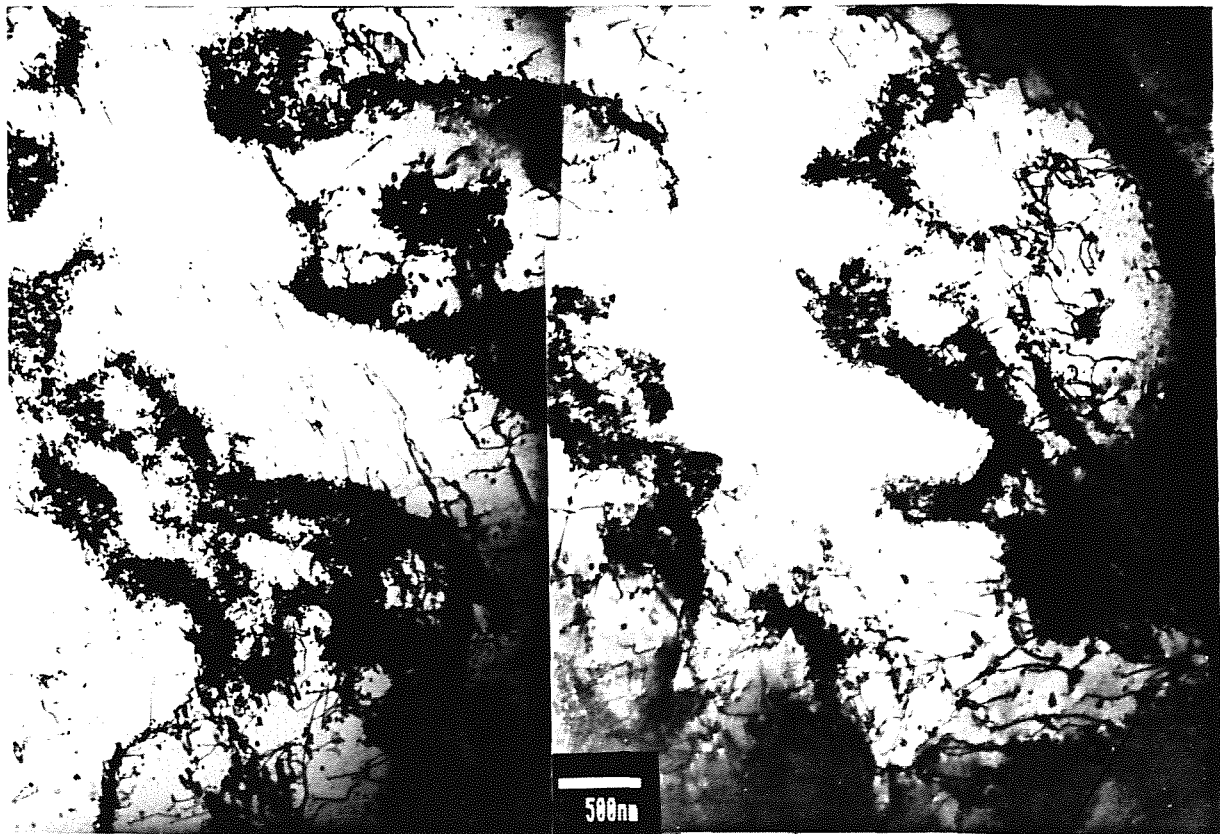


Fig. 4. Estructura de venas y canales en un grano ferrítico. Muestra de acero sin envejecer.
 $g = [1 \bar{1} 2]$.

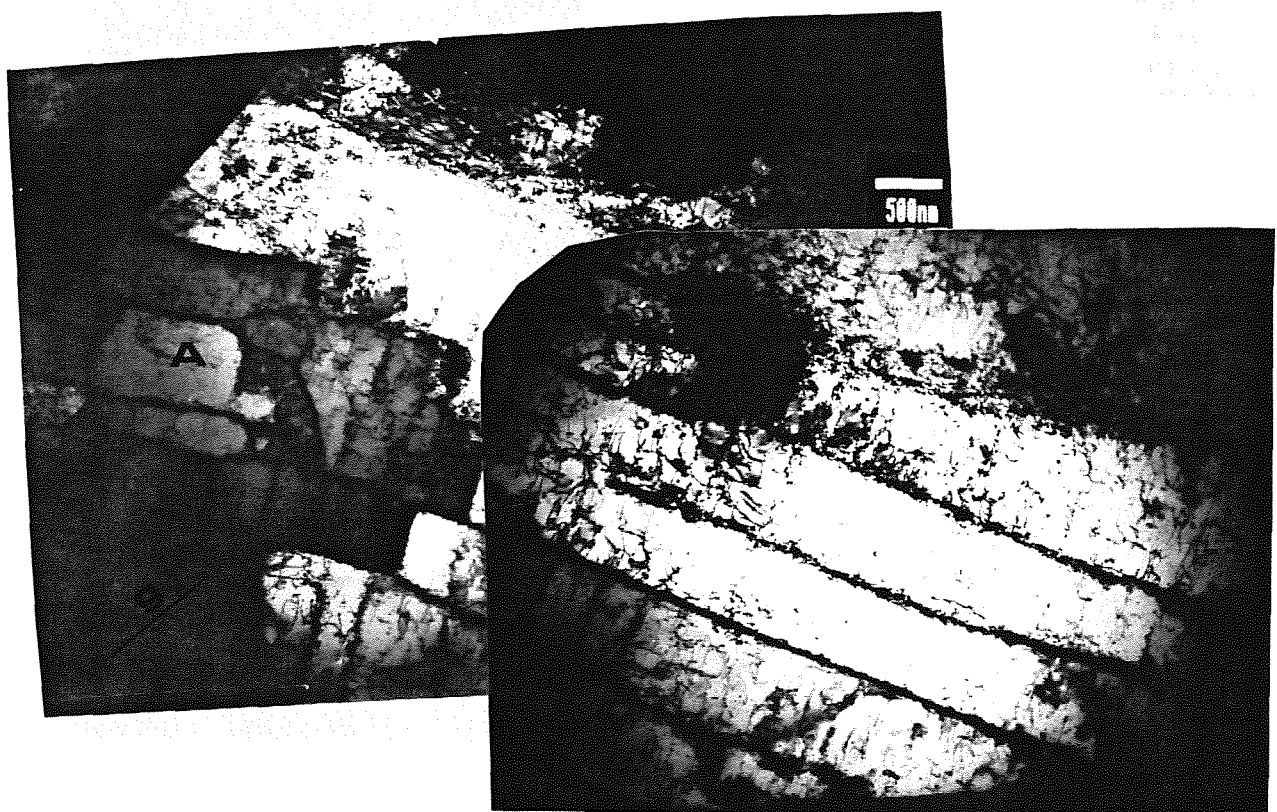


Fig. 5. Estructura de celdas (zona A) y bandas en un grano ferrítico. Muestra de acero sin envejecer.
 $g = [1 \bar{1} 2]$.



Fig. 6. Bandas de carácter planar en un grano austenítico. Muestra sin envejecer. $g = [1\ 1\ 1]$

sólo se aprecian dislocaciones helicoidales individuales en uno o dos sistemas de deslizamiento, que nunca alcanzan a crear una estructura de fatiga, ni aún a los niveles máximos de deformación plástica estudiados en este trabajo ($\epsilon_p = 3 \times 10^{-3}$). La ferrita fragilizada presenta cambios mínimos y éstos se expresan exclusivamente en términos de la densidad de dislocaciones, simples y poco interactivas, y nunca en diferentes estados de desarrollo hacia otros arreglos de menor energía. Por su parte la austenita es la fase que juega el papel más significativo, por lo que respecta a plasticidad, en el material envejecido. A amplitudes bajas, por debajo de 1.2×10^{-4} , su desarrollo subestructural es muy similar al ya descrito para el material sin envejecer. En esta etapa arreglos planares extendidos, que dan lugar a la observación de numerosas fallas de apilamiento, son las estructuras de dislocaciones características. A amplitudes mayores a 10^{-4} una evolución subestructural típica de fatiga es observada claramente en los granos austeníticos. Los arreglos planares interactúan entre si formando marañas que se desarrollan rápidamente a paredes dipolares y éstas a estructuras celulares. Una muestra de ello son las Figs. 7 y 8. En la primera, correspondiente a $\epsilon_p = 1.5 \times 10^{-3}$, se observa una estructura de celdas incompleta, mientras que en la Fig. 8, a $\epsilon_p = 2.8 \times 10^{-3}$, la presencia de deslizamiento múltiple es marcada y las celdas están ya completamente definidas.

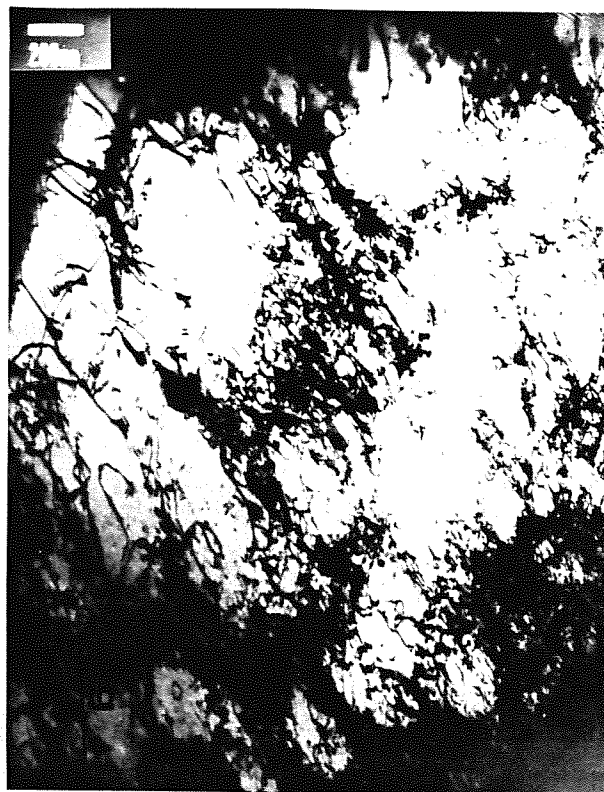


Fig. 7. Estructuras de paredes dipolares y celdas en estado de desarrollo en un grano austenítico. Material envejecido 200 h. a 475°C . $g = [1\ 1\ \bar{1}]$.



Fig. 8. Arreglos de paredes dipolares y celdas definidas en un grano austenítico. Material envejecido 25 h. a 475°C . $g = [1\ 1\ 1]$.

4. DISCUSION

El comportamiento a fatiga desarrollado por el acero duplex recocido, y en concreto la forma de las curvas de endurecimiento-ablandamiento, con un inicial endurecimiento que pronto da paso al lento ablandamiento, se ha relacionado con la presencia del nitrógeno como elemento de aleación. Es un hecho conocido que la adición de nitrógeno puede causar ablandamiento cíclico en los aceros inoxidable austeníticos tipo 18Cr-8Ni y 25Cr-20Ni [4]. En nuestro caso el contenido de nitrógeno es moderado (0.07%), como corresponde a un duplex de primera generación. Pero al ser el porcentaje de austenita minoritario (36%) y debido a los diferentes coeficientes de partición del nitrógeno en ferrita y austenita, la concentración de nitrógeno en los granos austeníticos será considerable. El efecto de la adición de nitrógeno es disminuir substancialmente la energía de falla de apilamiento (SFE), lo que dificulta el deslizamiento cruzado de dislocaciones helicoidales.

De acuerdo con las observaciones de MET de este estudio, el ablandamiento cíclico resultó del desarrollo de una estructura de bandas y celdas a partir de una mucho más aleatoria distribución de dislocaciones. Mientras que el endurecimiento se debe al rápido aumento de la densidad de dislocaciones en los primeros ciclos.

Otro factor importante a la hora de considerar los mecanismos responsables de la respuesta cíclica es la interacción entre dislocaciones y bordes de grano. Se apreció una mayor densidad de dislocaciones en las áreas adyacentes a los bordes de grano en las muestras menos deformadas. Apilamientos de dislocaciones (*pile-ups*) contra dichos bordes fueron frecuentes en probetas más fatigadas. Esto conduce a un incremento en la resistencia de los límites de grano, que puede ser otra fuente de endurecimiento. Por otro lado la emisión de dislocaciones desde los bordes de grano puede dar lugar a una relajación de las incompatibilidades de deformación entorno a dichos bordes, siendo parcialmente responsables del ablandamiento posterior.

Las maclas pueden ser consideradas como otra característica microestructural inducida por la deformación cíclica de este material. Son abundantes en la austenita pero también aparecen en la ferrita, siendo este hecho un resultado conocido en aleaciones Fe-Cr [5].

En la CEDC del material no envejecido se pueden reconocer tres etapas distintas, tal y como se destacó en el apartado de resultados experimentales. Así mismo, al describir la evolución subestructural se constató que cada una de estas etapas se corresponde con estructuras de dislocaciones bien diferenciadas y características.

El primer cambio de pendiente de la curva se sitúa en torno a $\epsilon_{pl}=10^{-4}$. Por debajo de este valor el endurecimiento cíclico es relativamente bajo y las imágenes de MET muestran que es la austenita, la fase más blanda, la que acomoda la mayor parte de la deformación.

En el rango de amplitudes de deformación plástica entre 10^{-4} y 6×10^{-4} aproximadamente, la pendiente de la CEDC es mayor, es decir aumenta el endurecimiento cíclico. Nos encontramos en lo que podríamos calificar de etapa de transición. A consecuencia de la deformación acumulada la austenita se ha ido endureciendo, hasta alcanzar niveles comparables a los de la ferrita. Esto provoca que, mientras en la austenita aumenta la densidad de arreglos planares, simultáneamente la fase ferrítica comienza a mostrar cambios subestructurales, síntoma de que está contribuyendo a la deformación plástica.

El último intervalo de la CEDC corresponde a $\epsilon_{pl} > 6 \times 10^{-4}$. El hecho de que la evolución subestructural de la ferrita sea muy marcada, conduciendo a la formación de estructuras características de deformación cíclica, cuando en la fase γ la evolución es mínima, indica que se ha producido un cambio en los mecanismos de deformación, pasando a ser la ferrita quien asume la práctica totalidad de la deformación aplicada.

Los resultados experimentales pueden compararse a los obtenidos por Magnin y Lardon [6]. Trabajando con un duplex 50% α - 50% γ , reportaron la existencia de dos zonas en la CEDC. En su caso, el cambio de "comportamiento austenítico" a "comportamiento ferrítico" se produce para $\epsilon_{pl}=10^{-3}$. Dado que el acero objeto de nuestro estudio, el AISI 329, contiene una menor proporción de fase γ (36%), es lógico que el punto de transición se haya desplazado hacia valores de ϵ_{pl} inferiores.

Respecto a las muestras sometidas a envejecimiento a 475°C, su CEDC se encuentra por encima, en la escala de esfuerzos, de la correspondiente al material no envejecido, separándose progresivamente al aumentar ϵ_{pl} . Este comportamiento se puede racionalizar considerando que la fase ferrítica, ahora fragilizada por la descomposición espinodal, está en disposición de absorber un menor grado de deformación plástica, por lo que será la austenita la que se vea forzada a acomodar mayores niveles de deformación. De aquí que la CEDC del acero envejecido tenga una considerable semejanza con la de un acero inoxidable austenítico, por ejemplo el AISI-310 estudiado por Jin et al. [7]. En la CEDC del duplex envejecido se pueden separar dos rangos de amplitud con distinto comportamiento, cuyo límite se encuentra en $\epsilon_{pl}=10^{-4}$. Para el rango de bajas deformaciones las tensiones de saturación crecen gradualmente con el incremento de ϵ_{pl} , mientras que a

altas deformaciones el crecimiento es mucho más rápido. Estas dos etapas se corresponden con los rangos II y III marcados por Jin en su CEDC del AISI-310, aunque en su caso se encuentren desplazadas más de un orden de magnitud, ubicándose el cambio de pendiente en $\epsilon_p=4 \times 10^{-3}$. También las observaciones por MET de la evolución subestructural del AISI-310 en una y otra etapa muestran grandes similitudes con las de la fase austenítica del duplex. El rango I de la CEDC trazada por Jin supone un incremento casi imperceptible de la tensión con la deformación. Este rango no llega a presentarse en nuestro acero, pues el 36% de austenita presente debe asumir la mayor parte de la deformación, con lo que, aún para valores muy bajos ($\epsilon_p=2 \times 10^{-5}$), ya estamos situados en el rango II.

5. CONCLUSIONES

De la discusión de los resultados experimentales obtenidos en este trabajo se pueden puntualizar las siguientes conclusiones:

a) las curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico, tanto para el acero sin envejecer como envejecido, presentan una etapa inicial de rápido endurecimiento, a la que sigue un lento y continuo ablandamiento cíclico. Este comportamiento se ha relacionado con la influencia del nitrógeno presente en la composición química del material.

b) las CEDC son monotónicas crecientes y sus cambios de pendiente pueden explicarse en función de la evolución subestructural que tiene lugar al ir variando la deformación plástica.

c) en la CEDC del acero sin envejecer se distinguen tres etapas: a niveles bajos de ϵ_p se observa un comportamiento caracterizado como "austenítico", ya que cambios subestructurales significativos son solo observados en la fase austenítica. Tras una etapa de transición donde tiene lugar una evolución de arreglos de dislocaciones en ambas fases, el desarrollo subestructural sugiere caracterizar el comportamiento a ϵ_p altas como "ferrítico", pues es en esta fase donde se aprecian cambios significativos en la evolución hacia una subestructura típica de fatiga.

d) la CEDC del acero sometido a envejecimiento a 475°C muestra dos etapas, y en general un comportamiento cualitativo muy similar al reportado para aceros inoxidable austeníticos. Este resultado es consecuencia de que la austenita es quién absorbe la mayor parte de la deformación aplicada en todo el rango de amplitudes de deformación estudiado.

6. AGRADECIMIENTOS

Agradecer a la CECA la subvención del presente trabajo a través del proyecto 7210-MA/940, a ACENOR la donación del acero estudiado y a J.M.Manero, del Servicio de Microscopía Electrónica del Departamento de Metalurgia, por su valiosa asistencia técnica.

7. REFERENCIAS

- [1] Park, K., LaSalle, J.C. y Schwartz L.H., "The low cycle fatigue behavior of spinodally decomposed Fe-26Cr-1Mo alloys". *Acta Metall.* **33**, 2 pp. 205-211 (1985).
- [2] Klesnil M. y Lukás P., "Fatigue of metallic materials". *Materials Science Monographs*, **7** (1980).
- [3] Sěsták B., Novák V. y Libovický S., "Cyclic deformation of single crystals of iron-silicon alloys oriented for single slip". *Phil. Mag. A* **57**, 3 pp. 353-381, (1988).
- [4] Xia Y.B. y Wang Z.G., "Low cycle fatigue of a new type of stainless steel". *Materials Science and Eng.*, **A151**, pp. 29-35 (1992).
- [5] Magnin T., Coudreuse L. y Fourdeux A., "Consequence of slip-twinning interactions on the monotonic and cyclic deformation of b.c.c. stainless steels". *Materials Science and Eng.*, **63** L5-L8 (1984).
- [6] Magnin T. y Lardon J.M., "Cyclic deformation mechanisms of a two-phase stainless steel in various environmental conditions". *Materials Science and Eng.* **A104**, pp. 21-28 (1988).
- [7] Jin N., Zhong C. y Chen X., "Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel." I y II. *Acta Metall. Mater.* **38**, 11, pp. 2141-2148 (1990).

DETERMINACION DE LA VELOCIDAD DE FISURACION EN RELACION CON LA INTEGRAL J

J.A. Alvarez ; G. Méndez; F. Gutiérrez-Solana ; I. Gorrochategui; J.Laceur

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de Los Castros s/n, 39005 Santander

Resumen. Los ensayos de tenacidad basados en la medida de la integral J han conseguido obtener un gran éxito en la caracterización del comportamiento en fractura elasto-plástica de los materiales metálicos. Gran parte de dicho éxito es debido a la facilidad y rapidez en su realización, que hace pensar en su utilización en otros campos, como es la CBT, en los que el material presenta fisuración subcrítica bajo estado elasto-plástico. Conocida la velocidad de propagación de fisuras en un ensayo de determinación de la curva R de la integral J, y en base a las leyes de deformación elasto-plástica del material se puede obtener analíticamente la respuesta carga-desplazamiento, y al contrario, a partir de ésta, se pueden deducir las leyes de velocidad de propagación de fisura, sean éstas críticas o subcríticas. Siguiendo esta metodología analítica se han determinado las velocidades de fisuración obtenidas en ensayos de determinación de la curva J_R para distintas velocidades de sollicitación en diferentes materiales y medios.

Abstract: Toughness test based on the measurement of J integral have obtained great success in the characterisation of the elastic-plastic fracture behaviour of metals. A great part of this success is owing to the ease and quikness with which these test are carried out. This leads to the possibility of using them in other fields, such as SCC, where the material present subcritical cracking in elastic-plastic regime. Once the crack propagation rate is known from a J-integral R-curve, based on material elastic-plastic behaviour equation, the load-displacement response can be calculated. Viceversa, from the load-displacement curve it is also possible to derive the crack propagation rate laws which may be either critical or subcritical. The crack propagation rates obtained in J_R determination tests performed at different displacement rates on two materials and in different environments have been determined following this methodology.

1. INTRODUCCION

La seguridad de las estructuras exige actualmente un conocimiento exhaustivo del comportamiento ante fractura de los materiales presentes en las mismas. Para situaciones de comportamiento elasto-plástico esta determinación se realiza a través de la curva de resistencia a la fractura de sus materiales constitutivos basada en la integral J, o curva J_R . La relativa sencillez de la metodología de ensayo, así como la amplia experiencia existente en su utilización, hacen aconsejable su extensión a situaciones, como es la Corrosión Bajo Tensión, en la que se presentan conjuntamente fisuraciones subcríticas y comportamiento elasto-plástico.

Basándose en estos conceptos, han sido varios los intentos para modelizar el comportamiento de los aceros frente a fractura elasto-plástica. En esta línea el Eléctric Research Power Institut ha desarrollado un procedimiento analítico mediante el cual es posible obtener la relación $J-\Delta a$, curva J_R , a partir de las características mecánicas del material [1].

En este trabajo se aborda, apoyándose en la metodología analítica desarrollada por EPRI, la determinación de la velocidad de propagación de fisuras, sean estas críticas o subcríticas, durante el ensayo de determinación de la curva J_R . Asimismo se analiza la influencia que determinados parámetros como la velocidad de sollicitación, el medio o el material, tienen sobre esta propagación.

2. ESTUDIO ANALITICO

La metodología propuesta por EPRI basándose en la geometría de la probeta ensayada y en las características mecánicas del material, modelizadas según una ley del tipo Ramberg-Osgood, permite obtener la relación carga-desplazamiento para cada longitud de fisura, a. Posteriormente, apoyándose en la ley de variación de la velocidad de propagación se obtiene igualmente la relación carga-desplazamiento que conduce a la determinación de la curva $J-\Delta a$. Este análisis se esquematiza en la Figura 1.

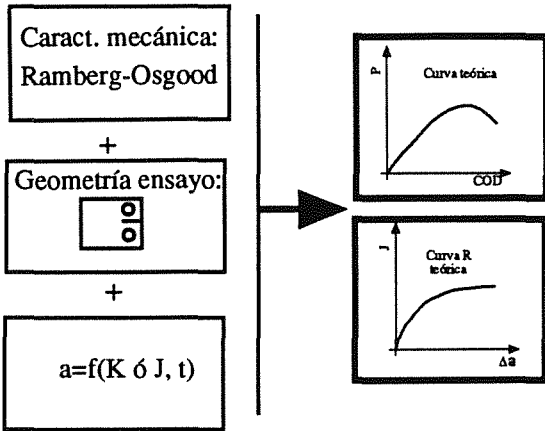


Figura 1. Esquema del procedimiento analítico seguido para determinar la curva J_R .

Inversamente, es posible, partiendo de una curva carga-desplazamiento obtenida experimentalmente y conociendo las características mecánicas y geométricas del material, obtener la ley de variación de la fisura con el tiempo, y por tanto, su velocidad de propagación. Ello se esquematiza en la Figura 2.

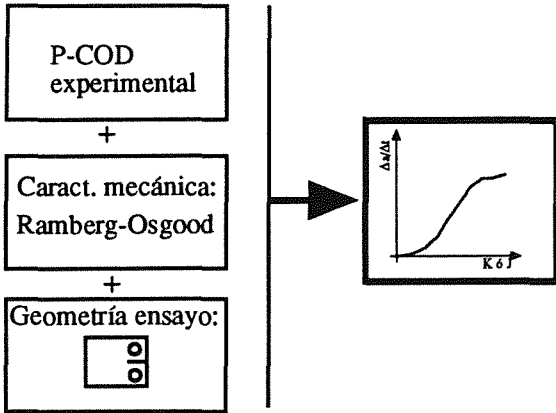


Figura 2. Esquema del procedimiento analítico para determinar velocidades de propagación.

Los parámetros necesarios para definir el comportamiento de un material a lo largo de un ensayo J_R se obtiene de acuerdo a la formulación propuesta por EPRI a partir de la ley de Ramberg-Osgood expresada en la forma:

$$\epsilon/\epsilon_0 = \sigma/\sigma_0 + \alpha(\sigma/\sigma_0)^n \quad (1)$$

donde α , ϵ_0 , σ_0 y n son obtenidos en un simple ensayo de tracción. Partiendo de estos parámetros, para probetas tipo CT, en las que el desplazamiento en la línea de carga se determina con ayuda de un extensómetro tipo COD, el método EPRI mencionado proporciona la

formulación que permite obtener las relaciones carga-desplazamiento, P-COD.

Para probar la metodología descrita en las Figuras 1 y 2, se realiza un ensayo experimental sobre una probeta tipo CT, del cual se obtiene una curva del tipo P-COD. Tomando como base esta curva experimental y apoyándose en la formulación propuesta por EPRI, es posible definir la ley de crecimiento de la fisura durante el ensayo. De la Figura 3 se puede deducir dicha ley de crecimiento analizando la intersección de la curva P-COD experimental con las curvas analíticas P-COD para diferentes longitudes de fisura (líneas discontinuas). A partir de la ley así obtenida, y apoyándose en la metodología descrita en la Figura 1, se obtiene la curva P-COD analíticamente. La eficiencia de la metodología descrita se verifica cuando, invirtiendo el proceso, desde la ley de variación de velocidades de propagación se obtiene una relación P-COD coincidente con la experimental de partida (Figura 4). De este modo se confirma la posibilidad de utilizar estos estudios analíticos en la determinación de la velocidad de propagación.

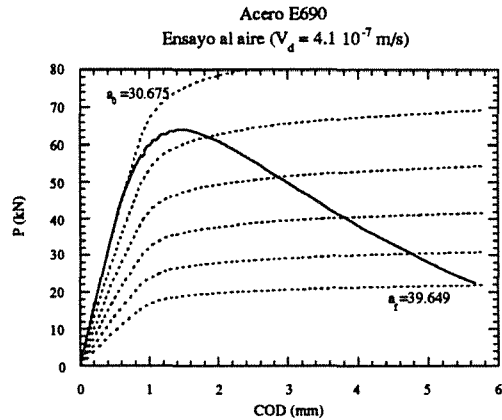


Figura 3. Determinación de la evolución de la fisura a partir de la curva P-COD.

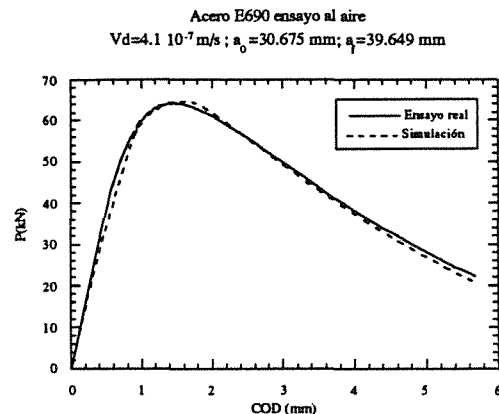


Figura 4. Comparación de las curvas P-COD analítica y experimental.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para complementar la metodología analítica se ha realizado un trabajo experimental de apoyo. Se efectuaron ensayos de determinación de la integral J_R sobre diferentes materiales y medios agresivos.

El procedimiento seguido para la determinación de las curvas $J-\Delta a$ está propuesto por la Norma Europea ESIS-PI-92 [2]. Se utilizaron probetas tipo CT (Compact Specimen) de espesor 25 mm, sobre las que se realizaron ranuras laterales del 20% del espesor neto.

El método empleado para la determinación de las longitudes de fisura durante el ensayo fue el de probeta única, con descargas para determinación de la flexibilidad.

Los ensayos se realizaron sobre dos aceros microaleados de alto y medio límite elástico (E690 y E500) respectivamente, cuya composición química aparece en la Tabla 1. Los dos han sido sometidos a tratamiento de temple y revenido, siendo su microestructura bainítica [3].

Tabla 1. Composición química de los aceros utilizados en la experimentación.

ELEMENTO	E500	E690
C	0.063	0.135
S	0.001	0.001
P	0.006	0.004
Si	0.23	0.241
Mn	1.36	1.1
Ni	0.585	1.518
Cr	0.115	0.496
Mo	0.195	0.465
Cu	0.103	0.18
Sn	0.003	0.009
Al	0.017	0.078
V	0.048	<0.003
Ti	<0.003	0.003
Co	0.011	0.021
Nb	<0.004	<0.004
B	0.0004	0.0026
As	0.016	0.022
Pb	0.0008	<0.0005
N	0.007	0.007

Las características mecánicas, así como los parámetros de Ramberg-Osgood utilizados en la experimentación se presentan en la Tabla 2.

Tabla 2. Características mecánicas de los aceros.

ACERO TIPO	E500	E690
DUREZA HV	202	292
Sy(0,2%) MPa	530	840
Sr(MPa)	640	915
e%	9	6.5
α	2.55	1.56
n	9.86	17

Con el objetivo de analizar además del material, el efecto de la velocidad de sollicitación y el del medio ambiente, se realizaron ensayos en control de desplazamiento a diferentes velocidades de sollicitación, V_d , desde $8.3 \cdot 10^{-8}$ m/s a $4.1 \cdot 10^{-6}$ m/s en aire y H_2S . En la Tabla 3 se incluye un resumen de los ensayos realizados, en función de la velocidad de sollicitación. Para cada situación se obtuvo la curva P-COD, de la que se dedujo la curva J_R correspondiente.

Tabla 3. Velocidad de sollicitación, V_d , de los ensayos realizados.

Material	AIRE	H2S (*)
E690	4.1x10-6m/s 4.1x10-7m/s	8.33x10-8 m/s
E500	4.1x10-6m/s	8.33x10-8 m/s

(*) Realizados por Creuseot-Loire Industries.

Los ensayos J_R realizados al aire (Figuras 5 a 7) desvelan para ambos materiales una alta tenacidad. Especialmente en el acero de medio límite elástico (E500), que supera ampliamente los límites de la zona de validez propuestos por la normativa vigente [2], (Figuras 5). La rotura en este ambiente es dúctil, por formación de microhuecos, para ambos materiales.

De las Figuras 6 y 7 (acero E690) se deduce que no hay un efecto apreciable de la velocidad de sollicitación en el rango utilizado sobre el comportamiento a fractura de los materiales ensayados al aire.

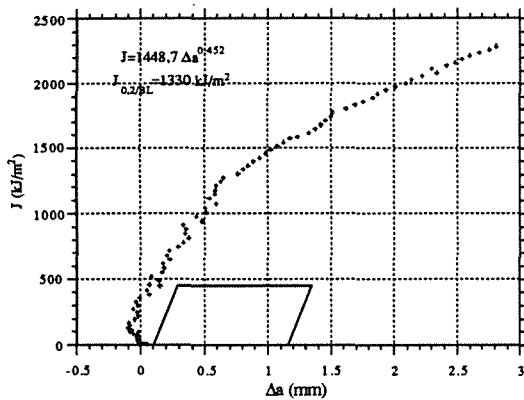


Figura 5. Curva J_R del acero E500 ensayado al aire, con una velocidad de sollicitación $V_d=4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s.

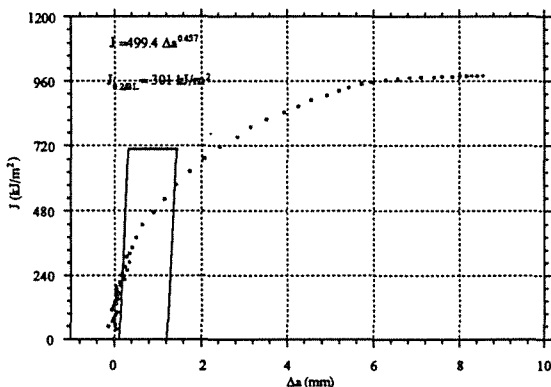


Figura 6. Curva J_R del acero E690 ensayado al aire, con una velocidad de sollicitación $V_d=4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s.

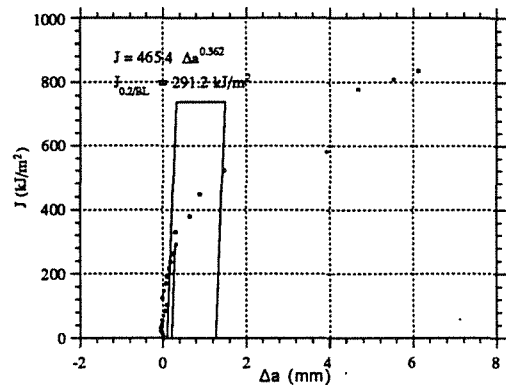


Figura 7. Curva J del acero E690 ensayado al aire, con una velocidad de sollicitación $V_d=4.1 \cdot 10^{-6}$ m/s.

4. ANALISIS DE RESULTADOS

A partir de las curvas P-COD obtenidas, siguiendo el esquema de la Figura 2, se deduce en cada caso la evolución de la velocidad de propagación de la fisura en función de los parámetros de sollicitación, J ó K_{I_f} , definido este último a partir de la parte elástica de J , J_e y considerando siempre estados de deformación plana. La metodología establece el valor de fuerza motriz, J_f ó K_{I_f} , para el que se inicia aparentemente la fisuración, obtenido por la separación de las curvas P-COD analítica para la fisura inicial y experimental. A partir de este punto la evolución de la velocidad de propagación sigue, en función tanto de J como K_{I_f} , tendencias análogas para todos los casos analizados. La Figura 8 resume la forma más habitual de relación entre la velocidad de propagación ($\Delta a/\Delta t$) y K_{I_f} , representada la primera en escala logarítmica. Esta relación ofrece tres zonas diferenciadas:

a) Zona de propagación exponencial (I) de la fisura, que se extiende desde el instante en que se alcanza el valor umbral de iniciación de la fisura, $K_{I_{f,i}}$, hasta que se llega a la carga máxima de ensayo, $P_{máx}$.

b) Zona de transición (II), en la que la propagación de la fisura se acelera hasta alcanzar una velocidad límite a la que se estabiliza, todo ello para valores casi constantes en torno al máximo de K_{I_f} , coincidiendo con el inicio de la pérdida de capacidad de carga de la probeta.

c) Zona de estabilidad de la velocidad de propagación (III), es decir de crecimiento constante de la fisura, asociado a la pérdida continuada de capacidad de carga de la probeta.

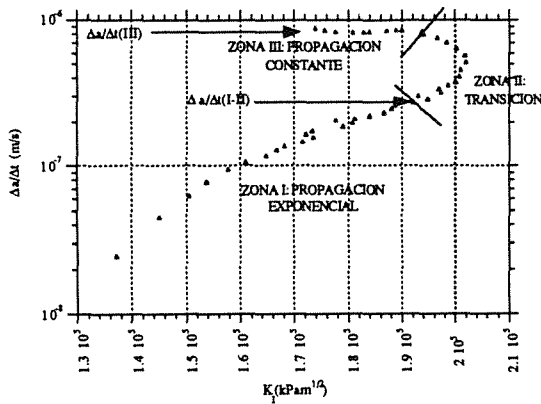


Figura 8. Variación de la velocidad de propagación en función del parámetro K_I , durante un ensayo J_R .

De acuerdo con lo establecido, observado sistemáticamente en todos los ensayos realizados, cada zona se identifica con una situación propia de la curva de comportamiento P-COD. En la Figura 9 se pueden distinguir la limitación ya descrita de zonas en una curva P-COD:

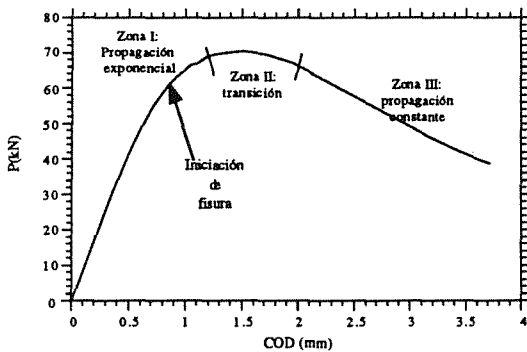


Figura 9. Zonas de propagación diferenciada sobre una curva P-COD.

En la Tabla 4 se presentan los resultados de la velocidad de propagación obtenidos analíticamente para todos los ensayos realizados. En todos los casos se ha tomado como parámetro comparativo las velocidades de paso de la zona I a la zona II, $\Delta a/\Delta t$ (I-II) y de estabilidad, $\Delta a/\Delta t$ (III), definidas de acuerdo con la Figura 8.

Tabla 4. Resumen de resultados de propagación.

Acero Ambiente	V_d (m/s)	$\Delta a/\Delta t(I-II)$ m/s	$\Delta a/\Delta t(III)$ m/s
E690 AIRE	$4.1 \cdot 10^{-7}$	$4 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-6}$
E690 AIRE	$4.1 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-5}$
E690 H_2S	$8.3 \cdot 10^{-8}$	$2 \cdot 10^{-6}$	$1.6 \cdot 10^{-5}$
E500 AIRE	$4.1 \cdot 10^{-6}$	$0.5 \cdot 10^{-6}$	$2.1 \cdot 10^{-6}$
E500 H_2S	$8.3 \cdot 10^{-8}$	$1.5 \cdot 10^{-7}$	$1.7 \cdot 10^{-7}$
E690 (*) AIRE	$8.3 \cdot 10^{-8}$	$5 \cdot 10^{-8}$	$2 \cdot 10^{-7}$
E500 (*) AIRE	$8.3 \cdot 10^{-8}$	$1 \cdot 10^{-8}$	$4 \cdot 10^{-8}$

(*) Extrapolando

En las Figuras 10 y 11 se analiza la evolución de la velocidad de propagación para los dos aceros estudiados en el caso de ensayos al aire con una velocidad de sollicitación de $4.1 \cdot 10^{-6}$ m/s. En ambos casos las curvas de caracterización de velocidad presentan un aspecto similar. En el acero tipo E690 se ha representado la velocidad como función de los parámetros J, (integral J) y J_e (parte elástica de J). Para el acero E500 sólo se representa la velocidad en función de la integral J.

En estas representaciones se establecen las mismas tres zonas de velocidad de propagación. Se puede observar que el acero tipo E500, de mayor ductilidad y tenacidad, presenta una velocidad de crecimiento estable del orden de $2.1 \cdot 10^{-6}$ m/s para el acero tipo E500. Esta velocidad es más rápida, de orden de 10^{-5} m/s para el acero E690. Asimismo la velocidad en el inicio de la zona de transición es de $5 \cdot 10^{-7}$ m/s para el acero E500 y aproximadamente de $2 \cdot 10^{-6}$ m/s para el acero E690, es decir más lento de nuevo es el acero más tenaz y dúctil.

Por tanto, se establece una relación de velocidades en zonas equivalentes en torno a 4 a 5 veces superior para el acero menos tenaz. Esta relación, y su orden de magnitud, se corresponde, en una primera aproximación, con la relación existente entre los correspondientes módulos de desgarro, definidos a partir de la pendiente de la curva J_R .

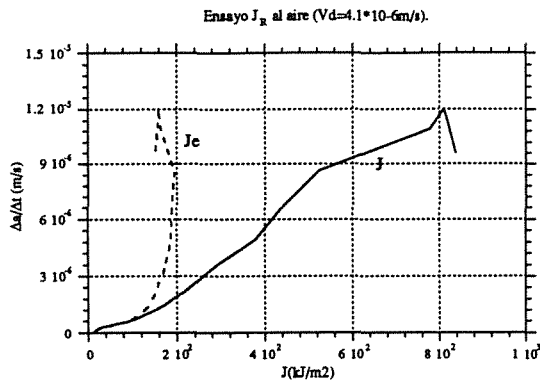


Figura 10. Variación de la velocidad de fisuración en función de J y J_c , para el acero E690 ensayado al aire.

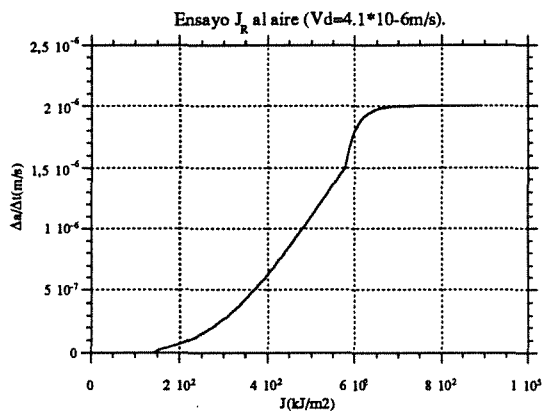


Figura 11. Variación de la velocidad de fisuración en función de J para el acero E500, ensayado al aire.

El efecto de la velocidad de sollicitación sobre la velocidad de propagación se puede observar en la Figura 12. En ella se representa la velocidad de propagación modelizada frente al parámetro K_I para un mismo material (acero E690) ensayado a dos velocidades diferentes $4.1 \cdot 10^{-6}$ m/s y $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s.

Queda patente la influencia que la velocidad de sollicitación ejerce sobre la propagación. La velocidad de esta prácticamente se multiplica un orden de magnitud al elevar un mismo orden de magnitud la velocidad de sollicitación, de forma que la relación entre ambas velocidades permanece constante en el rango ensayado para un material y ambiente dado. Ello concuerda con lo observado, (Figuras 6 y 7), que las curvas J_R resultantes, para estas dos velocidades de sollicitación diferentes, no ofrecen diferencias sustanciales entre sí.

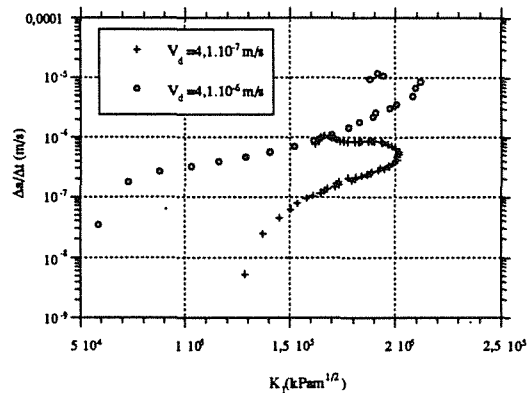


Figura 12. Influencia de la velocidad de sollicitación en la velocidad de propagación en el acero E690 ensayado.

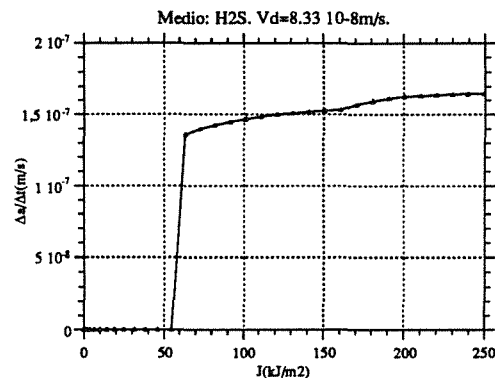


Figura 13. Variación de la velocidad de fisuración en función de J para el acero E500 en ambiente H_2S .

La velocidad de sollicitación en ambiente agresivo es en todos los casos inferior a la misma para ensayos realizados al aire. Con objeto de comparar diferentes ambientes para una misma velocidad de ensayo, se ha extrapolado los resultados de propagación para obtener los valores correspondientes a la misma velocidad de sollicitación que los ensayos en medio agresivo. Para el acero E690 la extrapolación se hace teniendo en cuenta la constancia observada en la relación entre velocidades de sollicitación y propagación. Para el E500 se hace en base a la relación entre ambos materiales. Estos valores se dan en las últimas filas de la Tabla 4. La influencia del medio en los parámetros de propagación se determina por comparación entre estos valores obtenidos por extrapolación cuando el ambiente es aire y los obtenidos por técnica analítica cuando el ambiente es H_2S , a partir de la experimentación realizada.

Para el acero E690 se observa un gran aumento de la velocidad de fisuración en el ambiente agresivo con respecto al ensayado al aire. Tomando como parámetro

comparativo la velocidad de propagación de estabilidad (zona III), la Tabla 4 muestra un aumento de la misma de $2 \cdot 10^{-7}$ a $1.6 \cdot 10^{-5}$ m/s al pasar de aire a H_2S . En el caso del acero E500 se pasa la de $4 \cdot 10^{-8}$ a $1.7 \cdot 10^{-7}$ m/s, lo que significa una menor susceptibilidad de este acero al ambiente agresivo. El aumento de velocidad de propagación al pasar a un medio más agresivo es menos significativo en el caso del acero E500, aproximadamente 4 veces para los ambientes ensayados, frente al acero E690, unas 80 veces.

Esta diferencia concuerda con el mantenimiento de una importante tenacidad en el medio agresivo para el acero E500, mientras que el acero E690 se fragiliza fuertemente llegando a tener una rotura con plastificación contenida en el fondo de fisura. Las Figuras 13 y 14 son un reflejo de estas diferencias mostrando para el acero E500 una zona III de velocidad de propagación estabilizada, que desaparece para el acero E690, por su comportamiento frágil.

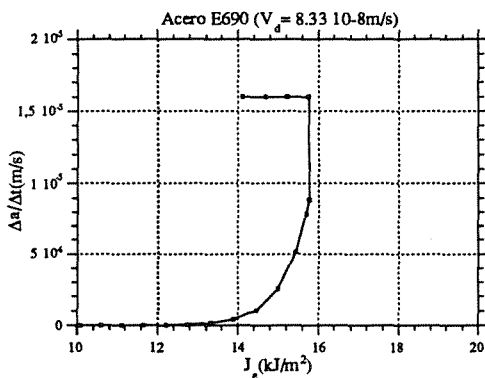


Figura 14. Variación de la velocidad de fisuración en función de J_e , para el acero E690 en ambiente H_2S .

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una metodología analítica adecuada para evaluar la velocidad de fisuración en situaciones de rotura elasto-plástica.

Se puede modelizar la ley de crecimiento de la velocidad en función de parámetros relacionados con la fuerza motriz como K_I ó J . Existen tres zonas diferenciadas de propagación que se asocian a diferentes zonas de las curvas P-COD.

La velocidad de sollicitación tiene una influencia decisiva sobre la velocidad de fisuración. Para un determinado material y ambiente la relación entre ambas es constante. Los materiales de mayor tenacidad tienen menores velocidades de fisuración en zonas equivalentes, pudiendo ser su relación asociada a la

relación entre los respectivos módulos de desgarramiento.

La velocidad de fisuración aumenta con la agresividad del ambiente para una velocidad de sollicitación determinada la susceptibilidad de este hecho es diferente en cada material. La dependencia mostrada de la velocidad de propagación en procesos de fractura a la velocidad de sollicitación hace pensar en la existencia de una velocidad de sollicitación crítica, para cada material y ambiente, por encima de la cual no pueden existir fenómenos de propagación subcrítica [4], ya que se provocarían fenómenos de rotura.

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se engloba dentro de un proyecto de investigación de la Comunidad Europea (CECA Nº 7210-KB/934) y del proyecto CYCIT MAT 93-0970-CE. Quede patente el agradecimiento de los autores a ambos organismos, así como a Creuseot-Loire Industries por la documentación aportada para este trabajo.

6. BIBLIOGRAFIA

[1] Electric Power Research Institut. "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis". July 1981

[2] ESIS. "Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials". ESIS-PI-92 EGF. January 1992

[3] Alvarez J.A., Gutierrez-Solana F., Mendez G., Gonzalez J. y Fernandez B. ECSC Interim Report "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels". October 1993

[4] Harle B.A. y Beavers J.A. "Low-pH Stress Corrosion Crack Propagation in API X-65 Line Pipe Steels". Corrosion -Vol 49, nº10(1993).

INFLUENCIA DEL MEDIO SALINO EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA OLIGOCICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V

J.M. Manero, F.J. Gil y J.A. Planell
Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona.
Universidad Politécnica de Cataluña.
Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

RESUMEN

El presente trabajo estudia el comportamiento a deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V en solución fisiológica a 37 °C. Se observa mediante microscopía electrónica de barrido el proceso de nucleación y crecimiento de grietas en la microestructura.

Las probetas han sido deformadas cíclicamente a tracción-compresión bajo control de deformación $R_\epsilon = -1$ y una velocidad de deformación de $\pm 6.5 \times 10^{-2}$. La amplitud de deformación utilizada fue de $\pm 7 \times 10^{-3}$, aunque se trabajó también con amplitud de $\pm 12 \times 10^{-3}$.

Se han realizado ensayos hasta rotura, así como ensayos a un menor número de ciclos en orden a detectar la nucleación de grietas y seguir su posterior crecimiento.

Los resultados experimentales muestran reblandecimiento cíclico desde los primeros ciclos hasta fractura. Se observa que la nucleación de las grietas es sensible a la microestructura del material, y que el efecto del medio es el de reducir el número de ciclos a fractura en función de la amplitud de deformación utilizada.

ABSTRACT

The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy in physiological solution up to fracture, and the crack nucleation mechanisms have been studied.

The fatigue specimens have been cyclically deformed in tension-compression under strain strain control $R_\epsilon = -1$ at a constant strain rate of $\pm 6.5 \times 10^{-3}$. The total strain amplitudes investigated were $\pm 7 \times 10^{-3}$ and $\pm 12.10^{-3}$. Tests were carried out at 37°C in saline solution environment.

The results show that cyclic softening takes place along the whole life of the specimens. Crack nucleation is depends on the microstructure of the material, and the effect of corrosion reduces the number of cycles to failure. Scanning electron microscopy observations show that if the α/β interfaces play an important role as crack nucleation sites.

INTRODUCCION

Los materiales utilizados en implantes esqueléticos deben tener una buena respuesta mecánica: ser resistentes, tener una larga vida a fatiga, alta tenacidad en un ambiente corrosivo y a la temperatura corporal. Las aleaciones de titanio son cada vez más utilizadas, ya que además de su buen comportamiento mecánico, presentan una excelente

biocompatibilidad, resistencia a la corrosión y baja densidad.

Entre el 5 y 10% de los fallos que presentan los implantes son debidos a problemas de fatiga o corrosión-fatiga. Se han realizado estudios comparativos de resistencia a la corrosión-fatiga entre las tres aleaciones más ampliamente usadas en implantes esqueléticos: acero inoxidable 316L,

aleaciones de Cr-Co-Mo y la aleación Ti-6Al-4V en solución fisiológica de Ringer y a 37°C. Los resultados muestran que la aleación de titanio es la de que tiene una mayor resistencia a la corrosión-fatiga, seguida del acero inoxidable y las aleaciones de Cr-Co-Mo (1).

La aleación Ti-6Al-4V estudiada en este trabajo es una aleación alfa-beta susceptible de transformaciones en estado sólido mediante tratamiento térmico y/o conformadas en un amplio rango de condiciones que da lugar a diferentes microestructuras que corresponderán a distintas propiedades.

La aleación Ti-6Al-4V original, después de un recocido contra la acritud, presenta una microestructura denominada "mill annealed", constituida por granos equiaxiales de fase α rodeados por placas de Widmanstätten α envueltas por fase β no transformada.

Cuando el tratamiento térmico se realiza a temperaturas superiores a la β -transus ($T=1040^\circ\text{C}$) y con enfriamiento en el interior del horno se obtiene una microestructura que se denomina "basket weave", formada por placas de Widmanstätten de fase α empaquetadas en una matriz de fase β (2-3).

La resistencia mecánica obtenida en el tratamiento térmico en fase β es ligeramente inferior que el proporcionado por un recocido contra acritud debido al gran tamaño de los granos obtenidos (4). El recocido en β produce un límite de fatiga y una tenacidad a la fractura más elevadas, debido a que aunque la resistencia a la iniciación de la grieta es menor, su propagación es más lenta, al tener que ir bordeando la grieta las colonias de placas de fase α . El comportamiento a fatiga a bajos ciclos de la aleación recocida en β es inferior (2-3).

METODO EXPERIMENTAL

Se ha partido para este estudio de una aleación de Ti-6Al-4V forjada a 950°C y posteriormente recocida a 700°C durante dos horas y enfriada al aire. La microestructura que presenta es "mill annealed". Tanto la composición química como la metalografía, cumple la norma ASTM F136-84 para el Ti-6Al-4V forjado para aplicaciones quirúrgicas.

Se mecanizaron probetas de fatiga con esta microestructura y a una parte de ellas se les realizó un tratamiento térmico a 1040°C , temperatura superior a la β transus con enfriamiento en el interior del horno. Este tratamiento térmico se realizó en un

horno tubular en atmósfera de Argón con el fin de proteger a la aleación de titanio de la incorporación a su estructura de elementos intersticiales, especialmente el oxígeno. Este tratamiento térmico proporciona a las probetas una microestructura de placas de Widmanstätten α .

Las probetas se pulieron superficialmente y se atacaron con una mezcla de ácidos nítrico y fluorhídrico en disolución acuosa. Estas probetas se sometieron a ensayos de deformación cíclica de tracción-compresión en una máquina servohidráulica de 100KN de capacidad bajo un control de deformación de $R_\epsilon = -1$. La velocidad de deformación en todos los ensayos fue de $6.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Las amplitudes de deformación estudiadas fueron de $\pm 7 \times 10^{-3}$ y $\pm 12 \times 10^{-3}$. Las probetas se ensayaron en aire y en medio salino a 37°C . Para este último caso fue necesario un baño termostático con circuito cerrado de disolución salina a 37°C y un extensómetro sumergible. El dispositivo experimental puede observarse en la Figura 1.

Las probetas se ensayaron a diferentes números de ciclos con el fin de observar la propagación de las grietas y evaluar el número de ciclos necesario para la nucleación de las grietas. Asimismo, se llevaron para cada amplitud de deformación al menos dos probetas a rotura.

Mediante microscopía electrónica de barrido se realizaron los estudios fractográficos y la observación de las grietas en la superficies de las probetas ensayadas para cada amplitud de deformación.

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Las dos microestructuras ensayadas presentan saturación o reblandecimiento cíclico para la amplitud de deformación más estudiada $\pm 7 \times 10^{-3}$. Las Figuras 2 y 3 muestran las curvas de reblandecimiento cíclico obtenidas en aire y en medio salino, para las microestructuras mill annealed y Widmanstätten, respectivamente. En los dos o tres primeros ciclos, el material se endurece, ya que las tensiones aplicadas son superiores al límite de proporcionalidad de la aleación y por tanto hay una creación de dislocaciones en la estructura. En los siguientes ciclos, se produce el reblandecimiento hasta la rotura.

Los valores de saturación son para la microestructura "mill annealed" de 685 y 675 MPa, para los ensayos realizados al aire y en medio fisiológico a 37°C . Para la microestructura de Widmanstätten las tensiones de saturación corresponden a 695 y 680 MPa, para cada

uno de los ensayos. En las dos microestructuras ensayadas se aprecian, valores ligeramente superiores para la ensayada en aire respecto a la ensayada en medio salino. Estas tensiones de saturación son semejantes entre las microestructuras, aunque de los diagramas se desprende que la microestructura "mill annealed" presenta una mayor tasa de reblandecimiento cíclico que la microestructura de Widmanstatten; este hecho se está estudiando en microscopía electrónica de transmisión. Estos resultados parecen justificarse principalmente por la existencia en los granos α de dislocaciones helicoidales $\vec{c}+\vec{a}$ ($\vec{b}=1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$) de gran movilidad, dada la posibilidad de deslizamiento cruzado en planos piramidales $\{1\bar{1}01\}$.

En las tablas I y II se presentan el número de ciclos a fractura y la deformación plástica acumulada de cada una de las microestructuras.

Tabla I. Número de ciclos a fractura y deformación plástica acumulada para la microestructura "mill annealed" ensayada en aire y en medio salino a 37°C.

	Aire	Medio Salino
N_f	9495	6100
E_t	10.4	3.07

Tabla II. Número de ciclos a fractura y deformación plástica acumulada para la microestructura Widmanstatten α , ensayada en aire y en medio salino a 37°C.

	Aire	Medio Salino
N_f	2700	1200
E_t	3.8	1.1

Se puede apreciar de los resultados de las tablas anteriores que el número de ciclos a rotura para la amplitud de deformación de $\pm 7 \times 10^{-3}$ es siempre superior en el ensayo realizado en aire que en medio fisiológico a 37°C; y en todos los casos en medio salino la rotura se produce a una menor deformación plástica acumulada. En ambas microestructuras se aprecia que las probetas ensayadas en medio salino rompen aproximadamente a una deformación plástica acumulada tres veces menor que la correspondiente al ensayo realizado en aire.

Este hecho no se ha observado cuando el material ha sido ensayado a amplitudes de deformación de $\pm 12 \times 10^{-3}$, puesto que probetas en ambos medios rompen a números de ciclos muy similares (450 y 500

ciclos). La interpretación es que la amplitud de deformación es tan elevada, por encima del límite elástico del material, que el efecto corrosivo queda enmascarado.

La nucleación de grietas en el material "mill annealed" ensayado en aire, se produce principalmente en el interior de los granos de fase α , como puede observarse en la Figura 4. Este hecho está de acuerdo con los resultados de Benson et al. (7) que han determinado una tensión de activación alrededor de 800 MPa para la formación de bandas de deslizamiento, en los granos de α . Esto explica el que a este nivel de tensión la grieta nuclea en granos α . El inicio pasa a ser en las interfaces α/β a menores tensiones y por tanto a menores amplitudes de deformación.

En el material "mill annealed" ensayado en medio fisiológico, se aprecia un mecanismo análogo, aunque las picaduras producidas por el medio corrosivo actúan como nucleadores de grietas en las zonas donde hay una mayor deformación.

En el caso del material tratado térmicamente en β y ensayado en aire se puede comprobar que la nucleación de las grietas se produce a lo largo de las intercaras $\alpha-\beta$ y a través de ellas, como se puede apreciar en la Figura 5, tal como ha sido ya descrito (8). En las probetas ensayadas en aire, se pueden observar bandas de deslizamiento perpendiculares a las placas de Widmanstatten α . La densidad de estas bandas aumenta a medida que aumentan las amplitudes de deformación y se aprecia que a la amplitud estudiada en el presente trabajo había grietas a través de las placas, generadas en estas bandas de deslizamiento y a lo largo de las intercaras α/β .

Sin embargo, se ha observado que en las probetas ensayadas en medio fisiológico a 37°C, todas las grietas están situadas a lo largo de las intercaras. Esto se debe a que se ha producido una interfase FCC correspondiente a hidruros, entre la fase Widmanstatten α y la fase β residual, que han sido caracterizados mediante microscopía electrónica de transmisión. Es esta fase la que produce la fragilidad del material, dando lugar a la rotura por descohesión de placas.

La formación de estos hidruros se ve favorecida al realizar el ensayo en disolución acuosa. Además la temperatura ayuda a la difusión del hidrógeno hacia la interfase. La presencia de dislocaciones en las interfases α/β favorece la acomodación de los hidruros, puesto que la precipitación de éstos comporta una expansión de volumen del 17%.

Esta fase ha sido estudiada mediante microscopía electrónica de transmisión y se muestra en la Figura 6 (9-10).

De las observaciones por microscopía electrónica, se puede afirmar que los lugares más importantes para la nucleación de grietas son las interfaces α/β . Así las microestructuras "mill annealed", que tienen una menor superficie de interfaz α/β , serán aquellas en las que la grieta nucleará a mayor número de ciclos y por tanto tendrán también una vida a fatiga más larga que los materiales con microestructura de placas de Widmanstätten α .

Los estudios fractográficos muestran que la superficie de rotura "mill annealed", tanto ensayada en aire como en medio fisiológico a 37°C, está muy dañada (Figura 7). El ensayo tracción-compresión da lugar a un considerable aplastamiento de las superficies de fractura. La propagación no ha sido sensible con la microestructura del material. Aparecen grietas secundarias perpendiculares a la dirección de avance de grieta, con pequeñas regiones estriadas.

Sin embargo, en las estructuras tratadas térmicamente, se aprecia una gran sensibilidad con la microestructura de las placas de Widmanstätten α . En muchos casos, se observa que la fractura se ha producido por descohesión entre placas, especialmente en la microestructura ensayada en medio fisiológico. Este hecho también corrobora que la fase de hidruros es fragilizante y es por las interfaces por donde las grietas se propagan. En la Figura 8 puede observarse esta sensibilidad con la microestructura.

La observación de la nucleación de grietas y su propagación en los materiales ensayados en medio salino, se ve muy dificultada, ya que las grietas quedan camufladas por el ataque del medio y por los productos de corrosión.

Esta propagación de grietas en el caso de las probetas con microestructura Widmanstätten α , es lo que explica que la velocidad de propagación de grietas sea más lenta en esta microestructura que en la "mill annealed".

En la actualidad se están realizando ensayos tendientes a determinar la deformación plástica acumulada necesaria para la nucleación de grietas en cada material y en cada medio.

CONCLUSIONES

1. Para amplitudes de deformación de $\pm 7 \times 10^{-3}$ el medio fisiológico disminuye la vida a fatiga

oligocíclica, con una deformación plástica acumulada inferior a las ensayadas en aire.

2. Para amplitudes de $\pm 12 \times 10^{-3}$, no se observa este efecto debido a los elevados valores de deformación plástica a las que es sometida la muestra, quedando enmascarado el efecto de la corrosión.

3. Para todos los ensayos realizados la microestructura "mill annealed" tiene una vida a fatiga mayor que la microestructura de placas de Widmanstätten. Una de las causas del comportamiento de esta segunda microestructura, es la formación de capas de hidruro de titanio que se sitúan en las interfaces α/β , creando caminos fáciles de propagación de grietas.

4. Los estudios fractográficos corroboran este mecanismo, ya que en las fracturas de las probetas tratadas a temperaturas superiores a la β transus se aprecian las descohesiones entre placas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto MAT90-0755 y a la Universidad Politécnica de Cataluña por el proyecto PR9122, así como a la Sra. Montserrat Marsal por la ayuda prestada en microscopía electrónica de barrido.

REFERENCIAS

1. Imam M.A., Fraker A.C., Gilmore C.M. "Corrosion fatigue of 316L stainless steel, Co-Cr-Mo alloy, and ELI Ti-6Al-4V" en "Corrosion and degradation of implant materials". (Eds. Syrett y Acharya). ASTM STP 684. Baltimore. pp. 128-143. (1979).
2. Polmear I.J. "Light alloys. Metallurgy of the Light metals". Ed. Arnold. (1981).
3. Collings E.W. "The physical metallurgy of Titanium alloys". American Society for Metals. Ohio. (1984).
4. Gil F.J. y Planell J.A., "Growth order and activation energies for grain growth of Ti-6Al-4V alloy in β phase". Scripta Met. et Mater 25, 311-317 (1991).
5. Williams J.C., Chesnutt J.C., Thompson A.W. "The effects of microstructure on ductility and fracture toughness of $\alpha+\beta$ titanium alloys", en Microstructure fracture toughness and fatigue crack growth rate in titanium alloys. Eds. A.K.Chakerabay y S.C.Chesnutt. ASM, 255 (1987).

6. Gil F.J., Marsal M. y Planell J.A. "Influencia del tratamiento térmico sobre la nucleación y propagación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V". Anales de Mecánica de la Fractura. 9 159-164 (1992).

7. Benson D.K., Grosskreutz J.C. y Shaw G.G. Met. Trans. 3A, 1239-1248 (1972).

8. Gil F.J., Marsal M., Anglada M. y Planell J.A. "Efecto de la microestructura sobre la nucleación y propagación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V". IV Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos. Zaragoza (1990) 23-30.

9. Manero J.M., Gil F.J. y Planell J.A. "Naturaleza de la fase IFP de la aleación Ti-6Al-4V tratada térmicamente". Libro de la IV Reunión Nacional de Materiales. 187-188, (1993).

10. Manero J.M., Ginebra M.P., Fernández E., Gil F.J. y Planell J.A. "Estudi mitjançant microscòpia electrònica de transmissió de la interfase IFP en l'aliatge Ti-6Al-4V tractat tèrmicament". Trobades científiques de la Mediterrània. Tècniques Físiques de caracterització i Anàlisi. (1993). En prensa.

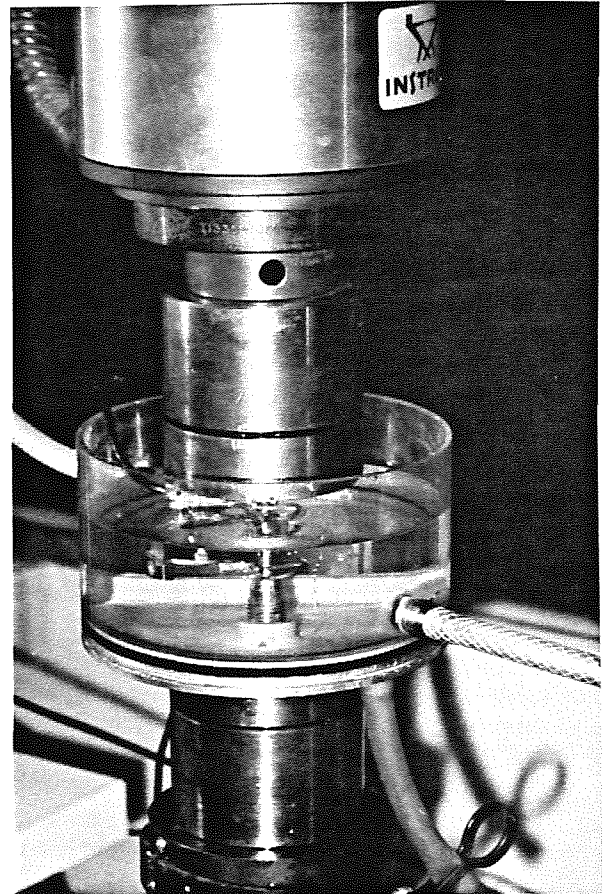


Fig.1. Dispositivo experimental utilizado.

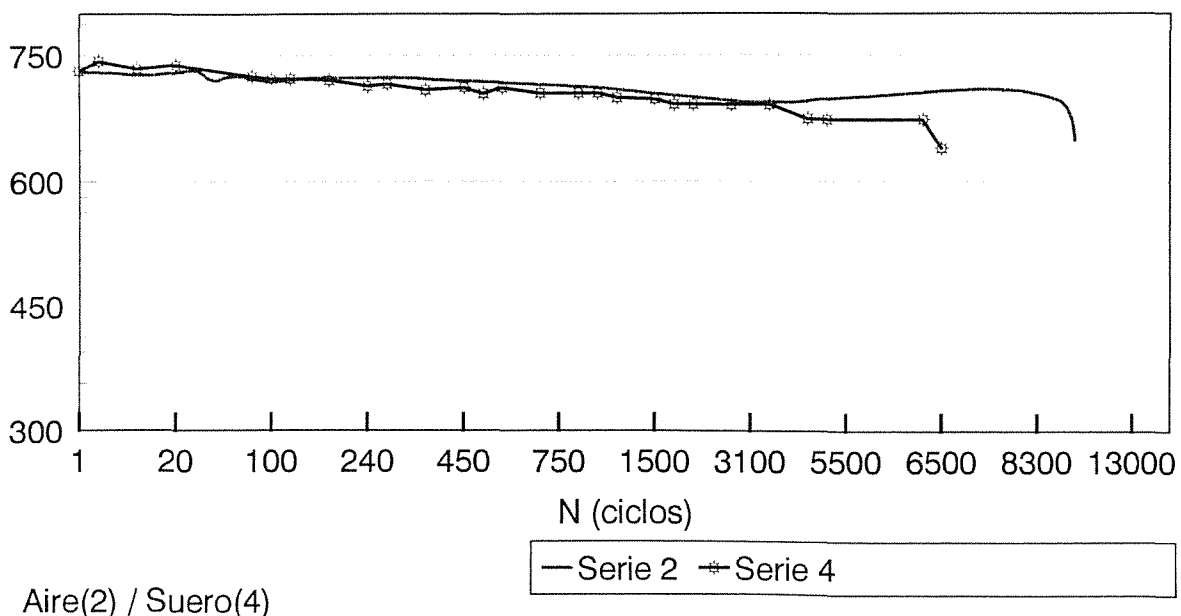


Fig.2. Curvas de reblandecimiento cíclico para las microestructuras "mill annelaed" ensayadas a una amplitud de deformación de $\pm 7 \times 10^{-3}$

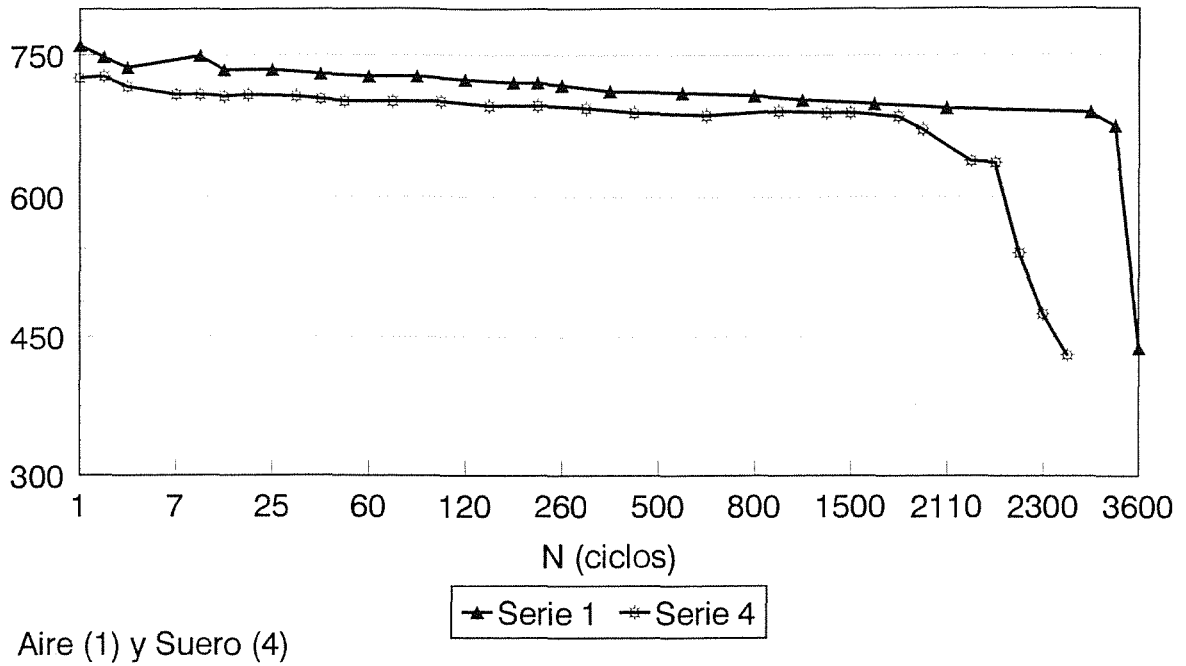


Fig.3. Curvas de reblandecimiento cíclico para las microestructuras de placas α de Widmanstatten ensayadas a una amplitud de $\pm 7 \times 10^{-3}$.

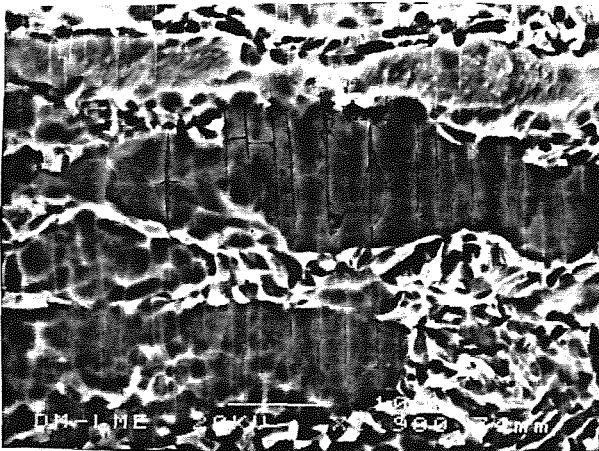


Fig.4. Grietas en el interior de los granos α de la estructura "mill annealed".

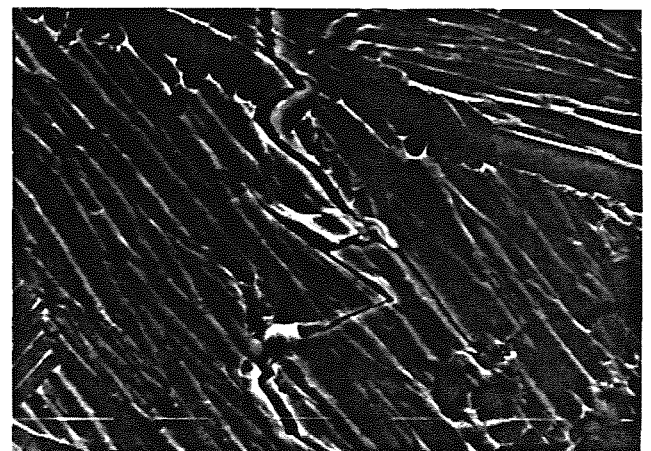


Fig.5. Grietas a lo largo y a través de placas de Widmanstatten del material tratado térmicamente.

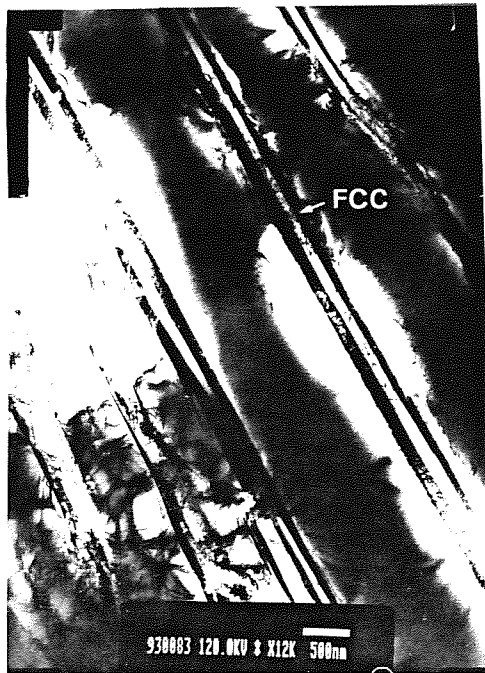


Fig. 6. Hidruros de Titanio en la interfase α/β . Eje de zona $[11\bar{2}3]$



Fig.8. Superficie de fractura de la estructura de placas de Widmanstätten ensayada en medio fisiológico.

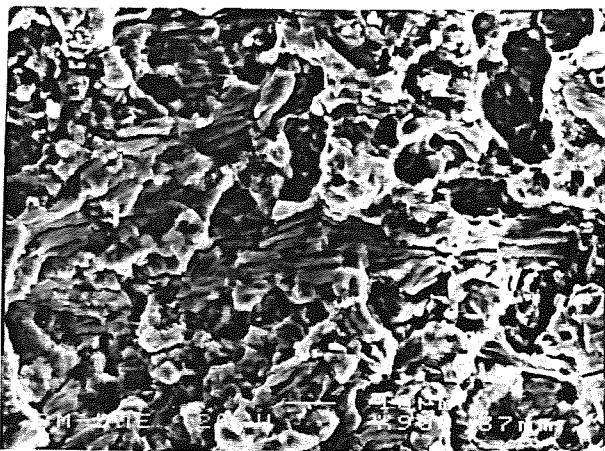


Fig.7. Superficie de fractura de la microestructura "mill annealed" ensayada en medio fisiológico.

CORROSION FATIGA EN UNA ALEACION DE Al-Zn-Mg. EFECTO DE LA PRESION DE VAPOR DE AGUA Y LA FRECUENCIA

J. Ruiz y M. Elices

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

Resumen. En el artículo se ha investigado el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo cuando se ensaya a fatiga la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T. Se ha medido la velocidad de propagación de las fisuras en alto vacío, oxígeno de alta pureza, vapor de agua de alta pureza a distintas presiones y aire con un 50% de humedad relativa. Los resultados ponen de manifiesto que el vapor de agua es el agente agresivo responsable de la fragilización. La velocidad de las fisuras aumenta a medida que lo hace el contenido de vapor de agua del ambiente y el comportamiento (para valores de la presión de vapor de agua inferiores a 5 Pa) se ajusta de una forma bastante satisfactoria al modelo de Wei y colaboradores. Dentro de un cierto intervalo de valores, los efectos de la presión y la frecuencia de carga son intercambiables, lo que confirma la hipótesis de que en estas aleaciones la velocidad de propagación de las fisuras en ambientes gaseosos depende exclusivamente de la exposición ambiental (el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia).

Abstract. In this paper, the effect of water vapour pressure and frequency on fatigue crack growth in AA7017-T651 in the L-T orientation has been ascertained. Crack propagation rate in high vacuum, high purity oxygen, high purity water vapour and air with 50% relative humidity was measured. The results show that water vapour is the species responsible for the embrittlement process. Crack growth rate increases as water vapour pressure increases and the observed behaviour (for water vapour pressures less than 5 Pa) is well represented by means of a model developed by Wei et al. There is a certain range where the effects of water vapour pressure and frequency are interchangeable. This fact supports the idea that in aluminum alloys, the crack velocity in gaseous environments depends only on the environmental exposure (pressure divided by frequency).

1. INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio son por lo general bastante resistentes a la corrosión cuando se encuentran situadas a la intemperie. Sin embargo, cuando están sometidas a fatiga, la humedad atmosférica se convierte en un ambiente agresivo que puede hacer aumentar la velocidad de propagación de las fisuras en más de un orden de magnitud con respecto a una atmósfera de alto vacío. Este comportamiento se ha observado en varias aleaciones de aluminio de diferente composición química: Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg [1-5]. Para explicar el fenómeno se ha propuesto un modelo semiempírico, según el cuál el proceso de fragilización está dominado por el transporte del vapor de agua hacia la zona del fondo de la fisura [6].

En algunas aleaciones de Al-Zn-Mg-Cu y Al-Cu se ha estudiado el fenómeno de la corrosión fatiga en ambientes gaseosos con un contenido variable de vapor de agua, para tratar de determinar el proceso microscópico que produce la degradación de las propiedades mecánicas [1-2]. Los indicios encontrados apuntan a la fragilización por hidrógeno como

mecanismo responsable del fenómeno, aunque el problema no está aún resuelto.

El presente artículo investiga el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en una aleación de Al-Zn-Mg, concretamente la 7017-T651. Se han estudiado muestras correspondientes a la orientación L-T, con objeto de complementar el trabajo realizado anteriormente en la orientación S-L [4] y tratar de aplicar el modelo desarrollado por otros autores para explicar el fenómeno de la corrosión fatiga en ambientes gaseosos.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material empleado

En la investigación se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651 (máxima resistencia) suministrada en forma de plancha de 30 mm. de espesor. Se trata de una aleación de resistencia media, endurecible por precipitación y fácil de soldar, con una composición química Al 4.9%Zn 2.4%Mg (su composición detallada está descrita en [7]).

El proceso de laminación que se utiliza para fabricar el material produce una microestructura muy anisótropa, como se aprecia en la figura 1, con los granos muy alargados en la dirección de laminación y muy aplanados en las otras dos direcciones.

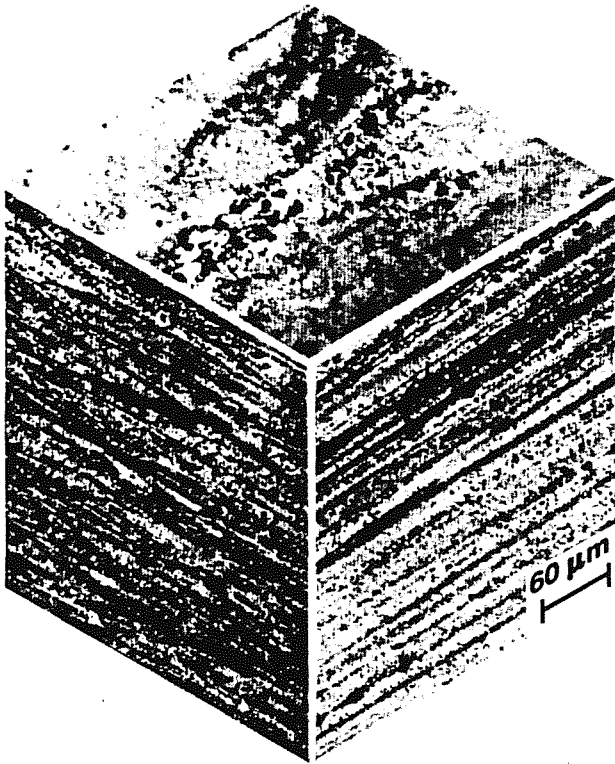


Fig. 1. Microestructura de la aleación AA7017-T651.

Como se ha comentado anteriormente, en este trabajo se han investigado muestras mecanizadas en la orientación L-T. Las propiedades mecánicas del material en dicha orientación se muestran en la Tabla 1 (cada valor corresponde a la media de tres ensayos).

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T.

E (Gpa)	$\sigma_{0.2}$ (Mpa)	σ_M (Mpa)	ϵ_r (%)	K_{IC} (MPa \sqrt{m})
65.8	415	465	13.7	34.6

Cuando se comparan estos resultados con los obtenidos en la orientación S-L [4] se observa que el módulo de elasticidad y la resistencia a tracción tienen valores muy parecidos en ambas orientaciones. Sin embargo, en la orientación L-T el alargamiento a rotura y la tenacidad de fractura son respectivamente un 75% y un 30% mayores que en la orientación S-L.

2.2 Procedimiento experimental

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica en control de carga con amplitud de carga

($\Delta\sigma$) constante, siguiendo las recomendaciones de la norma americana ASTM-E647. En todos los casos se empleó una onda sinusoidal con una relación de cargas $R = 0,1$. Se usaron probetas compactas (CTS) con $W=50$ mm. y una anchura $B=5$ mm. mecanizadas según la orientación L-T, o sea, con el plano de la entalla perpendicular a la dirección de laminación.

La longitud de la fisura se midió con una lupa provista de un ocular micrométrico, que permite una resolución de 0.01 mm, en una de las caras de la muestra, corrigiendo a posteriori el efecto de la curvatura del frente de la grieta [4]. Para calcular la velocidad de propagación (da/dN) se utilizó el método secante. La fórmula que se aplica para calcular el factor de intensidad de tensiones está tomada de [8].

2.3 Ambientes de ensayo

Los experimentos en ambientes gaseosos se desarrollaron en el interior de una cámara de ultra alto vacío, que ha sido descrita en publicaciones anteriores [4]. Para estudiar el efecto de la presión de vapor de agua en el proceso de fatiga se realizaron ensayos en dos ambientes de referencia: alto vacío ($p=10^{-5}$ Pa) y oxígeno de alta pureza ($p=260$ Pa), y en vapor de agua de alta pureza a distintas presiones. Además se hizo un ensayo en aire con un 50% de humedad relativa, con el fin de obtener una curva de referencia suplementaria.

La composición de la atmósfera que rodea a la probeta se analiza por medio de un espectrómetro cuadrupolar, situado en una cámara aneja a la cámara de ensayo. El funcionamiento de este medidor y las técnicas de manipulación y purificación de los gases se describen detalladamente en [9].

3. RESULTADOS

Como se ha dicho con anterioridad, el análisis de la composición de la atmósfera de ensayo se llevó a cabo por medio de un espectrómetro cuadrupolar. En los experimentos realizados en oxígeno seco y vapor de agua, el medidor estaba situado en una cámara auxiliar a la que se hacía pasar un pequeño flujo de gas proveniente de la cámara principal para evaluar su composición. Sin embargo, durante los experimentos en alto vacío, el medidor estaba colocado en el interior de la cámara principal y el espectro se recogía a la presión de ensayo.

Del buen control que se consiguió en las atmósferas gaseosas dan testimonio los espectros que se pueden ver a continuación (figuras 2 a la 4). Se trata de tres espectros representativos de las atmósferas de oxígeno seco, vapor de agua y alto vacío empleadas en los experimentos.

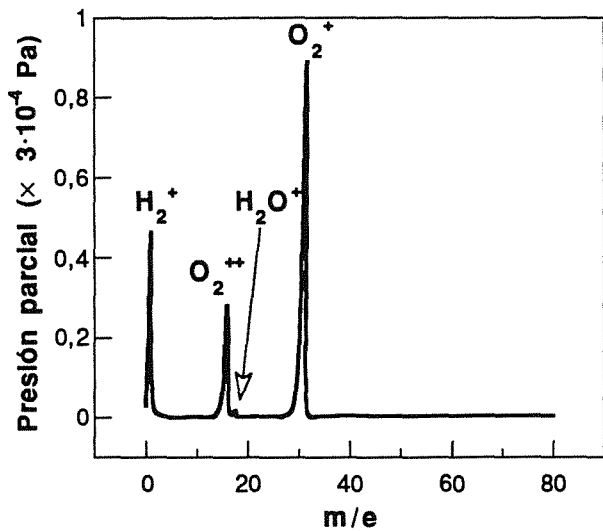


Fig. 2. Espectro de composición de una atmósfera de oxígeno seco ($p = 260$ Pa).

La figura 2 muestra un espectro muy limpio, en el que se observan los dos picos correspondientes a la ionización simple ($m/e=32$) y doble ($m/e=16$) del oxígeno molecular y un pico extremadamente pequeño de agua ($m/e=18$). También se observa otro pico de una altura considerable que corresponde al hidrógeno, que es típico de los sistemas de vacío en los que se emplea una bomba turbomolecular, como sucede en este caso, debido a la escasa capacidad de estas bombas para evacuar los gases más ligeros [10].

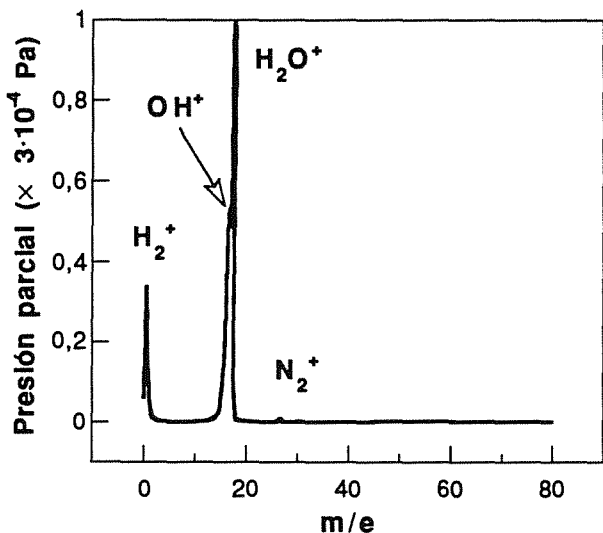


Fig. 3. Espectro de composición de una atmósfera de vapor de agua ($p = 1$ Pa).

Cuando se ensaya con vapor de agua de alta pureza, el análisis de la atmósfera no muestra más que el pico de agua, que se descompone en dos: el correspondiente a H_2O^+ ($m/e=18$) y el de OH^+ ($m/e=17$), y una muy pequeña cantidad de nitrógeno ($m/e=28$), tal como se aprecia en la figura 3.

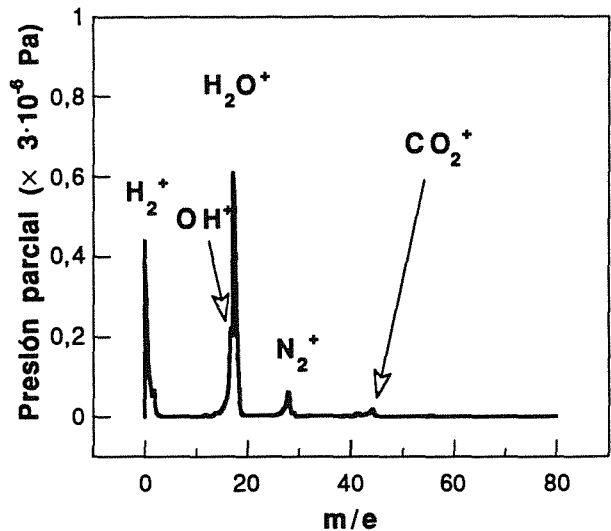


Fig. 4. Espectro de composición de una atmósfera de alto vacío ($p = 4 \cdot 10^{-6}$ Pa).

Por último, en alto vacío el espectro muestra la composición típica del gas residual que queda en un sistema evacuado con una bomba turbomolecular 'limpia' [10]. Como se puede ver en la figura 4, el pico de agua es bastante alto, característico de un sistema sin calentar en el que las paredes desorben lentamente el vapor de agua que se ha acumulado en ellas tras estar en contacto con el aire a presión atmosférica. Por otra parte, también es importante el pico de hidrógeno, cuyo origen hemos explicado anteriormente. El resto de los picos (N_2 y CO_2) provienen del contacto del sistema con el aire atmosférico (al abrir la cámara para colocar la muestra en su interior). En las cercanías de $m/e=40$ y $m/e=55$ hay algunos pequeños picos que corresponden a la retrodifusión de aceite hacia la cámara de ensayos proveniente de la bomba rotatoria [11].

Una vez mostrado el riguroso control de los ambientes empleados en la experimentación, se presentan los resultados de los ensayos de fatiga.

3.1 Ambientes inertes

En la figura 5 se representan los resultados de los experimentos realizados en dos ambientes inertes: oxígeno seco y alto vacío.

Como se puede apreciar en la figura 5, para valores bajos de la oscilación del factor de intensidad de tensiones ($\Delta K \approx 7$ MPa \sqrt{m}) la velocidad de propagación de las fisuras en presencia de oxígeno seco es menor que en alto vacío, como también sucedía en la orientación S-L [4]. Sin embargo, en este caso a partir de un valor de aproximadamente 12 MPa \sqrt{m} las dos curvas se unen y siguen por el mismo camino hasta el final.

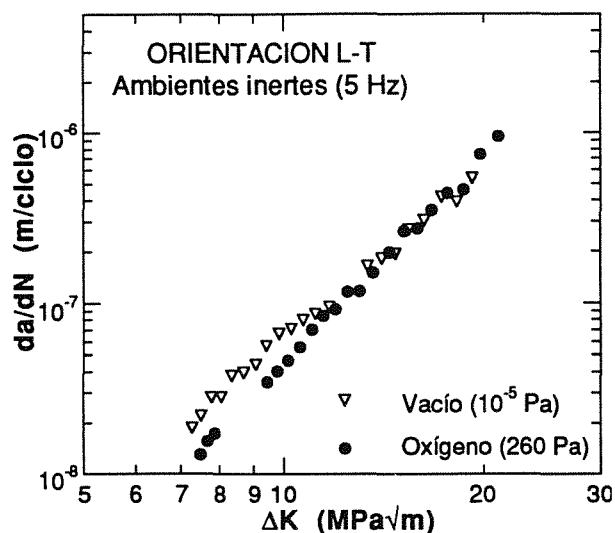


Fig. 5. Ensayos de fatiga en oxígeno seco y alto vacío.

3.2 Efecto de la presión de vapor de agua

En la figura 6 se representan los resultados de los ensayos llevados a cabo para evaluar el efecto de la presión de vapor de agua en la velocidad de crecimiento de las grietas a una frecuencia constante (5 Hz), ajustados por funciones del tipo $Y = A X^m$. En todos los casos, la velocidad de propagación de las fisuras en presencia de atmósferas de vapor de agua de alta pureza se sitúa entre los valores correspondientes a los dos medios de referencia: aire atmosférico y alto vacío. Los resultados muestran una dispersión mucho menor que la encontrada para las muestras en la orientación S-L [4] y se puede apreciar en ellos una tendencia clara de aumento en la velocidad de propagación a medida que crece el contenido de vapor de agua en la atmósfera que rodea al material. Este comportamiento es análogo al encontrado en otras aleaciones de aluminio [1-2] de diferente composición a la utilizada en esta investigación.

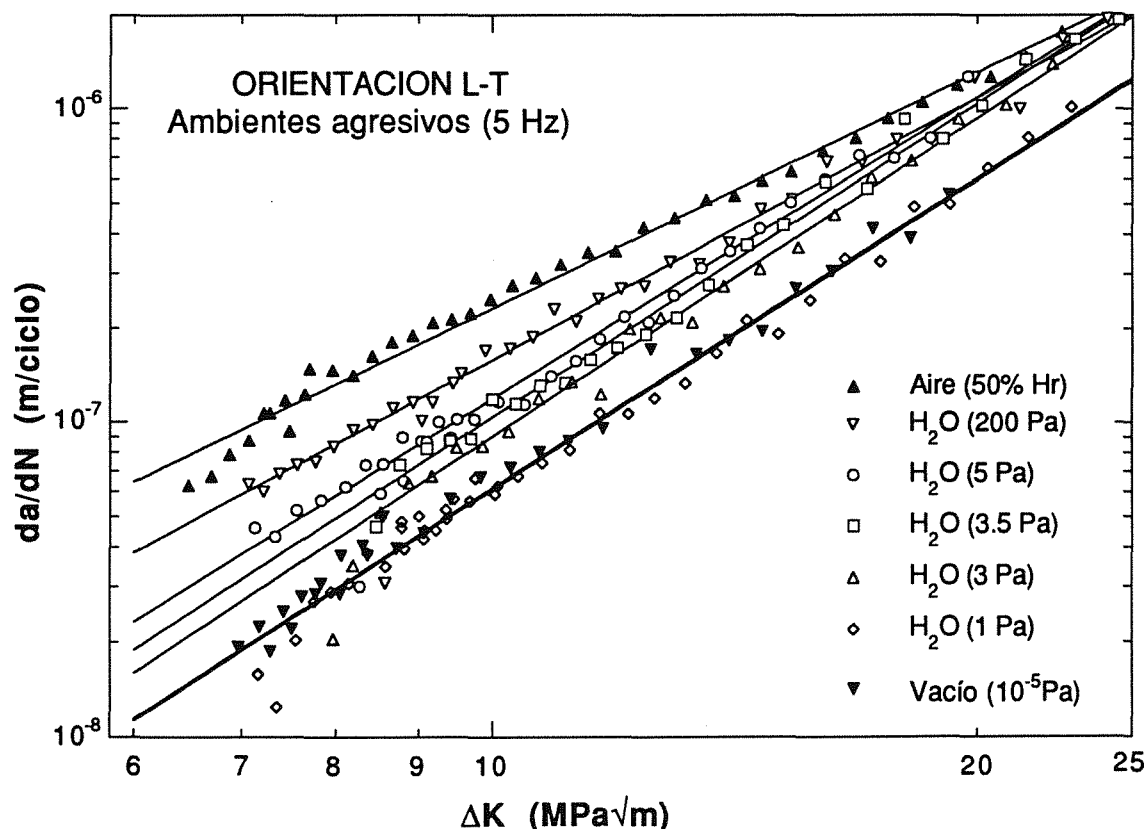


Fig. 6. Ensayos de fatiga en ambientes agresivos (orientación L-T).

3.3 Efecto de la frecuencia

Para estudiar el efecto de la frecuencia en la velocidad de propagación de las grietas, se llevaron a cabo dos experimentos en presencia de vapor de agua a 1 y 10 Pa variando la frecuencia entre 1 y 10 Hz, tal como se muestra en las figuras 7 y 8.

En la figura 7 puede apreciarse que para una presión de vapor de agua de 10 Pa, los resultados obtenidos a 1 Hz y 10 Hz están bastante próximos entre si. Con todo, al compararlos con la curva que ajusta el comportamiento de la aleación en vapor de agua a 10 Pa y 5 Hz parece que los resultados a 1 Hz quedan un poco por encima, mientras que los correspondientes a 10 Hz quedan un poco por debajo.

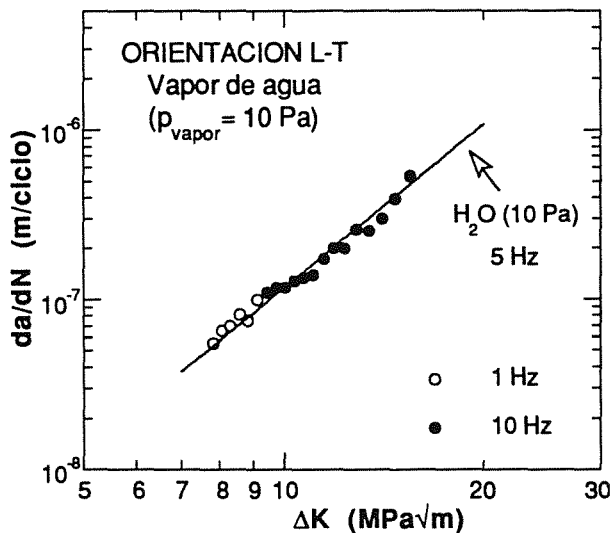


Fig. 7. Efecto de la frecuencia (vapor de agua 10 Pa).

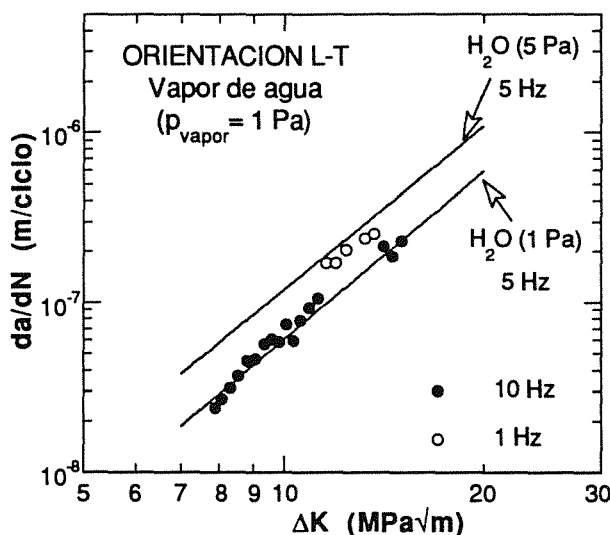


Fig. 8. Efecto de la frecuencia (vapor de agua 1 Pa).

Cuando la presión de vapor de agua se reduce hasta 1 Pa el material se vuelve más sensible a la frecuencia de oscilación de la carga. Como se observa en la figura 8, al disminuir la frecuencia desde 10 Hz a 1 Hz en la misma probeta la velocidad de la grieta aumenta y se sitúa muy cerca de los valores correspondientes a la curva obtenida a 5 Pa y 5 Hz. El efecto es reversible, dado que al aumentar de nuevo la frecuencia hasta 10 Hz la velocidad de propagación desciende hasta los valores que tenía anteriormente. Estos resultados corroboran la idea de que la velocidad de propagación de las fisuras en aleaciones de aluminio en presencia de vapor de agua depende exclusivamente de la exposición ambiental, un parámetro que se define como el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia de carga [12].

4. MODELIZACION

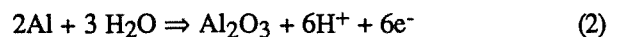
Para explicar el fenómeno de la corrosión fatiga se han propuesto varios modelos. Se trata de modelos de superposición en los que se descompone la velocidad de crecimiento de la grieta en un ambiente agresivo $(da/dN)_e$ en tres términos:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_r + \left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{scc} \quad (1)$$

donde $(da/dN)_r$ representa la velocidad de crecimiento por fatiga pura (ambiente inerte), $(da/dN)_{scc}$ representa la velocidad de crecimiento por corrosión bajo tensión y $(da/dN)_{cf}$ representa la velocidad de crecimiento por corrosión-fatiga, debido a la interacción sinérgica entre el proceso de fatiga y el ataque del medio agresivo. De estos tres términos el más difícil de cuantificar es el último. Para los materiales que se utilizan en aplicaciones estructurales, $(da/dN)_{scc}$ es despreciable frente a los otros dos términos, por lo que no se tendrá en cuenta en la discusión.

De todos los modelos, sólo el propuesto por Wei y sus colaboradores [6,1-2,13] predice la dependencia del término de interacción $(da/dN)_{cf}$ con la frecuencia del ensayo y la presión de vapor de agua en ambientes gaseosos. Por este motivo se ha utilizado para ajustar los resultados obtenidos en el presente estudio.

Estos autores suponen que la fragilización se debe al hidrógeno producido en la reacción superficial del vapor de agua con las superficies frescas de aluminio creadas por fatiga en la zona del fondo de la fisura, según un proceso secuencial de varias etapas [13]. La reacción más probable es la siguiente:



Según la hipótesis fundamental del modelo se supone que $(da/dN)_{cf}$ es proporcional a la cantidad de hidrógeno producido por la reacción superficial durante cada ciclo de fatiga que, por otra parte, es proporcional al área de fisura creada durante el ciclo de fatiga anterior al considerado y a la extensión de la reacción superficial, o sea:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \propto \Delta a \cdot \theta \quad (3)$$

donde Δa es el incremento en la longitud de la grieta por ciclo y θ representa el recubrimiento ($0 \leq \theta \leq 1$)¹. El objetivo del modelo consiste en describir θ en función de la exposición (el producto de la presión del gas por el

¹ El recubrimiento es la proporción entre los lugares superficiales ocupados y los disponibles en la superficie activa [14].

tiempo disponible para la reacción superficial). En corrosión-fatiga, la exposición viene dada por p_o/f [2], donde p_o es la presión del ambiente gaseoso que rodea al material y f es la frecuencia de la carga.

En las aleaciones de aluminio, la corrosión fatiga en ambientes gaseosos está controlada por el transporte del medio agresivo hacia el fondo de la fisura, puesto que la reacción superficial (2) es muy rápida [1-2]. En este caso, los cálculos del modelo llevan a la siguiente expresión a partir de la hipótesis (3):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \propto 436 \frac{\beta^*}{\alpha} f(R) \frac{\sigma_{ys}^2 l}{N_o k T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \frac{p_o}{f} \quad (4)$$

donde β^* es una constante que tiene en cuenta el efecto de la deformación plástica local en la geometría de la grieta, α es una constante de corrección por la rugosidad superficial de la fisura, $f(R)$ es una función de la relación

de cargas P_{min}/P_{max} , σ_{ys} es el límite elástico del material, l es una distancia arbitraria a la punta de la fisura que se usa para definir la apertura de la grieta, N_o es la densidad de lugares superficiales disponibles para la adsorción, k es la constante de Boltzmann, T es la temperatura, E es el módulo de elasticidad y M es el peso molecular de la especie gaseosa agresiva. A partir de la ecuación (4) se llega a la siguiente expresión:

$$\frac{(da/dN)_{cf}}{(da/dN)_{cf,s}} = \frac{(p_o/f)}{(p_o/f)_s} = \theta \quad (5)$$

donde el subíndice s denota los valores correspondientes a la saturación.

Los parámetros $(da/dN)_{cf,s}$ y $(p_o/f)_s$ se obtienen a partir de los resultados experimentales de fatiga, y β^*/α se determina a partir de $(p_o/f)_s$.

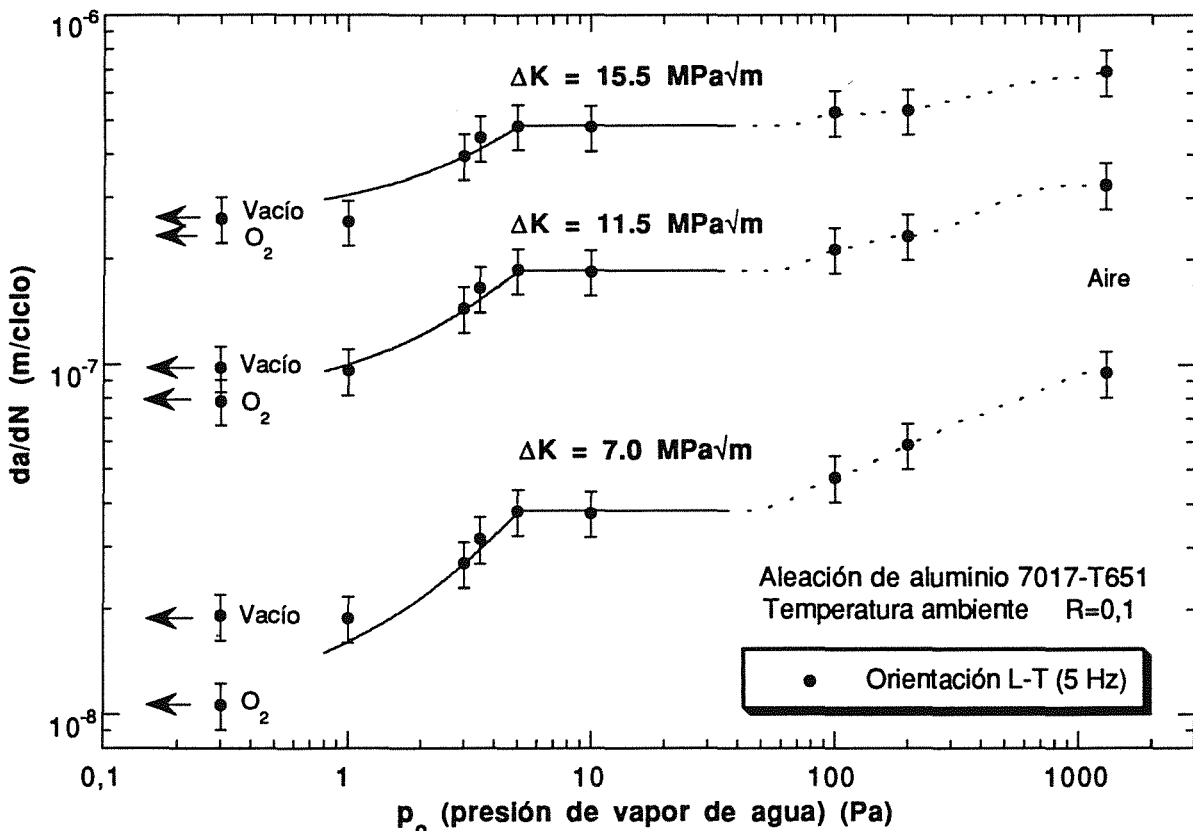


Fig. 9. Dependencia de la velocidad de propagación de la fisura con la presión de vapor de agua.

Para aplicar el modelo propuesto por Wei y sus colaboradores a los resultados obtenidos en la orientación L-T, se han examinado las medidas de la velocidad de crecimiento de la grieta (a partir de la figura 6) correspondientes a tres valores de ΔK : 7, 11.5 y 15.5 MPa√m. En la figura 9 se representa la velocidad de

propagación de la fisura² en función de la presión de vapor de agua del ambiente p_o . Las líneas continuas corresponden a las predicciones del modelo. La velocidad de propagación que se representa es la que se ha medido en los ensayos de fatiga, o sea, $(da/dN)_e$ y lleva consigo

² El proceso de estimación del error en las medidas de velocidad de propagación se describe en [9].

la contribución de la fatiga mecánica pura. Sustituyendo en (1) el valor de $(da/dN)_{cf}$ obtenido en (5) y teniendo en cuenta que $(da/dN)_{cf,s} = (da/dN)_{e,s} - (da/dN)_r$ queda:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_r + \left[\frac{\left(\frac{da}{dN}\right)_{e,s} - \left(\frac{da}{dN}\right)_r}{(p_o)_s} \right] p_o \quad (6)$$

que proporciona una dependencia lineal de la velocidad de la grieta con la presión de vapor de agua del ambiente externo para valores de p_o por debajo de la saturación.

Como valores de referencia $(da/dN)_r$ del modelo se han utilizado los correspondientes a los ensayos en oxígeno, pues son los que muestran la menor velocidad de propagación. En cuanto al valor de saturación $(da/dN)_{e,s}$ se ha tomado la media aritmética de las medidas correspondientes a 5 y 10 Pa para cada valor de ΔK .

De los resultados experimentales se deduce un valor de 5 Pa para la presión de saturación $(p_o)_s$, lo que proporciona para el parámetro β^*/α un valor de 1.26. Wei y sus colaboradores han encontrado que la presión de saturación está en torno a 4.7 Pa y que β^*/α vale aproximadamente 1.3 para una aleación 7075-T651, y sugieren que β^*/α es independiente del sistema aleación-ambiente para un gran número de aleaciones y ambientes gaseosos [2].

En la figura 9 se observa que el ajuste de los resultados obtenidos en la orientación L-T con las predicciones del modelo es muy satisfactorio, y se confirma la dependencia lineal de la velocidad de propagación con la presión de vapor de agua por debajo de la presión de saturación ($p_o < 5$ Pa). También se puede apreciar que la velocidad de propagación sigue aumentando cuando la presión de vapor de agua crece por encima de 100 Pa. Wei y sus colaboradores han atribuido esta segunda transición, que también se observa en la aleación 7075-T651, a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en las superficies de fractura [2]. Por medio de espectroscopía Auger estos autores han comparado la extensión de la reacción superficial en presencia de vapor de agua en dos aleaciones, una de aluminio (7075-T651) y otra de magnesio (AZ31), y han encontrado el mismo comportamiento para valores de la exposición superiores a 1 Pa-s [15].

5. CONCLUSIONES

En el presente artículo se ha estudiado el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T.

Las conclusiones principales del trabajo son las que siguen:

1. El agente responsable de la fragilización que experimenta la aleación de aluminio 7017-T651 cuando se ensaya a fatiga en atmósferas gaseosas es el vapor de agua contenido en el ambiente.
2. La velocidad de propagación de las fisuras en la aleación de aluminio 7017-T651 crece a medida que aumenta la presión de vapor de agua del ambiente. En los resultados correspondientes a los ensayos de fatiga a 5 Hz en la orientación L-T se pueden distinguir dos regiones. En la primera región la velocidad de propagación crece linealmente con la presión de vapor de agua hasta que se alcanza una presión de aproximadamente 5 Pa, a partir de la cuál la velocidad se mantiene sensiblemente constante. Posteriormente, para valores de la presión superiores a 100 Pa, se observa una segunda transición en la velocidad de crecimiento de la grieta, que sigue aumentando con la presión de vapor de agua.
3. El comportamiento de la velocidad de propagación de la fisura en la primera región se explica de una manera satisfactoria por medio de modelos de corrosión fatiga en ambientes gaseosos basados en la hipótesis de que la fragilización por hidrógeno es el mecanismo culpable del proceso. En cuanto a la segunda región, los resultados obtenidos por otros investigadores en una aleación de la serie 7000 (7075-T651) atribuyen esta transición en la velocidad de la fisura a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en las superficies de fractura.
4. Los efectos de la presión y la frecuencia son intercambiables (dentro de un cierto intervalo de valores) en la aleación 7017-T651. Este hallazgo justifica la afirmación de que la velocidad de propagación de la grieta en ambientes gaseosos depende únicamente de la exposición ambiental, que se define como el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia. Para valores de la exposición comprendidos entre 0.1 y 1 Pa-s, un aumento de la presión de vapor de agua tiene el mismo efecto en la velocidad de propagación que una disminución de la frecuencia. Cuando la exposición es superior a 1 Pa-s (correspondiente a una presión de 5 Pa y una frecuencia de 5 Hz) se alcanza la saturación en el efecto fragilizador del ambiente.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer los valiosos comentarios y sugerencias recibidos durante la elaboración de este artículo de los Drs. Andrés Valiente y Javier Llorca. Este agradecimiento se hace extensivo a la Dra. Consuelo García, que proporcionó el material para esta investigación a través de la generosa colaboración de

INESPAL, S.A y a la CEE, que ha financiado parte del trabajo mediante el programa BRITE-EURAM BREU-075-C. Uno de los autores (J. Ruiz) desea asimismo agradecer a la Consejería de Cultura de la Comunidad de Madrid la ayuda concedida para realizar una estancia de investigación en Lehigh University (U.S.A.) durante el año 1993, uno de cuyos frutos es el presente artículo.

7. REFERENCIAS

- [1] Wei, R.P.; Pao, P.S.; Hart, R.G.; Weir, T.W. y Simmons, G.W., "Fracture mechanics and surface chemistry studies of fatigue crack growth in an aluminum alloy", *Metall. Trans.* **11A**, 151-158 (1980).
- [2] Gao M.; Pao S. P. y Wei R. P., "Chemical and metallurgical aspects of environmentally assisted fatigue crack growth in 7075-T651 aluminum alloy", *Metall. Trans.* **19A**, 1739-1750 (1988).
- [3] Dicus, D.L., "Effect of water vapor on fatigue crack growth in 7475-T651 aluminum alloy plate" en *ASTM STP 821: Environment sensitive fracture: evaluation and comparison of test methods*, pp. 513-533. American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1984).
- [4] Ruiz, J. y Elices, M., "Influencia de la presión de vapor de agua en la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651", *Anales de Mecánica de la Fractura* **10**, 77-83 (1993).
- [5] Bradshaw, F. J. y Wheeler, C., "The influence of gaseous environment and fatigue frequency on the growth of fatigue cracks in some aluminum alloys", *Int. Journal of Fracture Mechanics* **5**, no. 4, 255-268 (1969).
- [6] Weir, T.W.; Simmons, G.W.; Hart, R.G. y Wei, R.P., "A model for surface reaction and transport controlled fatigue crack growth", *Scripta Metall.* **14**, 357-364 (1980).
- [7] Ruiz, J. y Elices, M., "Corrosión-fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651", *Anales de Mecánica de la Fractura* **8**, 155-160 (1991).
- [8] Saxena, A. y Hudak, Jr., S.J., "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", *Int. Journal of Fracture* **14**, no. 5, 453-468 (1978).
- [9] Ruiz, J., "Corrosión fatiga en aleaciones ligeras de Al-Zn-Mg". Tesis Doctoral. Departamento de Física de Materiales, Universidad Complutense de Madrid. Diciembre 1993.
- [10] Osterstrom, G., *Vacuum physics and technology*, (Eds Weissler y Carlson). Academic Press Inc, Orlando (1979).
- [11] Harris, N. S., *Modern vacuum practice*, McGraw-Hill, England (1989).
- [12] Gangloff, R. P., "Corrosion fatigue crack propagation in metals", en *Environmental-Induced Cracking of Metals*, NACE **10**, pp. 55-106 (1990).
- [13] Wei, R. P. y Simmons, G. W., "Recent progress in understanding environment assisted fatigue crack growth", *Int. Journal of Fracture* **17**, 235-247 (1981).
- [14] Adamson, A. W., *Physical chemistry of surfaces*, 3ª edic. Wiley-Interscience. U.S.A (1976).
- [15] Wei, R. P.; Gao, M. y Pao, P. S., "The role of magnesium in CF and SCC of 7000 series aluminum alloys", *Scripta Metall.* **18**, 1195-1198 (1984).

FRAGILIZACION POR HIDROGENO DEL ACERO AUSTENITICO 316L:
MODELIZACION NUMERICA Y FENOMENOLOGICA

A. Valiente*, J. Toribio**, R. Cortés*, L. Caballero*

* Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid** Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

Resumen. Este artículo presenta los resultados finales del trabajo que han desarrollado los autores para el Programa Tecnológico Europeo de Fusión (proyecto NET). La contribución versa sobre la modelización de la fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L recocido en solución, candidato a ser utilizado como material estructural en la primera pared del próximo reactor europeo de fusión. Los ensayos de fragilización muestran que el daño producido por el hidrógeno consiste en micro-fisuración en el área próxima a la entalla, sugiriendo así dos formas de modelizarlo desde el punto de vista macroscópico. El *modelo de extensión de entalla* (NEM) considera que el efecto del hidrógeno puede modelizarse como una prolongación geométrica de la entalla. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), se asume que la región fragilizada se comporta como una fisura macroscópica que prolonga la entalla original.

Abstract. This paper presents the final results of the work which the authors have been performing for the European Fusion Technology Programme (*the NET TEAM*). The contribution deals with the modelling of hydrogen embrittlement in 316L solution-annealed austenitic stainless steel, to be used for the first wall of NET (*Next European Torus*). Tests showed that hydrogen damage consisted of microcracking in the area surrounding the notch, thus suggesting two mechanical ways of modelling it from the macroscopical viewpoint. The *notch extension model* (NEM) considers that hydrogen effect can be modelled as a geometric enlargement of the notch. In the *notch cracking model* (NCM), it is assumed that the embrittled area at the notch tip behaves as a macroscopic crack extending the original notch.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable austeníticos, aunque generalmente menos susceptibles al hidrógeno que otras clases de aceros (ferríticos o martensíticos, por ejemplo) pueden sin embargo sufrir fragilización bajo condiciones ambientales severas, especialmente cuando la austenita es inestable. El efecto del hidrógeno en las propiedades mecánicas del acero resulta diferente según el espesor de la muestra, de forma que pequeños espesores acrecientan el efecto en las propiedades mecánicas. Ulmer y Altstetter [1] han medido incrementos en límite elástico y resistencia a tracción de hasta 100 %, mientras Rosenthal *et al.* [2] apenas detectaron efectos del hidrógeno sobre la curva tensión-deformación del material.

La resistencia a fractura y la susceptibilidad a las entallas sufren una importante reducción en ambiente de hidró-

geno [3,4], aunque inferior a la que se obtiene en acero ferrítico de alta resistencia [5]. En las Ref. [6,7] se llega a la misma conclusión para el acero sensibilizado, pero no para el recocido. En el caso del recocido el daño producido por el hidrógeno se concentra en los escalones de carga previos a la rotura final [8]. Las topografías microscópicas de fractura confirman lo anterior: crecimiento y coalescencia de huecos (MVC) en el recocido, e intergranular (IG) en el sensibilizado [7,9].

Este artículo examina el caso del acero 316L. Los efectos del hidrógeno se evalúan mediante ensayos de fractura en ambiente de hidrógeno sobre muestras entalladas. Los resultados experimentales, junto con aspectos físicos básicos del proceso, constituyen los fundamentos fenomenológicos en la formulación de modelos mecánicos para describir los efectos del hidrógeno desde el punto de vista macroscópico.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

El material utilizado fue un acero 316L recocido [10], suministrado en placas laminadas. La curva tensión-deformación en las direcciones de laminado (L) y transversal (LT) se dan en la Fig. 1, donde se aprecian sólo leves diferencias (débil anisotropía).

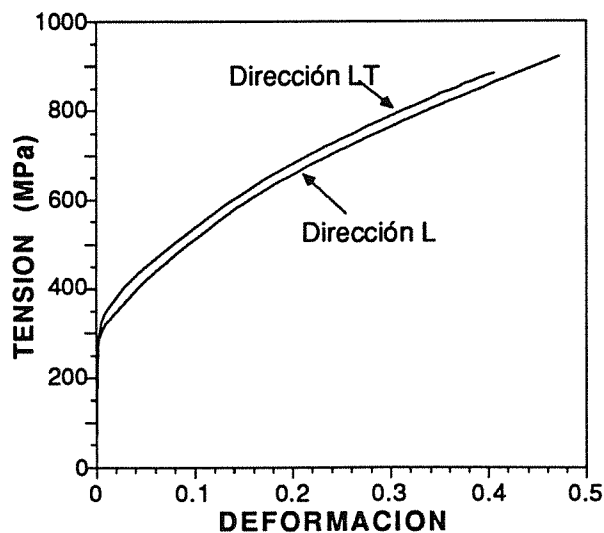


Fig. 1. Curvas tensión-deformación del acero 316L (L: dirección de laminado, LT: dirección perpendicular).

Los ensayos de fractura sobre probetas entalladas con simetría de revolución se llevaron a cabo en aire y en ambiente de hidrógeno. Se eligieron dos entallas de muy diferente radio, como se aprecia en la Fig. 2: *Sharp Notch Specimen* (SNS) y *Blunt Notch Specimen* (BNS).

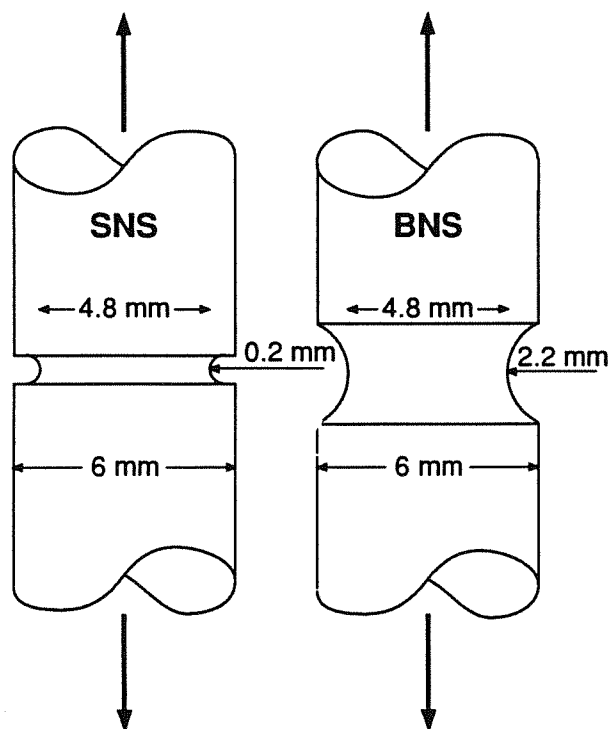


Fig. 2. Geometrías de las probetas.

Durante los ensayos de fractura en aire se midieron el desplazamiento longitudinal y el acortamiento transversal por medio de dos extensómetros. Se ensayaron dos probetas por geometría, una mecanizada en la dirección longitudinal y otra en la transversal.

Los ensayos de fragilización por hidrógeno se realizaron a velocidad de desplazamiento constante (SSRT) en solución de H_2SO_4 , aplicando un potencial catódico de -1200 mV vs SCE. El potencial se impuso mediante un potencióstato y tres electrodos, como se describe en [10]. Se añadió una pequeña cantidad de As_2O_3 para limitar la recombinación de hidrógeno [11]. Las velocidades de desplazamiento aplicadas quedaron comprendidas en el intervalo de $0.01 \mu m/s$ a $2.5 \mu m/s$.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Los resultados de los ensayos en aire aparecen en la Fig. 3, donde la carga se representa en función del alargamiento. El acero muestra un típico comportamiento dúctil, con claro descenso de carga e importantes cambios geométricos. Las diferencias entre las direcciones L y LT resultan muy pequeñas.

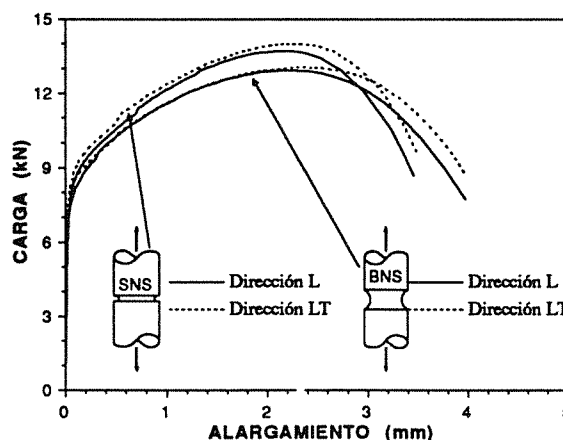


Fig. 3. Resultados experimentales en aire.

Debe señalarse que ambas probetas exhiben un comportamiento parecido en aire, a pesar del muy diferente radio en el fondo de la entalla. Esa similitud se debe probablemente a la gran ductilidad y alta capacidad de endurecimiento por deformación del acero 316L, que transforma las concentraciones de tensión en concentraciones de deformación en las proximidades de la entalla.

La Fig. 4 ofrece los resultados en hidrógeno, en forma de decrecimiento de carga de colapso frente a tiempo de fragilización: hasta carga máxima (t_m) y hasta la rotura final (t_R). Es importante destacar que, a pesar de la presencia del hidrógeno, el modo macroscópico de

fractura fue claramente dúctil en todos los ensayos, con un prolongado decrecimiento en carga hasta la rotura final. En consecuencia, hay una considerable diferencia entre t_m y t_R , lo cual es consistente con resultados anteriores [7, 9] en el acero 316L recocido.

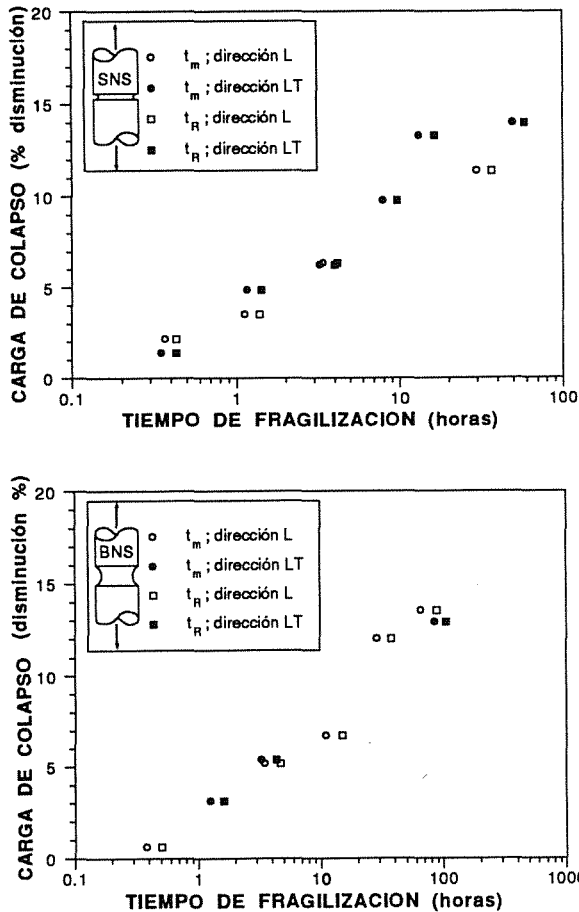


Fig. 4. Resultados experimentales en hidrógeno.

El radio en el fondo de la entalla no parece influir en la fragilización, medida a través del descenso en carga de colapso con respecto a su valor en aire. De nuevo esto puede ser debido a la alta ductilidad (incluso en presencia de hidrógeno) del acero 316L, que relaja la concentración tensional cerca de la entalla, disminuyendo así la fuerza para introducir hidrógeno en los puntos interiores.

La evolución de carga en los ensayos indica que el colapso de las probetas entalladas se produce en hidrógeno por inestabilidad plástica —al igual que en aire— pero las cargas de inestabilidad son inferiores. La disminución de carga depende de la velocidad de deformación, y por tanto del tiempo de fragilización.

La observación de las superficies de fractura en ambiente de hidrógeno revela la existencia de daño consistente en microfisuración. La Fig. 5 ofrece el estado superficial en una de las muestras, en un ensayo interrumpido en el

punto de carga máxima. Se puede observar daño superficial en forma de fisuración múltiple, probablemente extendida en volumen. Este hecho proporciona una base fenomenológica para formular modelos mecánicos de fragilización por hidrógeno.

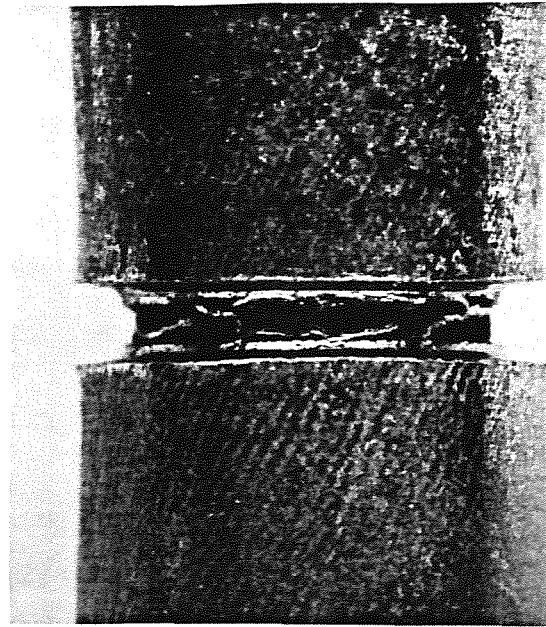


Fig. 5. Estado superficial de la entalla SNS, en un ensayo interrumpido en el punto de carga máxima.

4. SIMULACION NUMERICA

Para simular numéricamente el proceso de carga sobre las probetas entalladas se utilizó un programa de elementos finitos en régimen elasto-plástico, con la posibilidad de introducir no linealidades geométricas.

La ecuación constitutiva del material se obtuvo mediante ensayos de tracción simple, extrapolada hasta grandes deformaciones y aproximada linealmente por tramos. Se utilizó la correspondiente a la dirección L, asumiendo así comportamiento isótropo del material.

La Fig. 6 muestra las predicciones numéricas de la curva carga-desplazamiento para las geometrías SNS y BNS, comparadas con los valores medidos experimentalmente. La modelización es excelente hasta deformaciones de aproximadamente 2.0 mm, donde las curvas comienzan a diverger. En cualquier caso, las diferencias en carga de inestabilidad (valor máximo) son pequeñas.

El acuerdo cuantitativo y cualitativo entre experimentos y simulación numérica confirma que las concentraciones tensionales debidas a las entallas son transformadas en grandes concentraciones de deformación plástica sin fractura del material. Por consiguiente, el proceso de fractura en aire parece gobernado por la condición macroscópica de inestabilidad plástica.

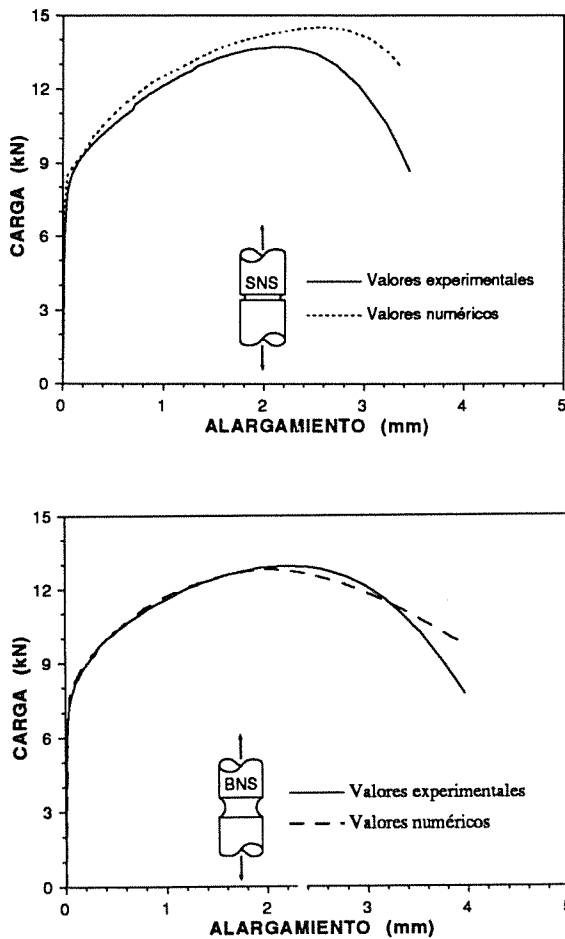


Fig. 6. Curvas carga-alargamiento: valores experimentales y numéricos.

5. MODELIZACION MECANICA DEL DAÑO PRODUCIDO POR EL HIDROGENO

Las observaciones directas de las muestras ensayadas (Fig. 5) muestran que el daño producido por el hidrógeno consiste en fisuración múltiple en la zona próxima al fondo de la entalla. Los resultados experimentales, sin embargo, indican que el colapso de probetas entalladas es cualitativamente similar en aire y en ambiente de hidrógeno, de forma que únicamente se pueden detectar diferencias cuantitativas, e.g., en carga de inestabilidad.

Estos dos hechos sugieren que la zona afectada por el hidrógeno pudiera ser considerada como una zona dañada donde el comportamiento elastoplástico y la resistencia mecánica han sido seriamente alteradas, pero sin llegar a causar la fractura frágil. De este modo, los efectos del hidrógeno se podrían modelizar macroscópicamente como un daño que se extiende desde el fondo de la entalla hasta el eje de la probeta, verificando si este daño resulta mecánicamente equivalente a algún tipo de defecto geométrico en las probetas.

Para caracterizar la fragilización por hidrógeno de esta manera, se formulan dos modelos que cubren situaciones opuestas (Fig. 7). El *modelo de extensión de entalla* (NEM) considera que el efecto del hidrógeno puede modelizarse como una prolongación geométrica de la entalla. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), se asume que la región fragilizada se comporta como una fisura macroscópica que extiende la entalla original.

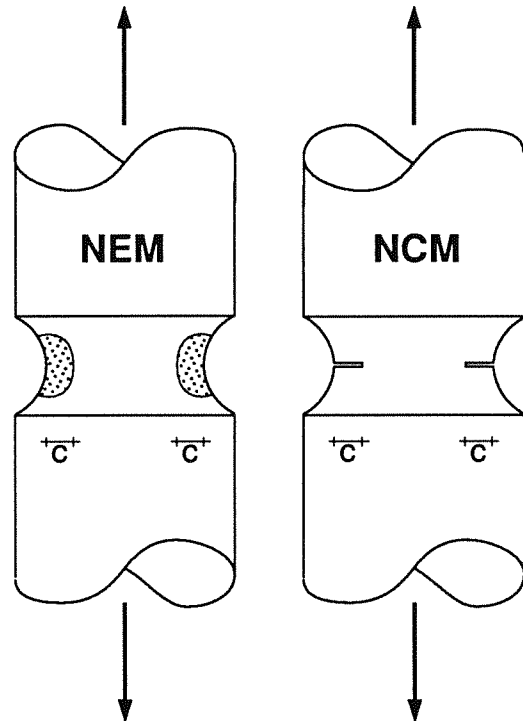


Fig. 7. Modelización mecánica del daño producido por el hidrógeno: *modelo de extensión de entalla* (NEM) y *modelo de fisuración de entalla* (NCM).

En ambos casos es necesario determinar la carga de inestabilidad en las probetas entalladas en función de la profundidad de daño (c), donde c significa incremento de profundidad de entalla en el modelo NEM y profundidad adicional de fisura en el modelo NCM. Los valores del modelo NEM pueden estimarse mediante análisis dimensional, mientras que los del NCM deben calcularse mediante el método de los elementos finitos.

6. MODELO DE EXTENSION DE ENTALLA (NEM)

La formulación del modelo NEM se basa en la condición de inestabilidad plástica de una barra entallada, que es función de la profundidad de entalla, lo que permite estimar los valores para las geometrías dañada e inalterada.

Para una geometría entallada axil-simétrica, la expresión de la carga de inestabilidad plástica es:

$$F_m = \sigma_0 a^2 M \tag{1}$$

donde σ_0 es cualquier tensión utilizada para definir el comportamiento plástico del material, a es una longitud característica del área transversal de la barra y M es un factor adimensional dependiente de las variables adimensionales del problema.

Dado que la zona dañada en una barra se modeliza como una extensión de la entalla, las constantes del material son las mismas para las geometrías inicial y dañada, de forma que sólo la dependencia del factor M con respecto a las variables geométricas ha de tenerse en cuenta. Entonces, si el radio de la sección transversal se emplea como longitud característica en la ecuación (1), las cargas de colapso para las dos entallas dibujadas en la Fig. 8 vienen dadas por las expresiones:

$$F_0 = \sigma_0 a_0^2 M \left(\frac{a_0}{R_0}, \dots \right) \tag{2}$$

$$F_m = \sigma_0 a^2 M \left(\frac{a}{R}, \dots \right) = \sigma_0 (a_0 - c)^2 M \left(\frac{a}{R}, \dots \right) \tag{3}$$

donde únicamente el parámetro geométrico a/R se incluye explícitamente como argumento del factor M .

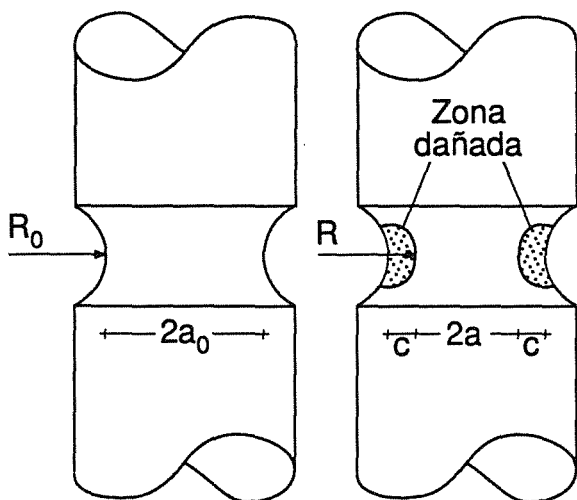


Fig. 8. Modelo de extensión de entalla (NEM); muestras inalterada y fragilizada.

En primera aproximación, M puede considerarse independiente de la extensión de entalla, lo que equivale a las dos hipótesis siguientes: (i) las diferencias más importantes en los valores de M se deben al cociente a/R , (ii) la profundidad de la zona dañada se incrementa

sin aumentar la relación a/R . Puesto que el factor M sería el mismo en las ecuaciones (2) y (3), se obtiene la siguiente relación entre las cargas de inestabilidad:

$$\frac{F_m}{F_0} = \left(1 - \frac{c}{a_0} \right)^2 \tag{4}$$

Esta expresión predice que la carga de colapso en ambiente de hidrógeno es una fracción de la carga en aire, dependiendo de la profundidad de daño a través de una relación simple. Para las dos geometrías estudiadas (SNS y BNS), el valor a_0 es el mismo, por lo cual la relación (4) es aplicable en ambos casos.

7. MODELO DE FISURACION DE ENTALLA (NCM)

El modelo NCM se formula para representar la extensión de daño como una fisura macroscópica creada en el plano de mínima sección. El análisis dimensional no proporciona resultados útiles, puesto que el factor adimensional M en la ecuación (1) dependería principalmente del cociente c/R_0 entre la profundidad de daño y el radio original. Para una entalla dada, por lo tanto, el modelo NEM conduciría a la conclusión de que la relación entre cargas de colapso F_m/F_0 es una función de la profundidad de daño, sin formulación explícita.

A consecuencia de lo anterior, la carga de inestabilidad se calculó numéricamente para ambas geometrías y distintas longitudes de fisura emanando del fondo de la entalla. El cálculo se realizó mediante el método de los elementos finitos en régimen elasto-plástico. La fisura se supuso anular para conservar la simetría de revolución. Para la geometría SNS se modelizaron dos casos con profundidades de fisura de 0.2 y 0.4 mm, mientras que para el caso de la geometría BNS se utilizaron siete valores de cálculo para la profundidad de fisura: 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6 y 0.7 mm.

La Fig. 9 muestra las curvas carga-desplazamiento para ambos tipos de entalla. La pérdida de capacidad portante es baja para valores pequeños de la profundidad de fisura, pero aumenta rápidamente cuando la fisura sobrepasa 0.3 mm. Para una profundidad de fisura de 0.7 mm en la geometría BNS, la pérdida de capacidad portante es aproximadamente del 22%.

8. VERIFICACION DE LOS MODELOS

La relación entre la carga de inestabilidad en hidrógeno y la profundidad de daño predicha por el modelo NEM puede dibujarse como una curva simple, como se refleja en la ecuación (4), aplicable a ambas geometrías de entalla (SNS y BNS).

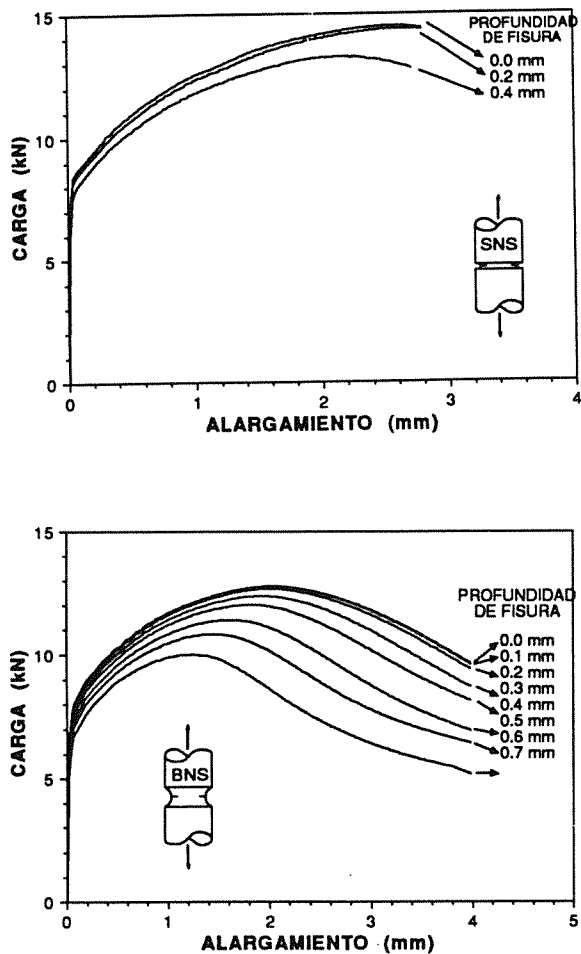


Fig. 9. Modelo de fisuración de entalla (NCM); curvas carga-alargamiento calculadas numéricamente para distintas profundidades de fisura.

Para el modelo NCM, por otra parte, únicamente es posible obtener valores individuales de la carga de inestabilidad, tomándolos de la Fig. 9 para una geometría y profundidad de daño dados.

Las curvas resultantes representando profundidad de daño frente a carga de inestabilidad se han dibujado en la Fig. 10, donde los valores de la profundidad de daño se muestran en escala logarítmica, y la pérdida de capacidad portante como porcentaje del valor en aire. Profundidad de daño (c) significa extensión de entalla en el modelo NEM y profundidad adicional de fisura en el modelo NCM. La curva inferior (NEM) se obtiene analíticamente de la ecuación (4). La curva superior (NCM) se dibuja a partir de los resultados numéricos de la Fig. 9. Puede verse que los resultados para ambas geometrías (SNS y BNS) se ajustan a la misma curva.

La verificación de los modelos puede llevarse a cabo comparando sus predicciones con los resultados de los ensayos de fragilización por hidrógeno. Se requiere una

ley de evolución de la profundidad de daño en función del tiempo, puesto que los resultados experimentales (Fig. 4) se expresan en función del tiempo de fragilización, mientras que las predicciones de los modelos (Fig. 10) se dan en función de la profundidad de daño.

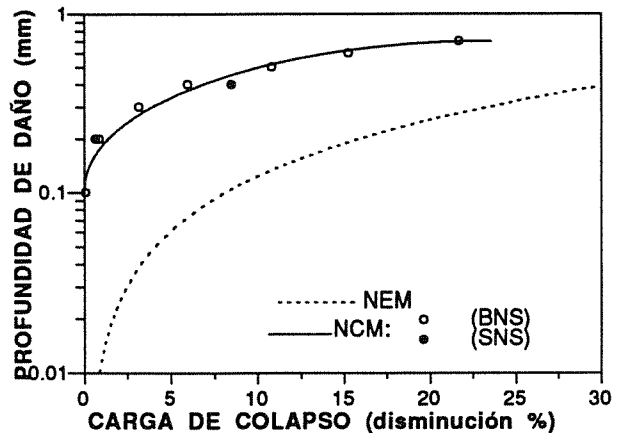


Fig. 10. Predicciones de ambos modelos.

Dado que la extensión de la zona dañada está fuertemente relacionada con la distancia de penetración, la ley más simple estaría basada en la teoría elemental de difusión, donde la profundidad de daño sería proporcional a la raíz cuadrada del tiempo. Para verificar los modelos de acuerdo con esta ley de evolución se utilizó una técnica de ajuste: una representación gráfica de la profundidad de daño y el tiempo de fragilización en función del decrecimiento de carga, en una representación de doble eje vertical en escala bilogarítmica, con el fin de comprobar si los resultados experimentales se ajustan a las predicciones de alguno de los modelos.

La Fig. 11 muestra las predicciones de los modelos y los resultados experimentales. Escogiendo la escala de tiempo indicada (segundo eje vertical), los resultados experimentales se ajustan a la curva del modelo NEM. No es posible ajustar los resultados al modelo NCM ni siquiera cambiando la segunda escala del eje vertical. Para el modelo NEM, sería posible obtener un ajuste similar suponiendo una ley de evolución de daño diferente y alguna relación entre esta variable y el cociente a/R . Sin embargo, para representar los efectos del hidrógeno desde un punto de vista macroscópico, este nuevo modelo de daño (tipo NEM) sería equivalente al anterior, pero más complicado. Sólo un exhaustivo análisis microscópico de la zona dañada demostraría cual de los dos se ajusta mejor a la realidad física.

En cualquier caso, el acuerdo entre el modelo NEM y los resultados experimentales es excelente, y sugiere que el daño producido por el hidrógeno no se concentra en una pequeña región junto al fondo de la entalla, sino que se

extiende —en forma de zona micro-fisurada— sobre una región volumétrica e partir de la entalla.

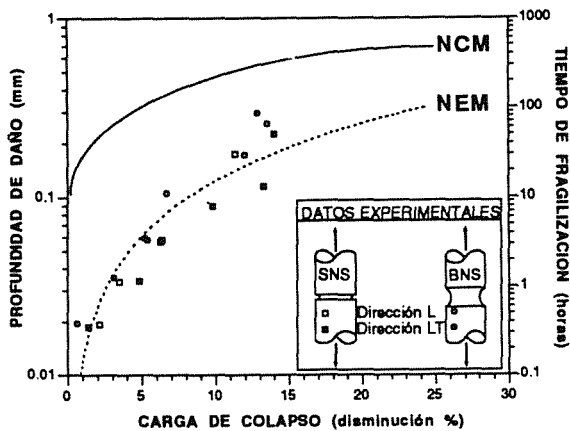


Fig. 11. Verificación de los modelos.

El ajuste predice la siguiente relación entre el tiempo de fragilización (t_m) y la profundidad de daño (c):

$$c = A\sqrt{t} ; \quad A = 5.27 \times 10^{-7} \frac{m}{s^{1/2}} \quad (5)$$

La ecuación (5) puede identificarse con la basada en la teoría elemental de difusión:

$$c = 4\sqrt{Dt} \quad (6)$$

donde D es el coeficiente de difusión. La identificación de ambas ecuaciones proporciona un coeficiente de difusión *efectivo o aparente* de $1.74 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$, aproximadamente 200 veces el correspondiente al material inalterado [12]. Por consiguiente, de acuerdo con el modelo NEM, la zona dañada por el hidrógeno se propaga *como si* el hidrógeno penetrase a velocidad mucho más alta. Esta consecuencia del modelo es acorde con el proceso interactivo entre el hidrógeno y la deformación plástica en aceros austeníticos: el hidrógeno promueve la concentración de deformación y por tanto la movilidad de dislocaciones, mientras que la deformación plástica y el subsecuente movimiento de dislocaciones favorece el transporte de hidrógeno, como se ha demostrado previamente con argumentos termodinámicos [13], o con experimentos *in situ* mediante microscopía electrónica de alto voltaje sobre muestras de acero 316L deformadas en una cámara ambiental dentro del microscopio [14].

9. CONCLUSIONES

1. El acero austenítico 316L es un material de alta ductilidad cuyo colapso en aire se produce por

inestabilidad plástica, incluso en presencia de entallas severas. La fractura tiene lugar tras el colapso plástico, y las superficies de fractura son típicamente dúctiles, formadas por crecimiento y coalescencia de micro-huecos.

2. El comportamiento mecánico de probetas entalladas sometidas a tracción en hidrógeno también resulta dúctil en sentido macroscópico. En dicho ambiente, el acero 316L también llega al colapso por inestabilidad plástica, a cargas menores que en aire y decrecientes en función del tiempo de fragilización.
3. La geometría de entalla no tiene una influencia significativa sobre la fragilización por hidrógeno. La razón puede ser la alta ductilidad del acero 316L, que reduce el papel del radio en el fondo de la entalla en favor de la sección neta.
4. Las zonas de alta deformación en los ensayos de fragilización muestran un claro daño superficial consistente en microfisuración en las proximidades del fondo de la entalla. A partir de esta evidencia experimental se han formulado dos modelos mecánicos de daño inducido por el hidrógeno.
5. El *modelo de extensión de entalla* (NEM) describe la acción del hidrógeno como una prolongación geométrica de la entalla, asumiendo que la zona afectada se encuentra tan dañada que su resistencia es prácticamente nula.
6. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), la acción del hidrógeno se concentra en el fondo de la entalla. La zona dañada se modeliza como una fisura macroscópica a continuación de la entalla.
7. El modelo NEM reproduce de forma excelente los resultados experimentales de fragilización por hidrógeno, y permite establecer una correlación entre la profundidad de daño y el tiempo de fragilización, consistente con la teoría elemental de difusión.
8. El coeficiente aparente de difusión de hidrógeno en las proximidades del fondo de la entalla es claramente mayor que el correspondiente a material inalterado, lo que concuerda con un mecanismo de difusión acelerado por la deformación plástica.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) a través del Proyecto MAT91-0113-CE y por EURATOM, a través del *European Fusion Technology Programme (Sub-Task PSM 5-1)*. Los autores agradecen la financiación de ambas organizaciones, así como el

estímulo de los Drs. J.L. Boutard y P. Lorenzetto (THE NET TEAM), Dr. E. Hodgson (CIEMAT) y Prof. M. Elices (Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid).

REFERENCIAS

- [1] D.G. Ulmer and C.J. Altstetter, *Acta Metall. Mater.* 39 (1991) 1237-1248.
- [2] Y. Rosenthal, M. Marik-Markowitch, A. Stern and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* 67 (1984) 91-107.
- [3] G. R. Caskey, Jr. in *Environmental Degradation of Engineering Materials in Hydrogen*, eds. M.R. Louthan Jr., R.P. McNitt and R. D.Sisson Jr. (Virginia Polytechnical Institute, Blacksburg, VA, 1981) pp. 283-302.
- [4] T.P. Perng, J.H.Huang and C.J.Altstetter, in *Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials* (Beijing, China, 1988) pp.866-867.
- [5] H. Barthelemy, in *Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials* (Beijing, China, 1988) pp. 841-848.
- [6] A. Hazarabedian and J. Ovejero-García, in: *Proc. 4th. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (Jackson Lake, Wyoming, USA, 1989).
- [7] D. Eliezer, in *Proc. 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (AIME, USA, 1981), pp. 565-574.
- [8] C.L. Briant, in: *Environmental Degradation of Engineering Materials in Hydrogen*, eds. M.R. Louthan Jr., R.P. McNitt and R.D. Sisson Jr. (Virginia Polytechnic Institute, Blacksburg, VA, 1981) pp. 335-345.
- [9] P. Rozenak and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* 61 (1983) 31-41.
- [10] J. Toribio, *Fusion Engng. Design* 16 (1991) 377-386.
- [11] J. Chene, M. Aucoeurier, R. Arnould-Laurent, P. Tison and J.P. Fidelle, in: *Proc. 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (AIME, USA, 1981), pp. 583-595.
- [12] M. R. Louthan, Jr. and R. G. Derrick, *Corros. Sci.*, 15 (1975) 565-577.
- [13] M. R. Louthan, Jr., *Scripta Metall.* 17 (1983) 451-454.
- [14] P. Rozenak, I.M. Robertson and H.K. Birnbaum, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 2031-2040.

ROTURA EN SERVICIO PRODUCIDA POR ENFRAGILIZACION POR CADMIO. ANALISIS Y DETERMINACION DEL PROCESO DE ROTURA Y DE LOS FACTORES RELACIONADOS

J. Alvarez Alba, J.M. Pintado Fé, R. Servent Miró

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial
División de Materiales y Estructuras
Carretera de Ajalvir p.k. 4
28850 Torrejón de Ardoz (Madrid)

Resumen: El análisis general previo del fallo sufrido, durante el aterrizaje, por el sistema de frenos de un avión de transporte, permitió localizar el fallo primario del sistema en la rotura de alguno de los tornillos de unión del paquete de freno. La presente comunicación se refiere exclusivamente al estudio en laboratorio del fallo primario, estableciéndose que fue la rotura de los mencionados tornillos por un proceso de agrietamiento progresivo provocado por enfragilización del material de que estaban contruidos (acero) por Cd líquido proveniente del recubrimiento protector de los mismos.

Abstract: The previous general analysis of a failure, undergone during the landing phase by the brake system of a transport aircraft, allowed to locate the primary system failure in the breakage of some brake discs retaining bolts. This paper deals exclusively with laboratory primary failure study, establishing that this failure was the bolts rupture developed in a progressive cracking process set up by liquid cadmium that came of Cd plating of the bolts.

1. INTRODUCCION

1.1. Antecedentes. El análisis general previo del fallo sufrido, durante un aterrizaje, por el sistema de frenos de un avión de transporte, permitió localizar el fallo primario del sistema en la rotura de alguno de los tornillos pasantes con tuerca de unión del paquete de los discos de freno.

Del total de los doce tornillos de unión, cuatro no presentaban rotura alguna y otros cuatro habían sufrido una rotura que interesaba en parte a la propia cabeza del tornillo y que presentaba una morfología típica de rotura por sobrecarga estática (confirmada por el correspondiente estudio microfractográfico realizado) en elementos de ese tipo: tornillos con cabeza de baja altura con aligeramiento en forma de casquete esférico. Los cuatro tornillos restantes presentaban una rotura en la zona de unión de la caña a la cabeza con idéntica macromorfología entre ellos. De entre estos, se escogió para su estudio uno que había salido despedido al iniciarse el incidente y, por tanto, no resultó afectado por el posterior conato de incendio registrado. Todos los tornillos rotos estaban montados, en el paquete de freno, en posiciones consecutivas.

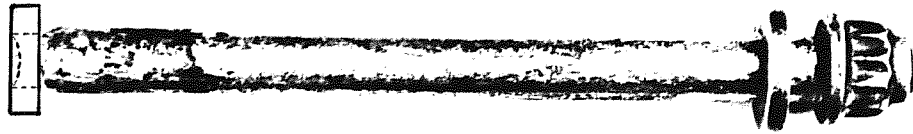
1.2. Objeto de la comunicación. Este trabajo se refiere exclusivamente al estudio, realizado en laboratorio, del fallo primario localizado en los cuatro tornillos rotos

mencionados en último lugar en el párrafo anterior. En el mismo, se detalla tanto el método de análisis de la rotura seguido como la descripción del proceso de ésta y el correspondiente diagnóstico del tipo de rotura y de los factores que en ella han intervenido.

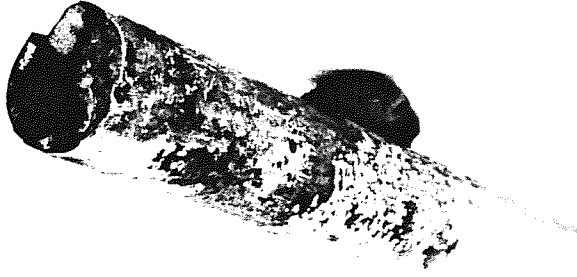
2. CARACTERISTICAS DEL TORNILLO Y DE SU MATERIAL.

El tornillo objeto de estudio es pasante con tuerca autofrenante, fabricado de acero de alta resistencia y baja aleación del tipo clasificado como AISI 8142, con protección superficial por cadmiado. Su diámetro es de 11 mm y la rosca es M 11x1,25. La cabeza es exagonal baja, con aligeramiento en forma de casquete esférico. En la Fig. 1 se muestra el tornillo en el estado en que quedó después del incidente; en la Tabla 1 se da la composición química y, en la Tabla 2, el contenido en hidrógeno del acero en el núcleo y las proximidades de la superficie. En la Fig. 2 se aprecia la disposición, tipo y espesor de las tres capas de recubrimiento superficial encontradas: capa interior de Ni de 4 μm de espesor, capa intermedia de Cd de 3 μm y capa exterior, también de Cd y menos compacta, de 52 μm de espesor.

Un barrido de dureza Rockwell C en la sección transversal a lo largo de un radio dio como resultado un valor uniforme entre 38,5 y 38 HRC.



a) Vista general.



b) Detalle de la rotura.



c) Superficie de fractura.

Fig. 1. Tornillo objeto del estudio.

Fe	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
Base	0,42	0,87	0,35	0,014	0,017	0,31	0,42	0,21

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso)

Núcleo			Próximo a la superficie		
Min.	Max.	Medio	Min.	Max.	Medio
1,56	3,80	2,5	0,35	1,19	0,64

Tabla 2. Contenido en H (ppm)

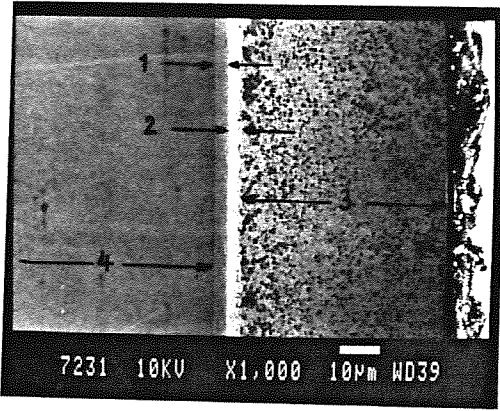


Fig. 2 Recubrimiento superficial (SEM x 1000)
 1. Capa interior de Ni; 2. Capa intermedia de Cd; 3. Capa exterior de Cd; 4. núcleo.

El examen metalográfico con microscopio óptico de una sección transversal convenientemente atacada puso de manifiesto (Fig. 3) una estructura fina de martensita revenida, no apreciándose ninguna anomalía por defecto de tratamiento térmico o decarburación superficial.

3. ESTUDIO FRACTOGRAFICO

3.1. Observación de caracteres macromorfológicos. La

capa exterior de protección del tornillo, de color blanquecino característico de un recubrimiento de Cd ó Zn (sin tratamiento posterior de conversión química por cromatado), aparece deteriorada por picaduras y pérdidas locales de la capa a lo largo de toda la caña, siendo este dañado más acusado y de mayor extensión en la parte más próxima a la cabeza del tornillo. En estas zonas, tanto la capa exterior de Cd como la intermedia han desaparecido totalmente, tal como se aprecia en la Fig. 4.

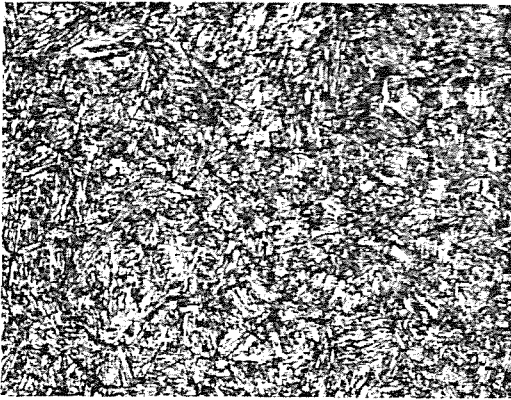


Fig. 3 Microestructura del acero. (x 500)

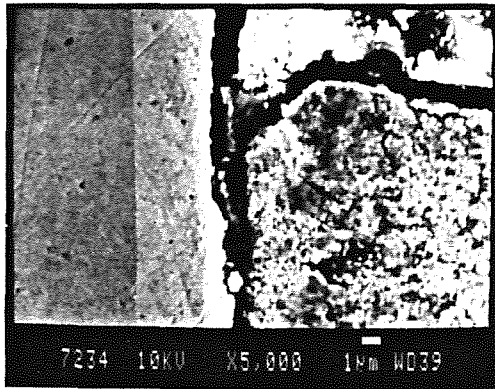


Fig. 4. Detalle de una zona con pérdida de capa cadmiada (SEM x 5000).

En la zona de la rotura (Figs. 1.a y 1.b), el recubrimiento protector de Cd se encuentra muy deteriorado tanto por acción mecánica como medioambiental, a las cuales hay que sumar el efecto de un calentamiento local con fusión o semifusión del Cd. La observación microscópica detallada a elevados aumentos en las inmediaciones de la rotura puso también de manifiesto que la capa interior de Ni había sido igualmente afectada (pérdida de material y presencia de microgrietas) por acción mecánica.

La rotura del tornillo (Fig. 1.a) está situada en la unión con la caña del radio de acuerdo entre la cabeza y el cuerpo del tornillo y, tal como se observa en las Figs. 1.b y 1.c, se ha producido sin macrodeformación plástica aparente y se ha desarrollado según una superficie de fractura cóncava (ver también el perfil de rotura en la Fig. 11), que se va alejando de la cabeza del tornillo según va penetrando hacia el interior de la caña. En la superficie de fractura se aprecian dos zonas diferenciadas: una de ellas, de textura cristalina difusa y poco acusada y coloración clara, ocupa casi toda la periferia de la fractura y parte de la concavidad de la

misma y, la otra zona, de textura fibrosa y coloración oscura, ocupa el resto de la superficie de fractura. En ninguna de estas zonas se aprecian líneas direccionales de propagación, ni líneas de detención en el avance de la grieta.

3.2. Análisis microfractográfico. La observación con microscopio electrónico de barrido permite diferenciar claramente por sus caracteres micromorfológicos las dos zonas de la superficie de fractura antes mencionadas y determinar la línea de encuentro de los dos tipos de mecanismos de rotura que han actuado (Fig. 5). La superficie de fractura de coloración más clara y brillante y textura difusa es una rotura básicamente intercrystalina (Figs. 6 a 8), sin señales de corrosión ni de deformación en las caras de los granos y en la que se advierte la presencia de un constituyente o elemento, ajeno a la propia estructura del material (acero) del tornillo, que cubre las caras de grano en la superficie de fractura.

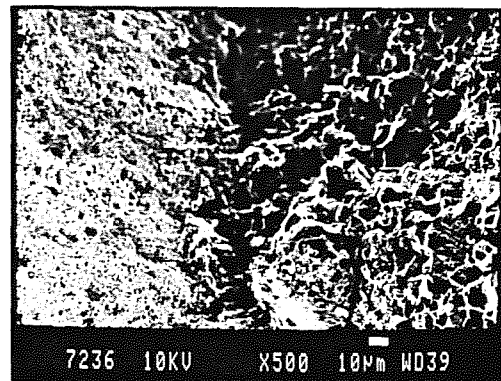


Fig. 5. Zona de encuentro de la superficie de fractura de color claro (zona derecha de esta figura y de las figs. 1.b y 1.c) y de la superficie oscura (izda. según las mismas figs.) (SEMx500).

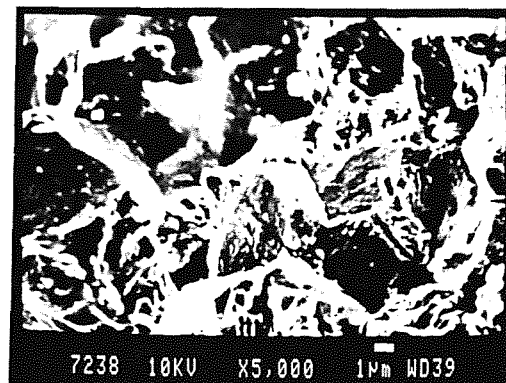


Fig. 6. Detalle de la zona derecha de la Fig. 5 (rotura intercrystalina) adyacente a la línea de encuentro (frente de grieta) (SEM x 5000).

El análisis con la microsonda electrónica (sistema EDX acoplado) de la superficie de fractura permite identificar

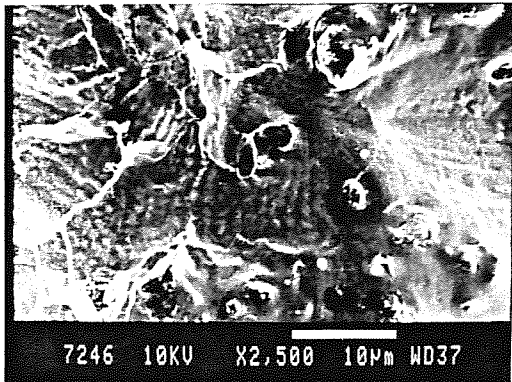


Fig. 7. Detalle de la misma zona a media profundidad de grieta (SEM x 2500).

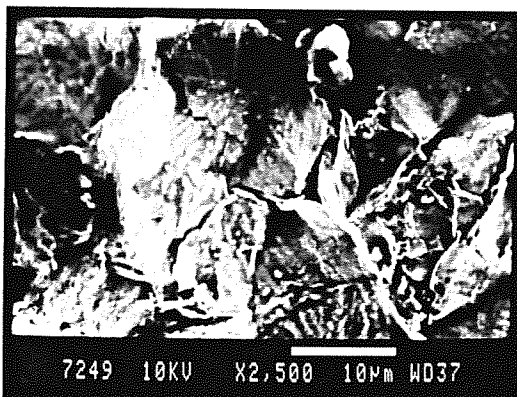


Fig. 8. Zona de la boca de la grieta (SEM x 2500).

dicho elemento como Cd. La presencia de Cd se detecta en toda la superficie de fractura intercrystalina en cantidad que disminuye conforme progresa la rotura, aunque se detecta esta presencia hasta la unión con la superficie de fractura de aspecto más oscuro y rugoso. En la Fig. 9 se representa la variación de concentración de Cd, en función de la distancia a la boca de la grieta, en la superficie de fractura.

La superficie de fractura que se ha diferenciado por su coloración más oscura y textura fibrosa presenta unos caracteres micromorfológicos típicos (rotura transcristalina con formación de cúpulas) de rotura de carácter dúctil por sobrecarga estática, si bien el pequeño desarrollo de las cúpulas explica que no se aprecie macrodeformación plástica general en el conjunto de la rotura. En toda esta superficie de fractura no se detecta ningún indicio de presencia de Cd. Los caracteres citados se aprecian claramente en la Fig. 10, que es representativa de toda la zona oscura y de textura fibrosa de la superficie de fractura.

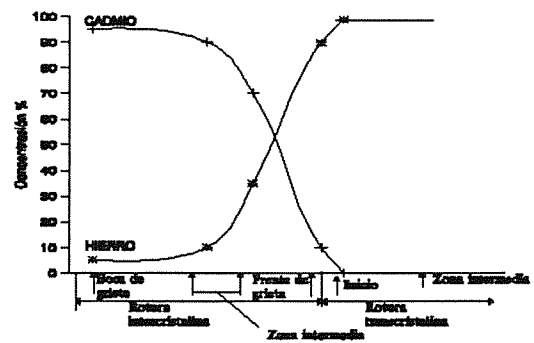


Fig. 9. Concentración de Cd, a lo largo de un radio, en la superficie de fractura.

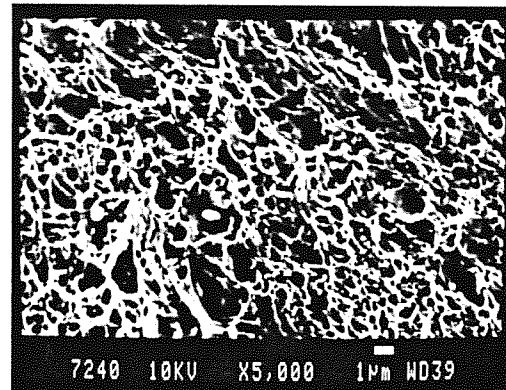


Fig. 10. Microrelieve en cúpulas de la zona oscura y fibrosa de la fractura (SEM x 5000).

3.3. Características de la rotura en corte perpendicular a la superficie de fractura. La observación con microscopio electrónico de barrido del perfil de la rotura (Figs. 11 a 14) confirma el carácter intercrystalino de la parte de la superficie de fractura identificada como tal y permite detectar la existencia de grietas secundarias que parten de la superficie, así como la presencia de Cd (identificado mediante análisis con la microsonda de barrido) en las grietas secundarias, incluso en la punta de las mismas. La sección examinada es la indicada en la Fig. 1.c. Esta observación confirma también la ausencia de indicios de corrosión intercrystalina.

4. ANALISIS DE LOS RESULTADOS E IDENTIFICACION DEL MECANISMO Y PROCESO DE ROTURA.

4.1. General. Una vez identificados los caracteres macro y micromorfológicos de una rotura y establecidas las

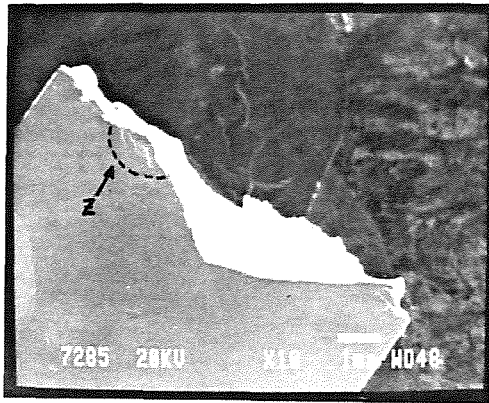


Fig. 11. Vista general del perfil de rotura y parte de la superficie de fractura (la parte izquierdan corresponde a la derecha de las Figs. 1.b y 1.c) (SEM x 10).

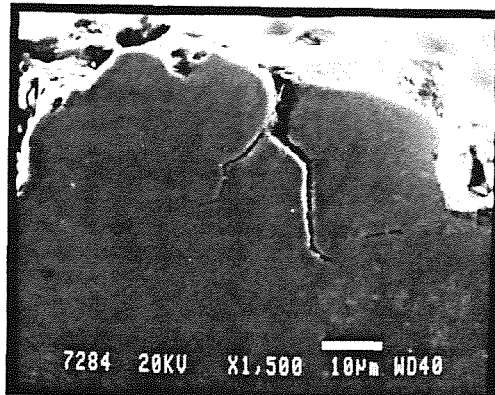


Fig. 12 Detalle de la zona Z. Grietas secundarias (SEM x 1500).

circunstancias que la precedieron y estaban presentes al consumarse, así como caracterizados los materiales implicados, es preciso, para determinar el tipo de rotura, considerar los siguientes puntos:

- a) Qué tipo de mecanismo (o mecanismos) pueden producir esos caracteres microfractográficos.
- b) Si los materiales implicados son susceptibles a sufrir la acción de esos mecanismos.
- c) Determinar si se dan todas las circunstancias que son precisas para que opere el mecanismo, así como los factores que han propiciado el proceso.

4.2. Caracteres morfológicos observados en la rotura.

En el estudio morfológico realizado de la fractura se ha observado una rotura de carácter frágil en la que han operado dos mecanismos de rotura diferentes actuando, cada uno de ellos, sobre dos zonas bien diferenciadas de

la superficie de fractura. Una de estas zonas, de mayor extensión, ocupa casi toda la periferia de la pieza profundizando hacia el interior y alcanzando, a partir de un sector de unos 180° , el centro del tornillo, con un desarrollo que cubre el 60% de la superficie total de la fractura. La otra zona de la rotura, de menor extensión, presenta los caracteres micromorfológicos típicos de una rotura microscópicamente dúctil por sobrecarga estática. Los caracteres micromorfológicos de la primera de las zonas señaladas en la fractura son:

a) Rotura intercrystalina por descohesión de las caras de los granos, no habiéndose detectado microdeformación plástica en las caras de los mismos (esta observación es particularmente clara en el frente de la grieta, en las inmediaciones de la unión de las dos zonas de la fractura).

b) Ausencia de indicios de corrosión intercrystalina.

c) Presencia sobre toda esta primera zona de la rotura, incluyendo las grietas secundarias, de un depósito de Cd que cubre la superficie de fractura y que alcanza hasta el frente de las grietas secundarias.

d) Ausencia de cantidades significativas de hidrógeno en el material.

4.3. Caracteres micromorfológicos de las roturas por enfragilización por Cd. Los caracteres micromorfológicos señalados, cuando se encuentran en la rotura de un acero de media o alta resistencia que ha estado en contacto con Cd líquido corresponden, supuesto que se cumplan también otros requisitos, a un proceso de enfragilización por metal líquido (en este caso, Cd). Este fenómeno se caracteriza por:

a) Rotura intercrystalina, bajo esfuerzos en general inferiores al límite elástico del material, debida a la disminución local de la resistencia cohesiva provocada por la chemisorción por la superficie del metal sólido de átomos de metal líquido. Para que se produzca el fenómeno es necesario, además, que exista una cierta dificultad al movimiento de dislocaciones, lo cual se produce, en la fase inicial (después aparece el efecto del propio frente de grieta), en aquellas zonas del material en que el campo de distribución de tensiones es complejo, tal como sucede en los puntos de concentración de esfuerzos.

b) El proceso comienza inmediatamente, por efecto de los esfuerzos aplicados, si el metal sólido está mojado por el metal líquido y la grieta progresa si es "alimentada" por metal líquido que avance para seguir humedeciendo el frente de la misma y se detiene el proceso por este mecanismo si el suministro de metal líquido es insuficiente. Si el metal es muy sensible al efecto de entalla a la temperatura a la cual se desarrolla

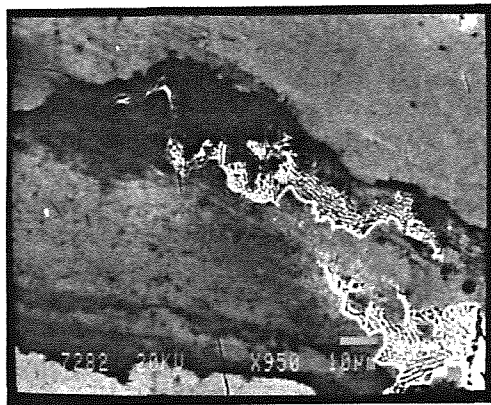


Fig. 13. Detalle de la grieta de la Fig. 12 en su parte más ancha (SEM x 950).

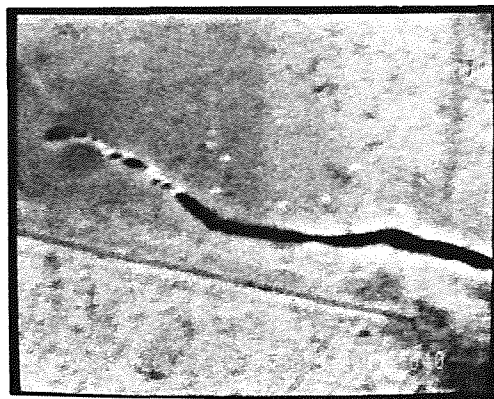


Fig. 14. Detalle de la punta de la rama izquierda de la grieta secundaria de la Fig. 12 (SEM x 7500).

el proceso, la grieta puede llegar a ser inestable y se autopropagará más allá de la zona mojada; de no ser así, la rotura se consumará con carácter microscópicamente dúctil por falta de sección remanente.

c) En general, la rotura por enfragilización por metal líquido de dos metales en contacto compatibles con este fenómeno, responde básicamente a dos tipos:

c.1) Rotura prácticamente instantánea del metal sólido en contacto con el metal líquido, bien bajo carga estática creciente al alcanzar la carga un valor próximo al límite elástico o bien, bajo la acción de esfuerzos constantes (aplicados o residuales).

c.2) Rotura diferida bajo carga estática mantenida inferior al límite elástico después de un intervalo (o suma de varios intervalos) de tiempo en contacto con el metal líquido. En

este caso se produce un agrietamiento progresivo por alimentación o realimentación de la grieta por metal líquido y la fractura se consuma bajo la carga mantenida al llegar a ser insuficiente la sección remanente aún no mojada por el metal líquido.

4.4. Causa de la rotura estudiada. Es evidente que los caracteres micromorfológicos encontrados en la rotura que se considera y que se han enumerado en 4.2 concuerdan con los descritos en 4.3 (c.2), por lo que se puede clasificar ésta como rotura frágil diferida bajo carga estática por enfragilización por metal líquido (Cd) ya que, además de presentar los caracteres micromorfológicos correspondientes, tanto el acero como el Cd en contacto con aquel, son altamente compatibles en relación con este fenómeno, existe también una carga constante mantenida aplicada al elemento que sufre la rotura (tensión producida por el par de apriete de la tuerca con ligeras variaciones por efecto de las frenadas) y se da la circunstancia de haberse alcanzado en servicio repetidamente una temperatura suficientemente elevada superior al punto de fusión del Cd (321 °C) tal como se deduce del estudio realizado sobre la capa de protección en la zona del tornillo afectada por la rotura. Además, en esta zona el deterioro de la capa interior de Ni ha permitido el contacto del Cd líquido con el acero. Es de notar también que existe una elevada concentración de esfuerzos en la sección de rotura por el efecto del encuentro entre la caña y la cabeza del tornillo.

5. FACTORES QUE HAN PERMITIDO Y PROPICIADO EL FALLO EN SERVICIO. CONCLUSIONES.

En el proceso de rotura analizado resulta evidente que el factor preponderante es el empleo de Cd como protección superficial de un tornillo de acero que trabaja bajo una carga constante de tracción (inducida y mantenida por el par de apriete de la tuerca) y que puede alcanzar, en determinadas condiciones de servicio, la temperatura de fusión del Cd.

Como factores coadyuvantes y necesarios hay que considerar: a) las acciones generales y de contacto en la zona adyacente a la cabeza del tornillo, que pueden llegar a producir el deterioro de la capa interior de recubrimiento de Ni (propiciado también por su pequeño espesor) y poner en contacto, por tanto, el Cd líquido con el acero; y b) las condiciones de frenado que, cuanto más severas sean, más desfavorablemente influyen en el proceso de la rotura considerada, en cuanto que se alcanzan temperaturas de operación más elevadas. Esto explica que los fallos en servicio detectados hayan tenido más incidencia en determinados grupos de aeronaves según el tipo de utilización a que han estado sometidas (aterrizajes de carreras cortas).

La conclusión básica del estudio es que, en este sistema de frenos, la protección superficial de los tornillos de unión del paquete de discos de freno no debe realizarse con Cd, siendo recomendable la utilización de Zn en su lugar, ya que este elemento, además de presentar una temperatura de fusión más elevada (superior aproximadamente en 100 °C), es también menos "agresivo" que el Cd en cuanto a la enfragilización del acero por metal líquido. También debe aplicarse un espesor mayor (del orden de 6 ó 7 μm) a la capa interior de recubrimiento de Ni y proteger la capa exterior de Zn con un proceso químico de cromatado.

6. REFERENCIAS.

Tetelman A.S. y McEvily J. "Fracture of structural Materials" Ed. John Willey and sons. 1967.

"Failure analysis and prevention" en ASM International "Metals Handbook", 8th. ed., Vol. 10, 1975.

"Fractography" en ASM International "Metals Handbook", 9th ed. vol 12. 1987.

Pintado Fé J.M. "Fallos en servicio de los materiales metálicos". Ed. INTA. 1992.

ESTUDIO DEL EFECTO DEL IMPACTO SOBRE PIEZAS AISLANTES DE LA SUJECION P2 DE VIA DE FERROCARRIL, POR MEDIO DE TECNICAS EXPERIMENTALES DE LABORATORIO

J. A. Casado, J. A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana, R. de la Guerra

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y 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 estudia el comportamiento de diferentes piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril ante fenómenos de impacto soportados por las mismas y originados al paso del tren por la línea férrea, que provoca un movimiento lateral, instantáneo y brusco, del carril con respecto de la traviesa. La tipología de rotura de las distintas piezas instaladas en la vía se simula en el laboratorio, determinando un ensayo de impacto que reproduce fielmente los modos y caminos de rotura de las piezas en servicio. Los desplazamientos del patín de carril, la fuerza aplicada así como la energía necesarios para provocar la rotura por impacto de las piezas aislantes de la sujeción P2 de vía de ferrocarril quedan recogidos tras la ejecución de los ensayos y pueden ser utilizados como criterio de selección del material, poliamida reforzada o resina acetálica, y diseño de las piezas.

Abstract. In this paper the behaviour of different rail fastening insulating parts is assessed to study the impact phenomena produced by the passing of trains which provokes very strong and instantaneous lateral movements in the rail with respect to the sleeper.

The types of fracture produced in the different insulating parts installed in situ on the line are simulated in the laboratory establishing an impact test which accurately reproduces the fracture paths and types of cracks originated in service. The displacements of the base of the rail, the forces applied as well as the energy necessary to provoke impact fracture in the insulating parts of the P2 rail fastening are registered after the execution of the tests. This accumulated data can be used as part of the criteria for the selection of the final material (either fibre glass reinforced polyamide or acetatic resin) and in the design of the parts.

1. INTRODUCCION

A finales de los años 70 RENFE desarrolló un nuevo sistema de sujeción de vía de ferrocarril, denominado P2, que viene a sustituir a su antecesor RN, instalado en traviesa bloque de hormigón de tipo RS [1].

El sistema de sujeción RN, representado en el esquema de la Figura 1, está compuesto para cada semitraviesa por dos grapas metálicas que se adaptan, por un lado, a la geometría de los rebajes del bloque de hormigón y por otro al perfil del carril. La fijación de las grapas a la traviesa se lleva a cabo a través de los tornillos que se enrostran al acero que conecta ambos dados de hormigón.

La sujeción RN presentaba dos principales defectos: permitía el desplazamiento relativo carril-traviesa transversalmente al eje de la vía, y además no garantizaba el aislamiento eléctrico entre los carriles de la vía. Estos dos eventos originaban la falta de mantenimiento del ancho de vía y el cortocircuito eléctrico entre ambos railes, respectivamente, con los consecuentes peligros de ambos efectos derivados.

La sujeción P2 es una alternativa a la descrita anteriormente. El aislamiento eléctrico se consigue utilizando un material polimérico cuyas propiedades físicas le confieren un carácter no conductor. El resto de los elementos de la sujeción (dos chapas metálicas planas, denominadas láminas elásticas, y dos tornillos de grapa, con sus correspondientes tuercas y arandelas, anclados en la riostra de acero que une los dos bloques de hormigón de la traviesa) ayudan a realizar la sujeción mecánica de la vía. Bajo el rail se ubica una placa de asiento de neopreno cuya función es la de absorber las vibraciones producidas por el paso del tren. En el esquema de la Figura 2 se ilustra un esquema general del dispositivo descrito.

Como complemento a estudios anteriores [2, 3, 4 y 5], en este artículo, se estudia el comportamiento de diferentes piezas aislantes, en cuanto al diseño y al material constituyente de las mismas, ante fenómenos de impacto. La circulación del tren por la vía induce un movimiento lateral brusco del carril con respecto de la traviesa, que se traduce en una sollicitación instantánea hacia el conjunto de la sujeción, capaz de provocar la rotura de las piezas aislantes en estudio.

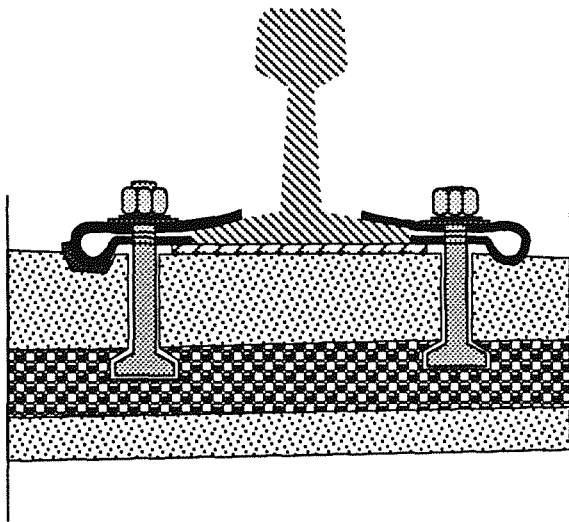


Fig. 1. Esquema de la sujeción RN

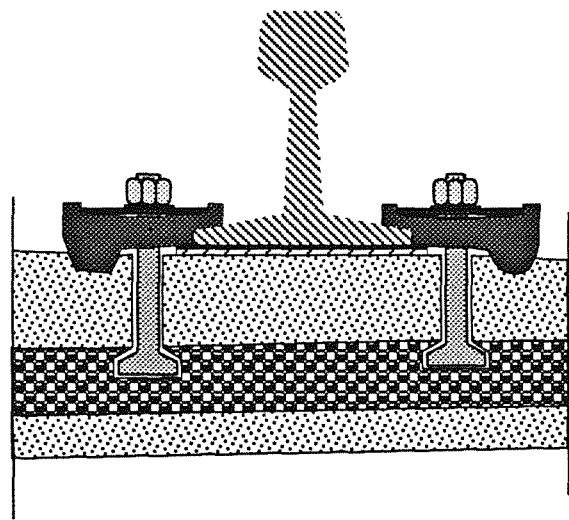


Fig. 2. Esquema de la sujeción P2

2. FENOMENOLOGIA DE IMPACTO

Las piezas poliméricas, que aíslan eléctricamente los carriles, además tienen como finalidad sujetar la vía para mantener el ancho de la misma, transmitiendo los esfuerzos generados por el paso del tren a las traviesas, siendo éstas las que finalmente los comunican al balasto, receptor y distribuidor último de las cargas. Estos esfuerzos originados no son de carácter estático, puesto que se producen en un brevísimo intervalo de tiempo, pudiendo asociarse a una carga de impacto.

Los factores que influyen en este fenómeno son la velocidad con que circulan los vehículos y el peso de los mismos, que es transmitido al carril sobre las piezas aislantes exteriores de la sujeción. Esta situación produce un desplazamiento transversal del carril con respecto de la traviesa, según el eje longitudinal de la

vía. Estos movimientos suceden en los tramos rectos ocasionados por el efecto del “movimiento de lazo”, originado por los vagones debido a los sobrecargos de la vía, en un caso, o al estrechamiento de la misma en otro. En las curvas estos desplazamientos transversales se originan por el efecto de la fuerza centrífuga que inducen los vehículos sobre el rail [6].

La puesta en servicio de la sujeción P2 en tramos experimentales de medias-altas prestaciones de funcionamiento, en cuanto a velocidad, pone en evidencia la existencia de roturas inesperadas cuya frecuencia depende fundamentalmente del material, siendo mayor en aquellas con material más rígido y resistente. Las piezas se homologan en función de su comportamiento mecánico ante esfuerzos estáticos, de fatiga y fluencia, para las que la tipología de rotura no guardan correlación con las observadas en vía [7]. Surge la necesidad de encontrar un ensayo de caracterización de las piezas ante sollicitaciones aplicadas a alta velocidad, capaz de justificar las roturas observadas en vía, lo que justifica el objetivo de este trabajo.

3. PROCESO EXPERIMENTAL

3.1 Material ensayado

Se estudian diferentes piezas aislantes P2, en función de su material de constitución y diseño. Los materiales objeto de ensayo, constituyentes de las piezas aislantes son: Resina acetálica (R, Rr); Poliamida 6 reforzada en un 25% con fibra de vidrio (P25); Poliamida 6.6 reforzada en un 30% con fibra de vidrio (P30r) y Poliamida 6.6 reforzada en un 35% con fibra de vidrio (P35r)

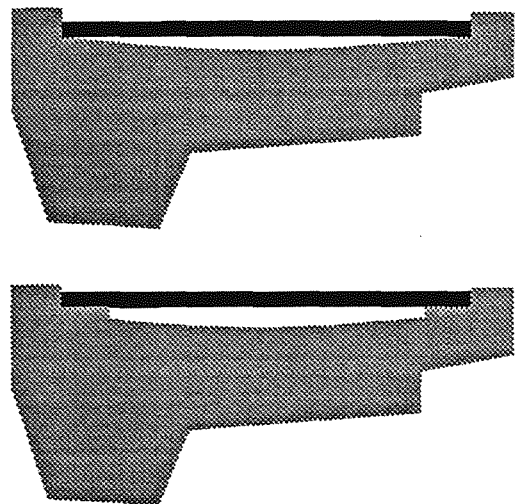


Fig. 3. Diseño de las piezas aislantes sin resaltes de apoyo y con ellos.

La Figura 3 muestra los dos diferentes diseños de las piezas aislantes considerados: sin resaltes de apoyo de lámina elástica, correspondiente a los materiales R y P25, y con resaltes de apoyo de lámina elástica, correspondiente a los materiales Rr, P30r y P35r.

La finalidad concreta de estos resaltes es la de proporcionar a la placa metálica de un mayor recorrido, evitando de este modo un contacto total indeseado entre ella y la propia pieza aislante al realizar el apriete de la sujeción, [2].

3.2. Metodología de ensayo

La Figura 4 muestra un esquema del dispositivo utilizado para la realización de los ensayos, diseñado de acuerdo con especificaciones y experiencias anteriores, [2, 3 y 7]. El conjunto reflejado en la Figura, reproduce fielmente las condiciones reales del montaje de la parte exterior de la sujeción en la vía. La definición del simulador del patín fue llevada a cabo tomando como patrón la geometría del carril correspondiente. Los rodillos además de guiar al patín eliminan el rozamiento entre éste y el soporte de acero, que simula el hueco de la traviesa donde se acomoda la pieza aislante exterior de la sujeción P2. Una perforación cilíndrica, de dimensiones adecuadas, permite el alojamiento del tornillo en el soporte, enriostandose a modo de grapa de igual forma a como lo hace en el perfil metálico que conecta los dos dados de hormigón de la traviesa. El útil descrito se posiciona del modo representado en la Figura, ya que los desplazamientos del actuador de la máquina de ensayos se producen según su eje vertical.

Una vez dispuesto el utillaje se procede a sujetar la pieza aislante entre las mordazas de la máquina de ensayos aplicando sobre la tuerca un par de apriete de 120 N.m, lo que provoca sobre el tornillo de grapa un esfuerzo de tracción inferior a 40 kN, que asegura un funcionamiento de la lámina metálica en régimen elástico y sin contacto físico con la pieza polimérica aislante de la sujeción, [4].

Los ensayos se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos, en control de posición aplicando un ciclo de onda cuadrada a una frecuencia de 3 Hz. Este tipo de onda fue seleccionado debido a que es la función de la máquina de ensayos que genera un escalón de desplazamiento a más alta velocidad. De este modo, se produce una acción violenta e instantánea del simulador del patín del carril sobre la pieza aislante exterior de la sujeción.

La aplicación de la onda sobre la pieza exterior es llevada a cabo como se ilustra en la Figura 5, siendo el tramo ABC el que interviene en el impacto inducido sobre la pieza, a través del patín del carril.

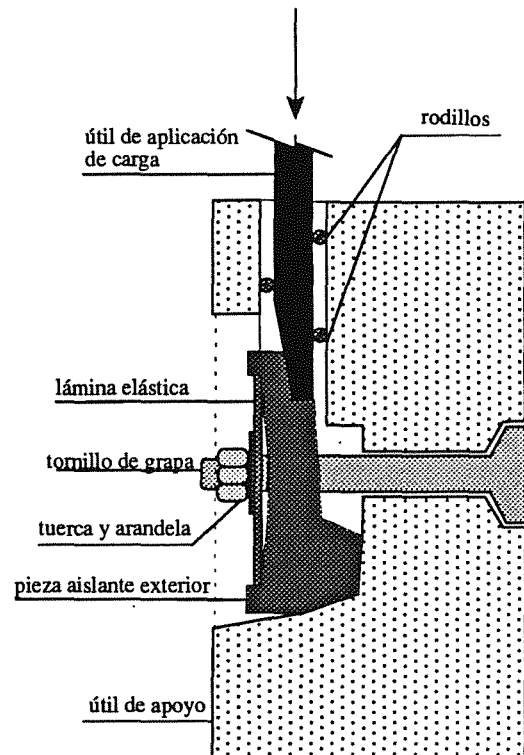


Fig. 4. Utillaje de aplicación de carga

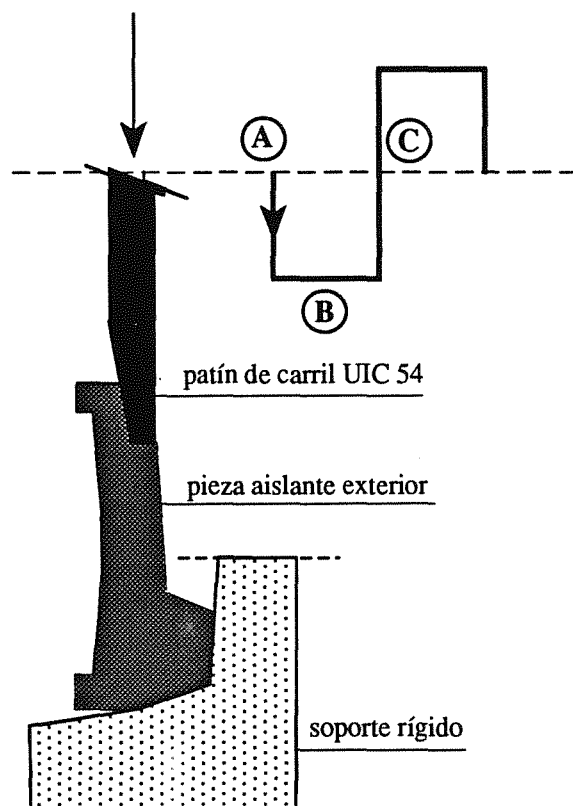


Fig. 5. Esquema de aplicación de la onda de carga

De cada pieza ensayada se obtiene el gráfico correspondiente al tramo ABC, representando en la Figura 6 en doble eje de ordenadas el desplazamiento del simulador del patín del carril y la fuerza generada sobre la pieza. En el eje de abscisas se representa el tiempo de duración de la onda. El tramo AB asociado al impacto producido sobre la pieza aislante, se produce en centésimas de segundo, siendo para este intervalo temporal la velocidad de aplicación del movimiento del pistón del orden de 0.1 m/seg.

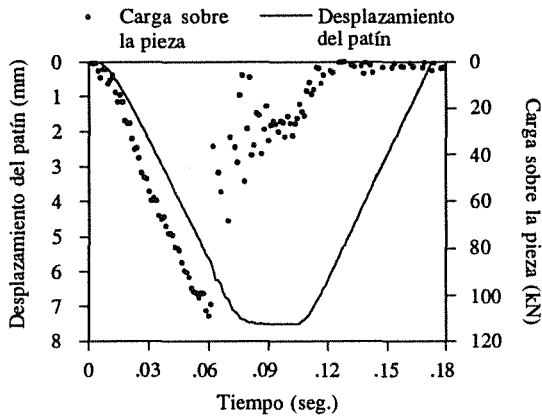


Fig. 6. Onda generada sobre la pieza aislante exterior

3.3. Resultados

De la Figura 6 se extraen los gráficos carga-desplazamiento de cada tipo de pieza ensayado hasta el instante de rotura. Los resultados, para todos los casos analizados aparecen en el gráfico de la Figura 7. De dicho gráfico se pueden determinar, para cada tipo de pieza, el desplazamiento del carril, la fuerza aplicada y la energía necesaria para provocar su rotura por impacto. Estos resultados aparecen reflejados en la Tabla 1.

Tabla 1. Valores de carga máxima, desplazamiento y energía absorbida en rotura.

MATERIAL	R	R _r	P25	P30 _r	P35 _r
CARGA MAXIMA DE ROTURA (kN)	94.08	101.72	82.61	104.49	109.09
DESPLAZAMIENTO A ROTURA (mm)	10.93	11.14	5.65	6.16	5.61
ENERGIA ABSORBIDA A ROTURA (kN.mm)	686.25	748.30	288.60	359.54	339.24

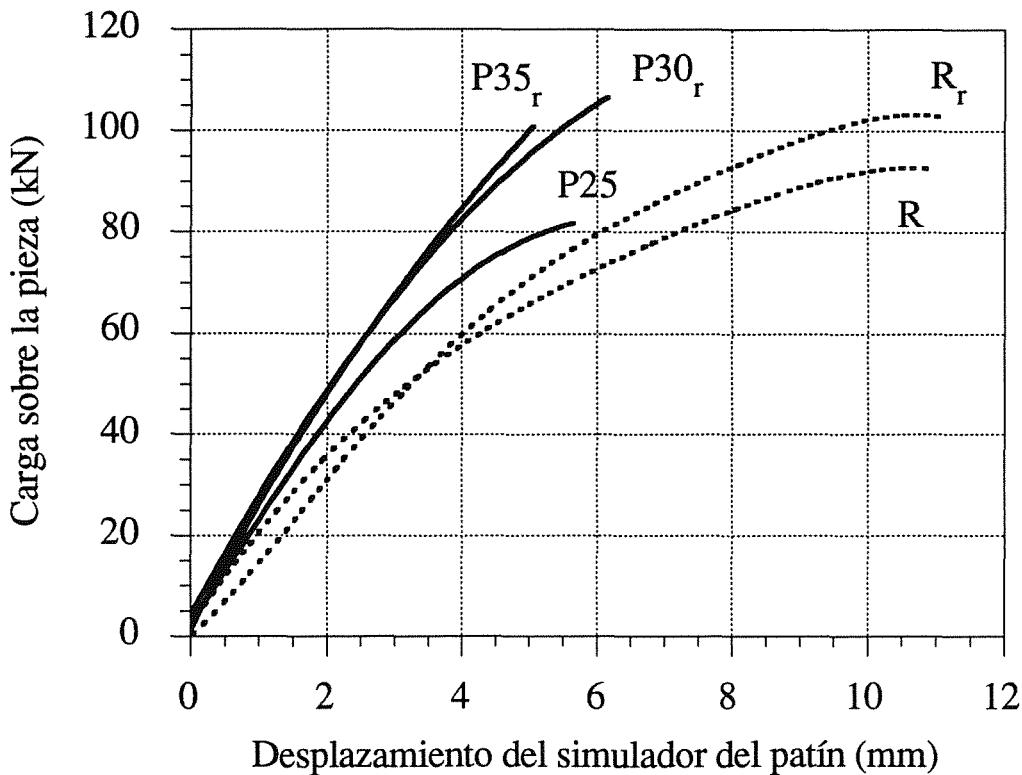
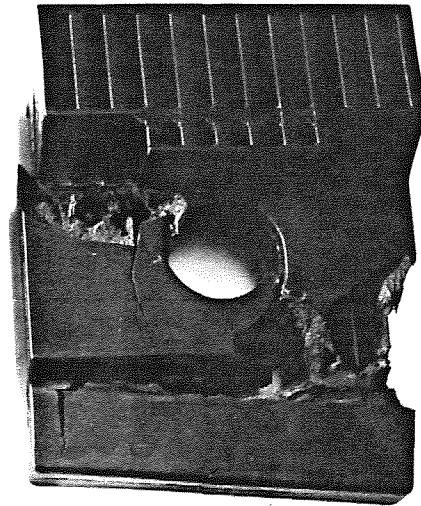
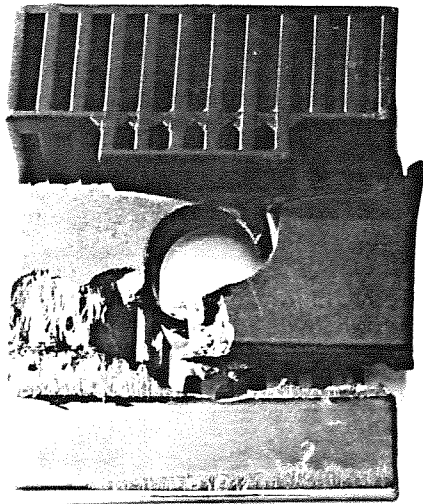


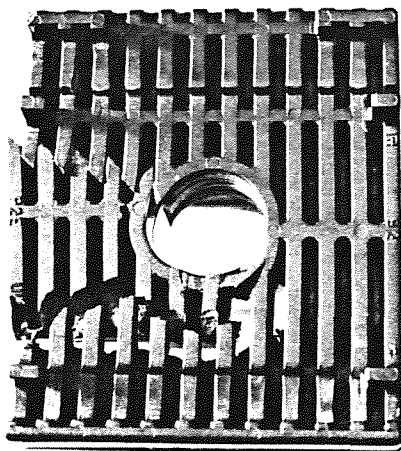
Fig. 7. Gráfico carga-desplazamiento de cada pieza ensayada

El aspecto que presentan las piezas de poliamida, más rígidas y frágiles (P25, P30r y P35r) tras el ensayo, es completamente similar al observado cuando las piezas rompen en la vía.

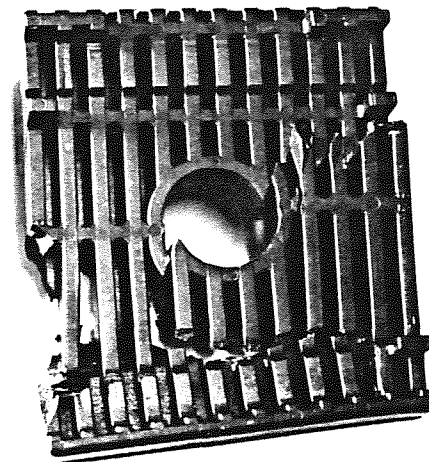
Como ejemplo en las fotografías de la Figura 8 se puede comparar el estado de la pieza colocada en la vía ferrea, rota tras el paso del tren (a) y el de la pieza ensayada en el laboratorio (b).



(b)



(a)



(b)

Fig.
Fotografías de rotura de las piezas

8
a) pieza colocada en vía
b) pieza ensayada en el laboratorio

Se puede establecer de la simple inspección ocular, que el ensayo de simulación de impacto realizado sobre las piezas aislantes es representativo del fenómeno dinámico de impacto que sufren las piezas instaladas en la vía.

Las piezas de resina acetálica (R, Rr) cuando rompen en laboratorio presentan una deformación remanente importante, también similar al observado en vía. No obstante, se debe notar que bajo los mismos desplazamientos que provocan el colapso de las piezas aislantes de poliamida, las piezas de resina acetálica mantienen su régimen de comportamiento elástico. Este fenómeno se refleja en el gráfico de la Figura 9. En ésta se puede observar el ciclo de histéresis que describe la pieza de resina acetálica, cuando sobre ella, en primera instancia, se aplica el recorrido que determina el fallo por fractura de la pieza de poliamida reforzada con fibra de vidrio, y posteriormente se retira dicho desplazamiento.

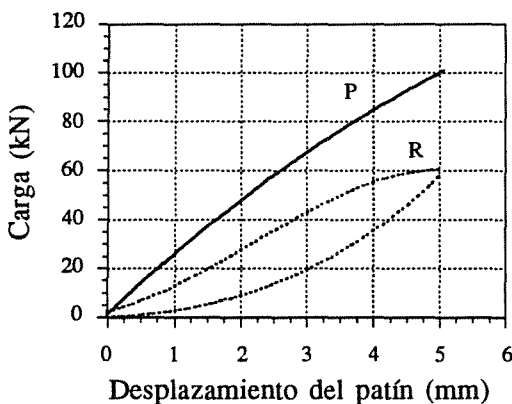


Fig. 9. Gráfico carga-desplazamiento de rotura para las piezas de poliamida reforzada con fibra de vidrio.

4. ANALISIS

Establecida la representatividad de los ensayos realizados y la importancia de la problemática en vía, se aprovechan los resultados de aquellos para definir tras su análisis criterios de optimización del diseño de las piezas.

a) La energía absorbida por las piezas aislantes durante el proceso de carga, se puede utilizar para establecer una medida indirecta de la tenacidad de los materiales poliméricos ensayados. La resina acetálica se muestra como material más tenaz que la poliamida. La tenacidad de la poliamida disminuye conforme aumenta el grado de refuerzo de fibra de vidrio con que se cargue a este material.

b) La rigidez de las piezas de poliamida ensayadas

aumenta con el grado de refuerzo, siendo la resina acetálica el material más flexible.

c) El comportamiento más rígido de la poliamida reforzada con fibra de vidrio, redonda en el hecho de ser capaz de soportar mayores cargas que la resina acetálica para los mismos desplazamientos del carril. No obstante, para desplazamientos superiores a 6 mm las piezas de poliamida quedan fuera de servicio, mientras que para las de resina acetálica es necesario duplicar este valor.

d) El efecto de los resaltes de soporte de la lámina metálica es menor que el establecido por el comportamiento del material. No obstante su influencia es siempre beneficiosa y deberían de ser incorporados en el diseño definitivo de la pieza aislante.

e) La inelasticidad observada en las piezas coformadas con resina acetálica, implica que sufran unas deformaciones remanentes, que en vía incidirían en una falta de conservación del ancho si los esfuerzos producidos sobre la pieza alcanzaran su campo de comportamiento plástico. Es de destacar que para los desplazamientos de rotura en poliamidas, las piezas de resina acetálica mantienen su régimen elástico.

5. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se derivan las siguientes conclusiones:

1ª El método de ensayo de simulación en laboratorio de los efectos dinámicos de impacto que se producen en vía sobre las piezas aislantes es válido para cuantificar los valores de fuerza, desplazamientos del carril y energía necesarios para producir el colapso de dicho sistema de sujeción de vía de ferrocarril.

2ª Estos parámetros permiten establecer criterios de selección del material que garanticen una mejor funcionalidad en vía. A pesar que la resina acetálica aporta mayor tenacidad y capacidad de deformación, alcanza deformaciones remanentes que pueden no conservar el ancho de vía. Sin embargo para las deformaciones que producen la rotura de las piezas realizadas en poliamida reforzada con fibra de vidrio, la resina acetálica continua trabajando en el rango de su comportamiento elástico.

3ª La solución al problema estriba en encontrar un compromiso entre ambos tipos de comportamiento. Un material con una buena capacidad de absorción de energía de deformación y dotado de una adecuada resistencia mecánica y un máximo rango de comportamiento elástico constituiría el polímero óptimo para inyectar en las piezas aislantes de la sujeción P2.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este artículo desean expresar su agradecimiento a las empresas TIFSA y RENFE su colaboración para llevar adelante el desarrollo de la investigación. Este agradecimiento se hace extensivo al Catedrático A. Valiente del Dpto. de Ciencia de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad Politécnica de Madrid.

7. BIBLIOGRAFIA

- [1] RENFE "La Sujeción P2". Marzo 1981.
- [2] Valiente, A.; Gilaberte, M. "Estudio experimental de la resistencia a la rotura y a la fatiga en sujeciones aislantes para traviesas bibloque de hormigón.
- [3] Casado, J. A.; Polanco, J. A.; Gutiérrez-Solana, F. Informe Técnico: "Aplicación de la Especificación Técnica 03.360.560.1 a distintos tipos de piezas aislantes de la sujeción P2". Santander, Noviembre, 1992.
- [4] Polanco, J. A.; Casado, J.A.; Gutiérrez-Solana, F. "Influencia del par de apriete en el comportamiento mecánico de las piezas aislantes P2 de sujeción de vía de ferrocarril". Santander, Septiembre, 1992.
- [5] Casado, J. A.; Polanco, J. A.; Gutiérrez-Solana, F. "Influencia de las condiciones ambientales en el comportamiento mecánico de las piezas aislantes P2 de sujeción de vía de ferrocarril". Santander, Septiembre, 1993.
- [6] Beltrán, J. M. Dupont. "Sujeción aislante P2". Marzo, 1993.
- [7] RENFE. "Especificación Técnica para el suministro y homologación de piezas aislantes de la sujeción P2". Especificación Técnica 03.360.560.1. Madrid. Primera edición. Septiembre , 1990.

ESTUDIO DEL DETERIORO DE CARCASAS DE Ti 6Al 4V

J. Estevas-Guilmain, E. Erauzkin, E. Belza, C. Mtnez. Arnaiz.

Industria de Turbopropulsores, SA.
Parque Tecnológico, Edif. 300, 48016 Zamudio.

Resumen. Algunas carcasas para turbinas de aviación están fabricadas en aleación de titanio Ti 6Al 4V. Estas piezas pueden sufrir sobrecalentamientos repentinos y puntuales que alteren su microestructura y sus propiedades mecánicas, debiendo considerarse su recambio. Se ha realizado un estudio del deterioro mediante una simulación en laboratorio realizando tratamientos térmicos tanto en un horno como mediante soplete para diferentes temperaturas y tiempos. Este último tratamiento pretende simular las condiciones de fallo reales. Los tratamientos hasta 700°C no inducen cambios microestructurales apreciables. A 800°C se aprecia recristalización de la microestructura y a 900°C la transformación de la fase alfa primaria en forma acicular. A partir de 600°C aparece una capa frágil en la superficie. Estos cambios microestructurales han producido un aumento de la resistencia a tracción y disminución de la ductilidad en el material a medida que aumenta la temperatura de tratamiento, con la excepción de la microestructura recristalizada.

Abstract. Some casings in aerospace turbines are made with titanium alloy Ti 6Al 4V. These parts may suffer sudden and localised overheating that induces changes in their microstructure and mechanical properties. In such cases, replacement could be necessary. Simulation of the damaging process has been made in the laboratory making different heat treatments in an oven and with a torch with different temperature and time combinations. The use of a torch seeks realistic failure conditions. Heat treatments at temperatures up to 700°C show no microstructural change. At 800°C recrystallization of the microstructure takes place and transformation of primary alpha phase to acicular occurs at 900°C. From 600°C onwards, a brittle alpha case grows on the surface. These microstructural changes produce an increase in mechanical strength and decrease in ductility as treatment temperature is increased, with the exception of recrystallized microstructure.

1. INTRODUCCION

Ante los diferentes casos de sobrecalentamiento encontrados en diferentes elementos de Ti 6Al 4V, se plantea la disyuntiva de su continuidad o recambio sin elementos de juicio bien afirmados para ello. Normalmente, en pruebas de banco el tema puede ser menos trascendente, pero el problema para motores de vuelo puede ser más grave [1].

2. OBJETIVOS

Se ha realizado una simulación de diferentes calentamientos sobre una chapa de Ti 6Al 4V para obtener una correlación entre el deterioro superficial y microestructural, propiedades mecánicas, aspecto exterior y temperatura de tratamiento.

El fin de esta correlación estriba en determinar si una pieza que ha estado en servicio es capaz de seguir prestándolo con garantía una vez que se ha detectado un sobrecalentamiento en ellas.

Por último, se desea cuantificar el grado de sobrecalentamiento alcanzado a partir del aspecto superficial de la pieza en cuestión.

3. EXPERIMENTAL

3.1 Material

Las muestras ensayadas son chapas de Ti 6Al 4V conforme a la especificación AMS 4911 F de 100x50x1,5 mm³.

El tratamiento térmico de suministro consiste en un recocido de laminación a 788 °C durante 15 minutos y enfriamiento al aire. Todas las probetas proceden de la misma colada.

La composición química de la aleación utilizada (% peso) es la reflejada en la siguiente tabla.

C	N	Fe	Al	V	Y ppm	O	H ppm
0.02	0.017	0.19	6.16	3.88	<50	0.116	40

Tabla 1. Composición química de la aleación utilizada.

Las propiedades mecánicas en el estado de recepción, medidas en probetas de dirección longitudinal se presentan a continuación:

Resistencia Ultima	Límite elástico (0,2%)	Alargam.	Temperatura
1022 MPa	990 MPa	12,5 %	TA

Tabla 2. Propiedades mecánicas de la aleación en condición de suministro.

3.2 Tratamientos

Se ha intentado simular dos modos diferentes de sobrecalentamiento: puntual y uniforme.

El primero de ellos reproduce las condiciones sufridas por una carcasa cuando en el motor se produce un sobrecalentamiento instantáneo, por ejemplo, dardos de combustible procedentes de la combustión o soldaduras puntuales de elementos de control. Estas condiciones se simulan en laboratorio mediante el calentamiento de la chapa con soplete de llama oxiacetilénica, controlándose la temperatura de la chapa mediante un pirómetro de contacto.

Este calentamiento es, por supuesto, no uniforme. Sólo un trozo de la chapa es mantenido a la temperatura deseada con lo que aparecen gradientes de temperatura, lo que implica un gradiente en los cambios microestructurales introducidos en la chapa por el tratamiento.

En orden a obtener un deterioro que sea dependiente exclusivamente de la temperatura aplicada y no de la porción de chapa que se observa, se procedió a la aplicación de calentamientos en horno. Las chapas fueron introducidas en él a temperatura ambiente y calentadas posteriormente a la temperatura deseada. En este caso, todo el volumen de material es sometido a las mismas condiciones de temperatura y cualquier parte de él puede ser considerada representativa del daño sufrido.

Además de lo expuesto, ambos tratamientos presentan una gran diferencia: la velocidad de cambio en el flujo de calor aplicado, tanto al calentar como en el enfriamiento de la chapa.

En el caso de calentamiento en horno, la chapa es calentada uniformemente en un tiempo de aproximadamente 60 minutos, mientras que en el caso de la aplicación de soplete, la temperatura deseada se alcanza en unos pocos minutos.

El enfriamiento de las muestras se produce al aire en ambos casos. Las muestras calentadas con soplete, al tener un volumen de material caliente mucho menor enfrían a su vez en un tiempo menor, lo que puede llegar a modificar la microestructura obtenida desde una temperatura dada con respecto a la que se obtendría si toda la chapa se encontrase a la misma temperatura.

Las temperaturas ensayadas son: 400, 500, 600, 700, 800 y 900 °C. Los calentamientos con soplete incluyen además la temperatura de 1200 °C (aprox.).

Los tiempos durante los cuales estas temperaturas han sido mantenidas varían según el método de calentamiento empleado:

- horno: 10, 15, 30, 60, 120, 240 minutos.
- soplete: 1, 5, 10 minutos. A 1200 °C se calentó durante 30 seg. y hasta atravesar la chapa.

4. RESULTADOS

A continuación se exponen los resultados obtenidos en cuanto a microestructura, oxidación y propiedades mecánicas y físicas.

4.1. Microestructura

La microestructura de las diferentes muestras corresponde a probetas cortadas longitudinalmente y observadas en microscopio óptico de 1000 aumentos. La dirección de laminación se corresponde con la horizontal.

4.1.1. Material base

La microestructura del material base es la típica del material cuando ha sido sometido a un proceso de laminación en caliente: una estructura de granos alfa no recristalizados totalmente y presencia de partículas beta mayoritariamente en juntas triples. Los granos alfa no recristalizados presentan una clara deformación en la dirección de laminación. Esta anisotropía en la microestructura no se elimina por recristalización dinámica durante la laminación ni con el recocido de laminación posterior.

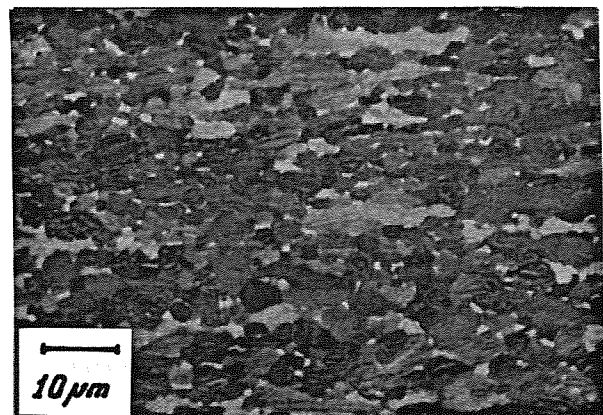


Figura 1. Material en estado de recepción.

4.1.2. Material calentado en horno

Las chapas calentadas en horno entre 400 °C y 600 °C durante cualquiera de los tiempos de ensayo no presentan variación microestructural apreciable en microscopio óptico.

El tratamiento a 700 °C y tiempo de 15 min. produce una microestructura similar a las del material virgen con la presencia añadida de nuevos granos alfa procedentes de recristalización. El tamaño de estos granos es pequeño comparado con los que se observa en procesos de recristalización completos.

A partir de 30 minutos a 700°C se puede observar la creación de nuevas juntas de grano en aquellas áreas que el recocido de laminación no ha recristalizado.

Tiempos de 120 y 240 min. no consiguen nuclear nuevos granos (no hay suficiente energía de deformación almacenada en la microestructura). Sin embargo, el aumento del tiempo de mantenimiento hace crecer los granos alfa equiaxiales.

Los tratamientos a 800 °C muestran la presencia de microestructura recristalizada. Para cualquier tiempo de tratamiento la mayoría de la microestructura consiste en granos alfa equiaxiales, existiendo cierto porcentaje de alfa en placas después de 15 min. en horno que tiende a desaparecer a medida que el tiempo aumenta. A los 120 min. la estructura se encuentra totalmente recristalizada. Aumentando el tiempo se consigue un crecimiento del grano. En estas condiciones se observa una distribución bimodal de los granos equiaxiales: una parte de ellos presenta el tamaño pequeño que se observa al iniciarse la recristalización (por ejemplo, 700 °C- 15 min) mediante la nucleación de nuevos granos, mientras que el resto tiene un tamaño varias veces superior y corresponde al proceso de formación de juntas de grano (apreciado a 700°C-30 min).

La fase beta que hasta ahora se mostraba en puntos de juntas triples aparece a esta temperatura distribuida a lo largo de las juntas de grano, apreciable solamente en algunas zonas (figura 2).

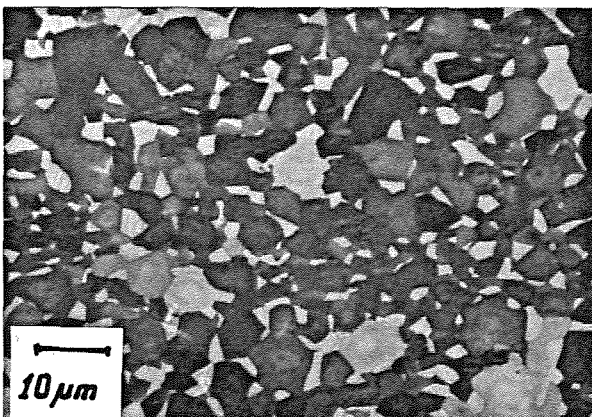


Figura 2. Tratamiento 800°C/240 min. en horno.

El calentamiento a 900 °C es claramente diferente a los anteriores, incluso con sólo 15 min. en horno. En todos los casos nos encontramos con una mezcla de alfa equiaxial recristalizado y alfa secundario acicular. La estructura acicular se genera por proceso de nucleación y crecimiento según planos cristalográficos. Las agujas son groseras a los 10 min. en horno mientras que va afinándose a medida que el tiempo aumenta (figura 3).

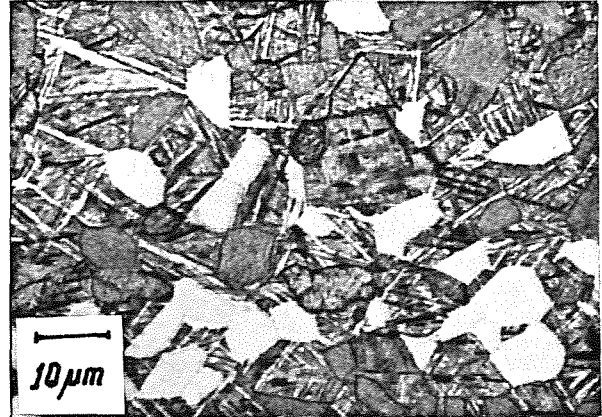


Figura 3. Tratamiento 900°C/240 min. en horno.

4.1.3. Material calentado con soplete

Los tratamientos a 500 °C, con tiempos entre 5 y 10 min. no modifican la microestructura del material virgen. Este hecho se repite al calentar a 600 °C durante 10 min. e incluso a 700 °C durante 5 min.

Cuando el calentamiento a 700 °C dura 10 min. la microestructura observada es completamente diferente. Encontramos una estructura compuesta por placas alfa gruesas orientadas en grupos aleatoriamente y la fase beta residente entre placas. Comparando con el tratamiento en horno a la misma temperatura, podemos apreciar la influencia de la velocidad de enfriamiento en la microestructura obtenida, pues en este caso se posibilita el proceso de nucleación y crecimiento de la fase alfa frente a una microestructura equiaxial que se obtendría mediante enfriamientos lentos en horno (figura 4).

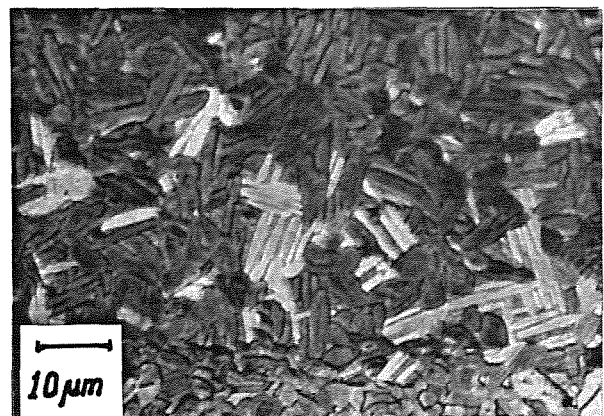


Figura 4. Tratamiento 700°C/10 min. con soplete.

El calentamiento a 800 °C produce una microestructura dependiente del tiempo de mantenimiento. Con 1 min. de soplete encontramos la microestructura original con indicios de restauración. A los 5 min. se ha pasado al crecimiento de granos similar al observado calentando en horno a 800 °C durante 15 min, es decir, inicio del proceso de recristalización. Cuando el calentamiento con soplete dura 15 min. observamos otra vez el efecto de la velocidad de enfriamiento, que combinado con una temperatura superior produce una microestructura alfa acicular más fina debido al rápido enfriamiento en aire donde se aprecian las fronteras de grano beta anteriores [2].

El calentamiento a 900 °C también presenta diferencias en función del tiempo. Si éste es de 1 min. se adivina la presencia de fronteras de grano beta previas, siendo la estructura alfa acicular grosera. Si el tiempo es de 5 ó 10 min. encontramos una matriz acicular alfa fina con las fronteras de grano beta previas (figura 5).

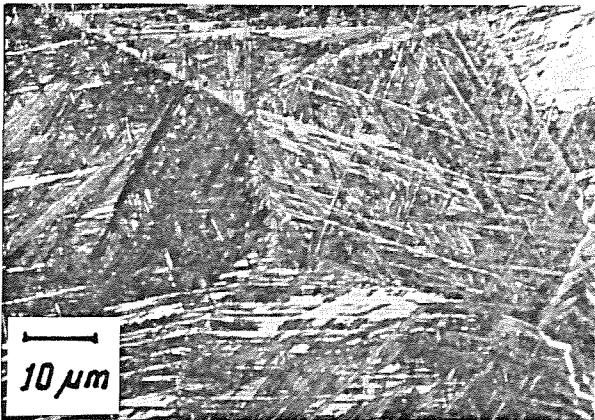


Figura 5. Tratamiento a 900°C/5 min. con soplete.

El hecho de que aparezcan las fronteras de grano beta previas hace pensar que estos tratamientos se hayan realizado por encima de la temperatura de transición beta.

Otra vez se aprecia el afino de la microestructura con tiempos crecientes de tratamiento.

4.2 Oxidación

Se ha realizado la medición cualitativa y cuantitativa de la oxidación superficial de las chapas sometidas a los diferentes tratamientos, en el primer caso mediante el fotografiado en color de las muestras y en el segundo mediante la medición de la profundidad de la capa alfa.

4.2.1. Observación superficial

Los resultados obtenidos en cuanto a coloración de las chapas se pueden observar en las fotografías adjuntas. En el caso de calentamiento en horno, entre 500 °C-30 min. y 600 °C-10 min. se observa coloración azulada, de escasa profundidad, pues no se detecta en las secciones de

las chapas. A partir de ahí, la coloración se torna amarronada, coincidente con la presencia de capa alfa. Esta capa de óxido es frágil y se desconcha a partir de 800 °C-30 min. con un espesor mayor de 0,02 mm. (ver 4.2.2). Una vez desconchada la capa de óxido frágil, aparece una coloración grisácea.

A 900 °C encontramos otra superficie diferente, más rugosa, debido al completo desconchamiento de la primera capa de óxido y a la diferencia en coeficientes de dilatación térmica de material base y capa óxida.

En las muestras calentadas con soplete se puede apreciar claramente el gradiente de temperatura creado por este método. Se podría comparar el color de cada círculo con los resultados obtenidos mediante calentamientos en horno que presentan distribuciones de temperatura uniformes.

4.2.2 Capa alfa

Para la medición de la profundidad de capa alfa se ha procedido a la sección de la chapa, ataque y observación visual a 1000 aumentos. La presencia de capa alfa derivada de calentamientos en horno no se detecta hasta 600 °C-240 min. mostrando un espesor de aprox. 2,5 µm. A partir de esta combinación temperatura-tiempo, la capa alfa es apreciable en todas las muestras calentadas en horno. Los resultados se muestran en las figuras 6 y 7.

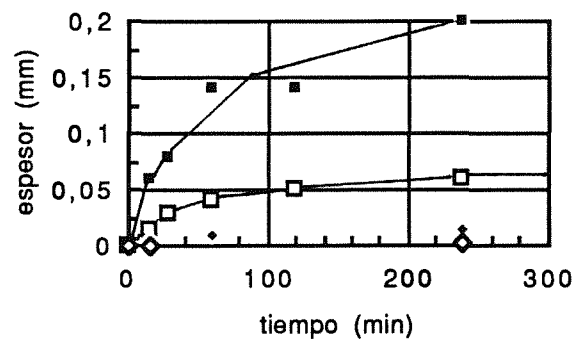


Figura 6. Espesor capa alfa en función del tiempo para tratamientos en horno (◇) 600°C, (◆) 700°C, (□) 800°C, (■) 900°C.

Se puede apreciar que la profundidad de la capa de óxido obedece una ley parabólica,

$$d/2 = A * t^{1/2} \quad (1)$$

donde A = parámetro dependiente de la temperatura,

t = tiempo,

d = espesor capa alfa.

En el caso de calentamientos con soplete, los resultados muestran una profundidad de capa alfa acelerada con el tiempo, relacionado con la forma de aportar calor mediante este método.

La aparición de capa alfa es claramente nociva debido a su fragilidad. Se ha demostrado en numerosas ocasiones que una capa frágil agrietada supone una concentración de tensiones que acelera la velocidad de propagación de grietas, incrementándose ésta en 1 ó 2 órdenes de magnitud [3].

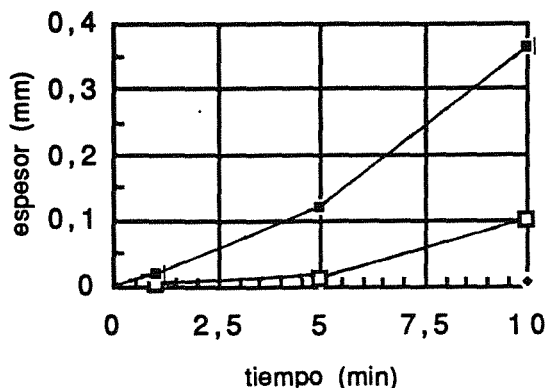


Figura 7. Espesor capa alfa en función del tiempo para tratamientos con soplete.(◆) 700°C, (◻) 800°C, (■) 900°C.

4.2.3 Propiedades mecánicas y físicas

4.2.3.1. Dureza

Es un hecho ampliamente conocido que en las aleaciones de titanio no se puede relacionar la dureza con las propiedades mecánicas, por lo que éstas deberán ser medidas mediante ensayos específicos. Sin embargo nos permite comparar la fragilidad de la capa alfa formada sobre la superficie de las chapas con la de la aleación.

De las mediciones de dureza en secciones metalográficas se desprende que existe gran variación en las mediciones, a pesar de que cada valor mostrado es una media aritmética de cuatro mediciones. Los resultados se pueden contemplar en las figuras 8 y 9, donde se observa que a alta temperatura (900 °C) la dureza aumenta entre el 5 y 10 %.

La dureza de la capa alfa es claramente superior a la encontrada en la aleación alfa-beta:

Probeta	Dureza (HV0,5)
8-60H	346
8-240H	398
9-15H	418
9-60H	474
9-240H	474
9-5S	414
12-30SS	484
12-AS	499

Tabla 3. Dureza de la capa alfa en diferentes probetas.

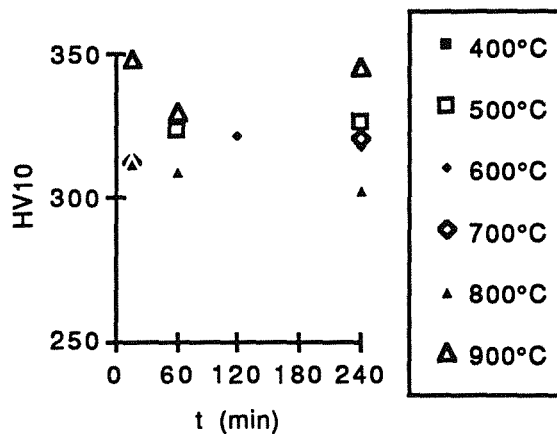


Figura 8. Dureza en función del tiempo. Tratamientos en horno.

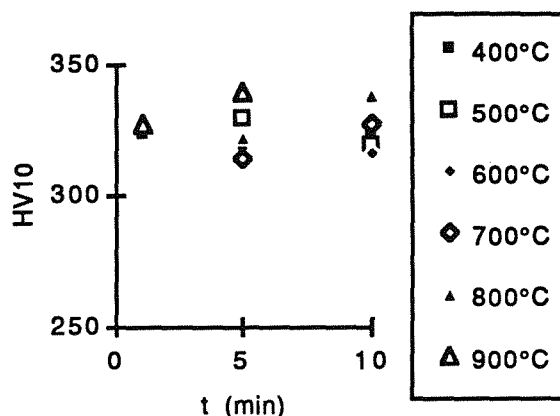


Figura 9. Dureza en función del tiempo. Tratamientos con soplete.

4.2.3.2. Resistencia mecánica

Un determinado número de chapas se han mecanizado en forma de probetas de tracción, con una sección de 1,2x8,5 mm² y una longitud de medida de 35 mm. Las probetas han sido mecanizadas a partir de material sometido a calentamiento sin ningún tipo de tratamiento posterior. Se ha seguido el procedimiento descrito en la norma ASTM A 370-87. Las probetas ensayadas son las siguientes (todas calentadas en horno):

Temp.	Tiempo
500	120
600	60
700	120
800	10
900	10
°C	min.

Tabla 4. Probetas ensayadas a tracción.

Los resultados se pueden ver en las figuras siguientes (figs 10 y 11) y de ellos se deduce que la exposición a temperatura implica un ligero aumento en la resistencia del material, elevando su límite elástico y disminuyendo su ductilidad, debido al envejecimiento. Esta relación inversa entre límite elástico y ductilidad es similar a la mostrada por aleaciones de base Fe ó Ni.

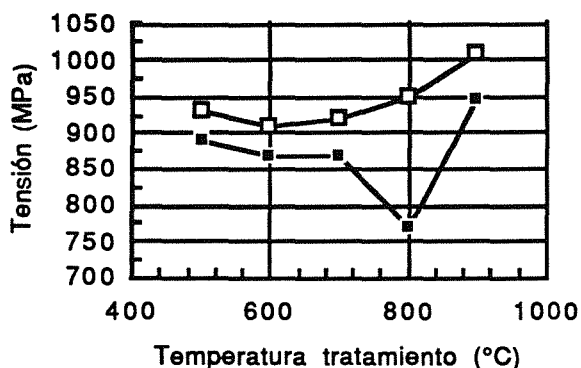


Figura 10. Resistencia última (□) y límite elástico (■) en función de la temperatura.

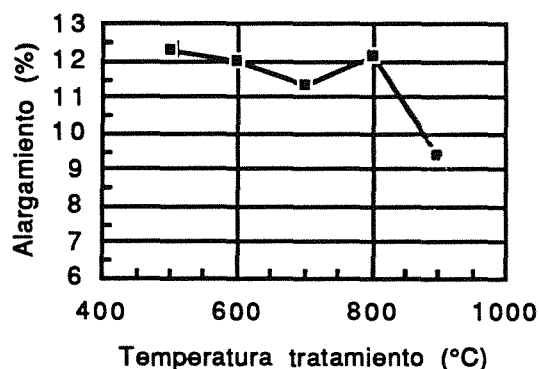


Figura 11. Alargamiento en función de la temperatura.

En el caso de la muestra 800 °C-10 min., nos encontramos con una estructura de granos alfa recristalizados y equiaxiales, lo que supone una estructura más dúctil a la vez de presentar menor límite elástico. A medida que aumente el tiempo y crezca el tamaño de grano, las propiedades caerán. El menor límite elástico de la muestra 800°C-10min se explica por la regeneración sufrida por el material, mediante la cual se ha eliminado la estructura de dislocaciones generada en el proceso de laminación. Este estructura de dislocaciones aumentaría el límite elástico en el caso de microestructuras mixtas como las obtenidas con $T < 700$ °C (granos alfa alargados y beta globular). En el caso de tratamientos a $T = 900$ °C (placas finas de alfa y beta alternadas), las propiedades mecánicas se acercan a las de un tratamiento en la región beta con aumento de resistencia y tenacidad a costa de disminuir drásticamente la ductilidad. Otros autores [4] sugieren que el aumento

de resistencia en microestructuras aciculares se debe a la dificultad del deslizamiento a traspasar las fronteras entre las fases hpc/bcc. En este caso la deformación está más restringida debido a una microestructura más fina lo que implica la caída en la ductilidad.

5. CONCLUSION

Se ha sometido a tratamientos térmicos en horno y mediante calentamiento con soplete chapa de aleación Ti 6Al 4V durante diferentes tiempos a diversas temperaturas.

Se observa la aparición de capa alfa a partir de 600 °C y 240 min. y temperaturas superiores con cualquier tiempo cuando se calienta uniformemente en horno. La oxidación de esta aleación de titanio obedece una ley parabólica en el rango de temperaturas y tiempos observado.

Microestructuralmente no se observan cambios cuando se calienta entre 500 y 700 °C. A partir de aquí, las placas alfa alargadas forman granos equiaxiales hasta alcanzar la temperatura de 900 °C, donde comienza a aparecer estructura acicular. Esta microestructura es menos dúctil que la original, además de más dura.

Estas observaciones nos permiten sugerir límites en cuanto a la temperatura que pueden alcanzar piezas durante su uso. Este límite dependerá de la aplicación y requerimientos de cada pieza en concreto.

Los estudios que se pueden encontrar en la literatura muestran que estructuras aciculares obtenidas mediante tratamientos en la región beta son las que presentan una mejor tenacidad. Si el tratamiento se realiza en la región alfa+beta (930-940 °C) se obtiene la mejor combinación entre tenacidad y resistencia, mientras que los tratamientos realizados a temperaturas inferiores no llevan a ninguna conclusión clara respecto al cambio en las propiedades mecánicas [5].

En cuanto a la velocidad de propagación de grietas, revisando la bibliografía existente, se ha observado [6,8] que es función de la microestructura. Aquella obtenida por tratamientos en la región beta presenta la menor velocidad, seguida por microestructuras derivadas de recocidos de recristalización y de tratamiento de solubilización y sobre-envejecimiento (STOA) y por último, la microestructura que presenta mayor velocidad de propagación es la derivada del recocido de laminación. De estos trabajos se deduce que cualquier tipo de tratamiento efectuado sobre un recocido de laminación hará disminuir la velocidad de propagación de grietas, por lo que esta propiedad no se ve mermada en ningún caso.

En el caso de que la pieza tenga requerimientos estructurales, ésta no podrá sobrepasar la temperatura de 500 °C pues la ductilidad cae y la presencia de capa alfa supone una merma en su resistencia a la fatiga, pues es fácilmente agrietable lo que significa perder gran parte de

su vida útil debido a la rápida iniciación de grietas. En el caso de chapas de pequeño espesor como ocurre en la mayor parte de las carcasas de motores, el periodo de propagación de grietas es muy inferior al de iniciación, con lo que la presencia de una grieta supone prácticamente el fin de la vida a fatiga de la pieza. A pesar de que se puedan mejorar la tenacidad o velocidad de propagación de grietas, calentamientos por encima de 600 °C no son aceptables.

A la temperatura de 500 °C la superficie debe de presentar un color amarillento, ocre o azulado. Por el contrario, un color marrón o gris significaría haber rebasado la barrera de los 600 °C, con la consiguiente aparición de la frágil capa alfa susceptible de agrietarse y acelerar el crecimiento de grietas si la pieza está sometida a cargas variables.

En cualquier caso, la superficie en cuestión debe de presentarse lisa, pues la rugosidad es signo inequívoco de desprendimiento de escamas óxidas.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer su colaboración a A.M. Irisarri (INASMET) y A.M. Sierra así como a ITP SA por permitir la publicación de este trabajo.

7. BIBLIOGRAFIA

[1]. Documento interno. ITP.

[2] Irisarri A.M., Metalurgia del Titanio y sus Aleaciones. INASMET (1990).

[3] Rhys-Jones T.N., Bressers J., Buckley M.M. "Thermo Mechanical Fatigue of Advanced Turbine Blade Materials". Proceedings of "Thermo-Mechanical Fatigue", London, 1992. The Institute of materials, Londres.

[4] Williams J.C., Starke E.A. "The Role of Thermomechanical Processing in Tailoring the Properties of Aluminium and Titanium Alloys" G.Krauss Ed, capítulo 7. American Society for Metals, (1984).

[5] Plaza L.M., Irisarri A.M., Gil-Negrete A. "Improvement of Ti-6Al-4V Fracture Toughness by Sub-Transus Heat Treatment". Scripta Metallurgica et Materialia, vol 24 No. 9. pp 1765-1769 (1990).

[6] Chesnutt J.C., Rhodes C.G., Williams J.C. "Relationship Between Mechanical Properties, Microstructure and Fracture Topography in $\alpha+\beta$ Titanium Alloys". Fractography-Microscopic Cracking Processes. ASTM STP 600, American Society for Testing and Materials, pp.99-138 (1976).

[7] Lapman S., "Wrought Titanium and Titanium Alloys", Metals Handbook, 10th Ed, Vol 2. ASM International, pp 592-633 (1990).

[8] Harrigan, M.J., Kaplan, M.P., Sommer, A.W. "Effect of Chemistry and Heat Treatment on the Fracture Properties of Ti-6Al-4V Alloy." fracture Prevention And Control, 1974. pp 225-254.

ESTUDIO DE LA ESTABILIDAD DE PRESAS DE GRAVEDAD MEDIANTE MECANICA DE LA FRACTURA

J. Gálvez, J. Llorca y M. Elices,
Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. 28040 Madrid. ESPAÑA

Resumen: En este trabajo se analiza la estabilidad de presas de gravedad de hormigón en masa por medio de Mecánica de la Fractura Elástica Lineal. El estudio se hace para diversas alturas de presa y para las combinaciones de acciones prescritas por la Normativa Española de Grandes Presas; los resultados se comparan con los correspondientes al análisis por un método clásico, obteniéndose una buena concordancia. Finalmente, se enumeran las ventajas del empleo de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal como complemento a los métodos clásicos.

Abstract: The safety of cracked concrete gravity dams under various loading conditions is analyzed using Fracture Mechanics. The application of this methodology to dam fracture problems is explained in detail, and the results are compared with those obtained from the classic analysis. They are found to be in good agreement, showing that Fracture Mechanics can be used with confidence in the analysis of cracked dams. Finally, the advantages of this new tool over the standard approaches are discussed.

1. INTRODUCCION

Durante los últimos cuarenta años los métodos de cálculo y análisis de presas han evolucionado de manera importante. En la fase previa a los ordenadores, se analizaba la estabilidad frente a vuelco en las presas de gravedad considerandolas como una viga empotrada en el terreno, en la que las tracciones en el pie de aguas arriba no debían superar un cierto límite. Métodos más afinados fueron empleados para el cálculo de presas arco, en régimen elástico. La aparición de los ordenadores, y la implementación de los métodos de elementos finitos, a finales de los sesenta, permitió contemplar combinaciones de carga más complejas e introducir nuevas leyes de comportamiento en los materiales, incluidas no linealidades. Sin embargo, la fisuración de las presas sigue constituyendo un problema importante, como ha sido puesto de relieve en recientes congresos [1 a 3]. El origen de las grietas en las presas es muy variado, aunque son frecuentes los problemas debidos a aspectos del comportamiento del material no incluidos en el cálculo (aspectos reológicos del hormigón, expansividad, rigidez del cemento), cargas

no contempladas (gradientes térmicos, presiones intersticiales, movimientos relativos del terreno) o simplemente el deterioro sufrido por el paso del tiempo. Ejemplo reales de estos problemas se pueden encontrar en las memorias de los congresos arriba citados.

Por otro lado, el envejecimiento progresivo de las presas hace que las tareas de reparación y conservación cobren importancia creciente. En este campo la Mecánica de la Fractura se presenta como una herramienta útil y de interés para afrontar estos problemas. Ha sido empleada con éxito en otros campos de la ingeniería, y varios grupos de investigadores la han empezado a utilizar en la ingeniería de presas [4 a 7]. Esta comunicación presenta la aplicación del método a un caso sencillo, la estabilidad de presas de gravedad fisuradas, y compara los resultados con los correspondientes al análisis clásico.

2. METODO CLASICO

El análisis de la estabilidad de una presa de gravedad por el método clásico se basa en una doble condición,

que ha de cumplirse para todas las combinaciones de carga: estabilidad y resistencia. La primera de las condiciones -estabilidad frente a vuelco y deslizamiento- determina el dimensionamiento de la presa. En general, una presa estable, de hasta más de 100 m de altura [8], cumple la condición de resistencia (tensiones inferiores a un cierto límite). Sin embargo, se exige que estas presas no presenten tracciones en el pie de aguas arriba, condición más restrictiva que la simple estabilidad a vuelco.

A una presa, con una grieta horizontal en el pie de aguas arriba, se aplica el criterio tensional en el extremo de la grieta. Para el análisis tensional, consideramos una presa de gravedad de sección triangular, con una grieta horizontal de longitud a , como se indica en la Figura 1. Las acciones que se consideran son: el empuje del agua en el paramento aguas arriba de la presa (E), el peso propio de la presa (W) y la presión hidrostática en el interior de la grieta (P). La presa se analiza como una viga en voladizo, con sección resistente el ligamento no fisurado, de longitud $s-a$ (Figura 1). La tracción en el extremo de la grieta, σ_c , se calcula por Resistencia de Materiales, estableciendo como criterio de diseño $\sigma_c \leq 0$.

La estabilidad frente a deslizamiento se estudia por la teoría de Mohr-Coulomb, incluyendo la cohesión si es que existe. Esta condición no es de interés en el presente estudio y no será tenida en cuenta más adelante.

3. PLANTEAMIENTO BASADO EN LA MECANICA DE LA FRACTURA

La aplicación de un modelo en el que se supone que el hormigón no resiste tracciones (modelo "no-tension") a presas de gravedad parece, en principio, un modo sencillo y seguro de abordar el problema. Sin embargo, como ha demostrado Bazant [9], superado un tamaño crítico de grieta, el empleo de este método puede conducir a resultados que están del lado de la inseguridad. La causa está en que el hormigón resiste tracciones moderadas y la energía elástica almacenada en las zonas traccionadas se puede liberar en el fondo de la grieta, ayudando a su propagación. Esta liberación de energía, gastada en el crecimiento de la grieta, sólo puede ser captada mediante los criterios de Mecánica de la Fractura.

En piezas de hormigón de gran tamaño, como son las presas de gravedad, es aplicable la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal [10]. El criterio se basa en considerar que la zona donde tienen lugar los procesos de fractura, junto al extremo de la grieta, es muy pequeña comparada con las dimensiones de la presa y con el tamaño de la propia grieta. Se ha definido [11] la longitud característica del material, l_{ch} , como parámetro de control del tamaño de la zona afectada por la propagación de la grieta:

$$l_{ch} = \frac{G_F E'}{\sigma_t^2} \quad (1)$$

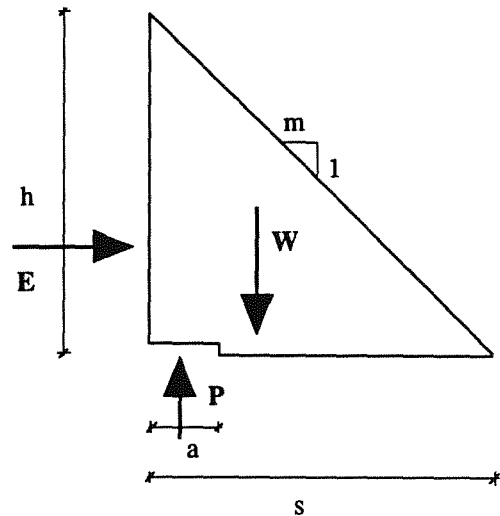


Figura 1. Geometría de la presa de gravedad con una grieta en el pie de aguas arriba.

donde G_F es la energía específica de fractura, E' el módulo de Young generalizado ($E' = E/(1-\nu^2)$ en deformación plana) y σ_t la resistencia a tracción. Los valores de l_{ch} para los hormigones empleados en presas oscilan entre 1000 y 1700 mm [12]. Un empleo adecuado de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal obliga a que el cociente entre la mínima dimensión de la estructura, incluida la longitud de la grieta, y la longitud característica del material sea superior a 10 [13]. Como es evidente, esta relación no se cumple para los estados iniciales de la fisura, limitando la aplicación de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal al estudio de presas "realmente" fisuradas.

La condición de propagación de la fisura y su dirección dependen de los valores de los factores de intensidad de tensiones, K_I , K_{II} y K_{III} , correspondientes a los tres modos de rotura, y ha sido estudiada por Martha et al. [6]. Para nuestros propósitos es suficiente con analizar el problema en Modo I, y la dirección de propagación (horizontal) es fijada *a priori*, con objeto de poder comparar con los resultados del método clásico. El criterio local de fractura para sólidos elásticos lineales, cuyo desarrollo en detalle se puede encontrar en las referencias [14 a 16], establece que la propagación de la grieta tiene lugar cuando K_I alcanza un valor crítico, K_{IC} , denominado tenacidad de fractura, y que se obtiene como:

$$K_{IC} = \sqrt{G_F E'} \quad (2)$$

con la misma notación de la fórmula (1).

De acuerdo con lo expuesto hasta ahora, el análisis de una presa de gravedad por medio de Mecánica de la Fractura Elástica Lineal requiere la determinación de una propiedad del material, K_{IC} , que puede ser medida en laboratorio a partir de G_F (RILEM [17]), y el cálculo de K_I para cada geometría y combinación de cargas. El factor de intensidad de tensiones K_I se puede obtener a partir del análisis de la estructura fisurada por el método

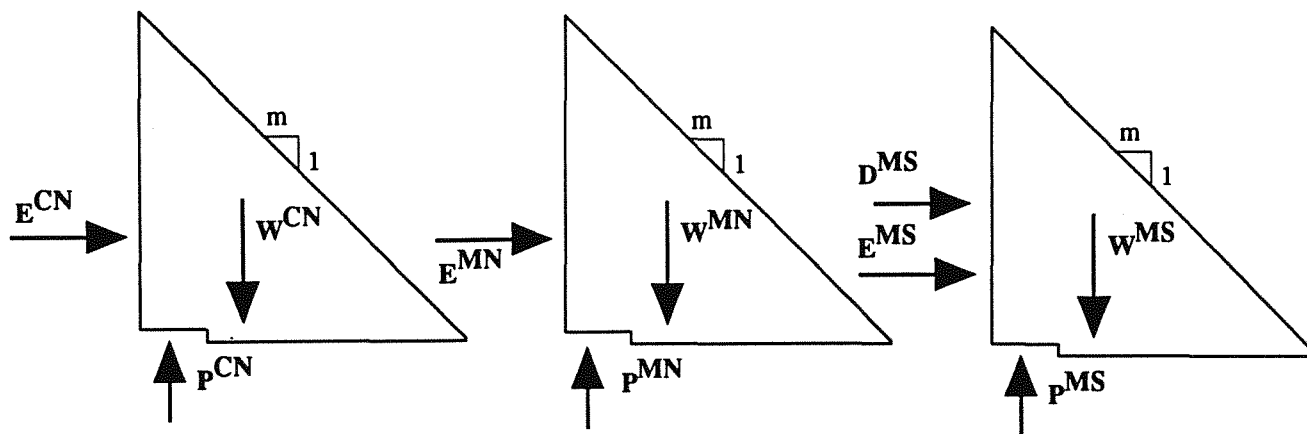


Figura 2. Fuerzas actuantes en cada combinación de acciones: (a) Combinación normal, CN. (b) Sobreelevación accidental del nivel de embalse, MN. (c) Movimiento sísmico, MS.

de los elementos finitos en régimen elástico lineal. Se han desarrollado varios métodos numéricos para evaluar K_I a partir de las tensiones y deformaciones alrededor de la punta de la grieta, y han sido implementados en algunos códigos de elementos finitos orientados a fractura; la exposición en detalle de estos métodos queda fuera del alcance de esta comunicación y puede ser encontrada en los textos de Mecánica de la Fractura (por ejemplo [14]).

4. APLICACION A UNA PRESA DE GRAVEDAD DE HORMIGON FISURADA

4.1. Geometría de la Presa y Solicitaciones de Cálculo

En la Figura 1 se presenta la sección de una presa de gravedad fisurada, de altura h , longitud en la base s , longitud de fisura a , y talud en el paramento aguas abajo m ($m=s/h$). De acuerdo con la Instrucción para Grandes Presas del MOPU [18], a efectos de la estabilidad de la grieta en el pie de aguas arriba de la presa, se deben analizar tres combinaciones de acciones. La primera corresponde a la combinación normal de acciones (CN), e incluye el peso propio de la presa, el empuje hidrostático del agua correspondiente al Máximo Nivel Normal de embalse y la presión intersticial en la grieta. Esta combinación de acciones es mostrada en la Figura 2a, y las resultantes de cada acción son:

$$E^{CN} = \frac{1}{2} \gamma_a h^2, \quad W^{CN} = \frac{1}{2} \gamma_h h s, \quad P^{CN} = \gamma_a h a \quad (3)$$

donde γ_h (23.52 KN/m³) y γ_a (9.8 KN/m³) son los pesos específicos del hormigón y el agua respectivamente.

La segunda combinación de acciones es una combinación accidental y corresponde a la sobreelevación accidental del nivel de embalse (Máximo Nivel, MN). El empuje hidrostático en el paramento aguas arriba viene dado por:

$$E^{MN} = \frac{\alpha^2}{2} \gamma_a h^2 \quad (4)$$

donde valores habituales de α oscilan entre 1.03 y 1.05 (Máximo Nivel de Crecida y Máximo Nivel Extraordinario) [8]. El peso propio de la presa y la presión intersticial en la grieta son los mismos que en la combinación normal de acciones.

La tercera combinación de acciones corresponde a la presencia de un movimiento sísmico (MS). Las fuerzas de inercia son introducidas por medio del método "pseudo-estático" [19], que, a pesar de sus inconvenientes, se plantea como un método sencillo para la investigación que realizamos y válido en zonas de sismicidad media [19]. Para esta combinación de acciones el peso propio de la presa y el empuje del agua en el paramento de aguas arriba son modificados de acuerdo con:

$$E^{MS} = \frac{1}{2} \gamma_a h^2 \left[1 + m\beta \frac{\gamma_h}{\gamma_a} \right] \quad (5a)$$

$$W^{MS} = \frac{1}{2} \gamma_h h s (1 - 0.5\beta) \quad (5b)$$

donde β toma el valor 0.10 para una zona de sismicidad media. Además se debe sumar una sobrepresión dinámica debida al sismo (Figura 2c), cuya resultante D viene dada por:

$$D^{MS} = \frac{2c\beta h^2}{3} \quad (6)$$

donde c es el coeficiente de Westergaard (cuyo valor es aproximadamente 0.00851 para una presa de 100 m de altura, cuando h se expresa en m y D en MN/m). Se supone que la filtración es lenta y que la presión intersticial en la grieta no aumenta durante el sismo.

4.2. Análisis Clásico

La tensión normal a la grieta en su extremo viene dada, de acuerdo con la Resistencia de Materiales, por:

$$\sigma_c = \frac{P - W}{s - a} + \frac{2Eh}{(s - a)^2} + \frac{12}{5} \frac{Dh}{(s - a)^2} + \frac{3Ps}{(s - a)^2} - \frac{W(s + 3a)}{(s - a)^2} \quad (7)$$

donde la notación corresponde a la empleada en las fórmulas anteriores y la Figura 2.

4.3. Análisis por Medio de Mecánica de la Fractura

Los factores de intensidad de tensiones en Modo I para cada una de las acciones individuales contempladas (peso propio (*W*), empuje hidrostático en el paramento de aguas arriba de la presa (*E*), presión intersticial en la grieta (*P*) y sobrepresión dinámica de sismo (*D*)) toman la forma:

$$K_I^W = \frac{2W}{s} \sqrt{\pi a} Y_W(a/s) \quad (8a)$$

$$K_I^E = \frac{2E}{h} \sqrt{\pi a} Y_E(a/s) \quad (8b)$$

$$K_I^P = P \sqrt{\frac{\pi}{a}} Y_P(a/s) \quad (8c)$$

$$K_I^D = \frac{12 D}{5 h} \sqrt{\pi a} Y_D(a/s) \quad (8d)$$

donde *Y_W*, *Y_E*, *Y_P* e *Y_D* son funciones adimensionales dependientes de la geometría de la presa agrietada (concretamente de *a/s* y de *m*) y de la relación entre los módulos de elasticidad de la presa y del cemento (*E_c/E_f*). En un trabajo anterior [3] hemos estudiado la influencia de distintas relaciones *E_c/E_f* y valores de *m*; aquí adoptamos *m* = 0.8 y *E_c/E_f* = 1.0. En un Apéndice se muestran estas funciones adimensionales y su ajuste por medio de mínimos cuadrados.

La Figura 3a presenta la modelización de la presa y el cimiento, y en la Figura 3b se muestra la malla de elementos finitos empleada para obtener las funciones adimensionales *Y*. En la discretización se emplearon elementos isoparamétricos bidimensionales de 6 y 8 nudos, y el análisis se hizo en deformación plana. La punta de la grieta fue modelizada mediante una roseta de 8 elementos con nodos a un cuarto de distancia del vértice (Figura 3c), siendo el radio de la roseta inferior a *a/20*. El valor de *K_I* para cada acción se halla a partir de los desplazamientos en torno a la punta de la grieta, por medio del método de la correlación de desplazamientos, detallado en la referencia bibliográfica [14].

El factor de intensidad de tensiones para cada combinación de acciones se obtiene por superposición lineal de los correspondientes a cada acción individual:

$$K_I = K_I^E + K_I^P + K_I^D - K_I^W \quad (9)$$

E, *W*, *P* y *D* han sido definidos en el apartado 4.1. para cada combinación de acciones. Cuando *K_I* alcanza el valor *K_{IC}* la grieta es inestable y se propaga. Valores negativos de *K_I* carecen de sentido físico e indican que la grieta permanece cerrada.

Se han analizado tres alturas de presa (50, 100 y 150 m) por los dos métodos para las tres combinaciones de acciones. La Figura 4 recoge los resultados correspondientes al análisis por Resistencia de Materiales para la combinación normal de acciones, donde se presenta la tensión en el extremo de la grieta, *σ_t*, para la que se ha tomado el valor de 1MPa), como una función de la longitud de la grieta (dividida por la longitud de la base de la presa, *s*). Los resultados correspondientes a la Mecánica de la Fractura, para la combinación normal de acciones, están recogidos en la Figura 5, donde el valor *K_I* total se ha normalizado dividiendo por la tenacidad de fractura del hormigón, *K_{IC}* (se ha adoptado el valor 2.3 MPam^{1/2}, de acuerdo con las medidas experimentales de Carpinteri [5]). Los resultados correspondientes a los dos métodos ajustan razonablemente, y ponen de manifiesto la gran estabilidad de estas presas bajo la combinación normal de acciones, en las que incluso la aparición accidental de una grieta no presentaría ningún peligro, pues no progresaría. Estos resultados están en consonancia con los datos experimentales, que confirman la inexistencia de problemas de agrietamiento en presas de estas características en zonas no sísmicas. La estabilidad es mayor para las presas más altas.

Los resultados correspondientes al análisis por Resistencia de Materiales de la combinación accidental de acciones por sobre elevación del embalse se detallan en la Figuras 6 y 8, para los valores de *α* 1.03 y 1.05 respectivamente. En ambos casos la predicción del comportamiento es estable, con pendiente negativa para las tres alturas de presa y todas las longitudes relativas de grieta. El análisis por Mecánica de la Fractura predice pendientes ligeramente positivas para los estados iniciales de la grieta (*a/s* < 0.2) en las presas de 100 y 150 m de altura con *α* = 1.03, con *K_I/K_{IC}* < 1 (Figura 7); para *α* = 1.05 la pendiente es positiva hasta valores de *a/s* = 0.3 para las presas de altura 100 y 150 m, y en este último caso, además *K_I/K_{IC}* > 1 (Figura 9). Las Figuras 6 a 9 ponen, además, de manifiesto que, frente a la sobre elevación de embalse, las presas más altas son inicialmente menos estables que otras de altura menor, invirtiéndose la tendencia a partir de una cierta longitud relativa de grieta. Las predicciones hechas por Mecánica de la Fractura son más conservadoras que las hechas por medio de la Resistencia de Materiales (la Mecánica de la Fractura predice la propagación de la grieta (*h* = 150 m) hasta *a/s* = 0.6, mientras que la Resistencia de Materiales no).

Finalmente, los resultados correspondientes a la combinación accidental de sismo por los dos métodos de cálculo son presentados en las Figuras 10 y 11. En ambos casos se presenta la misma tendencia de

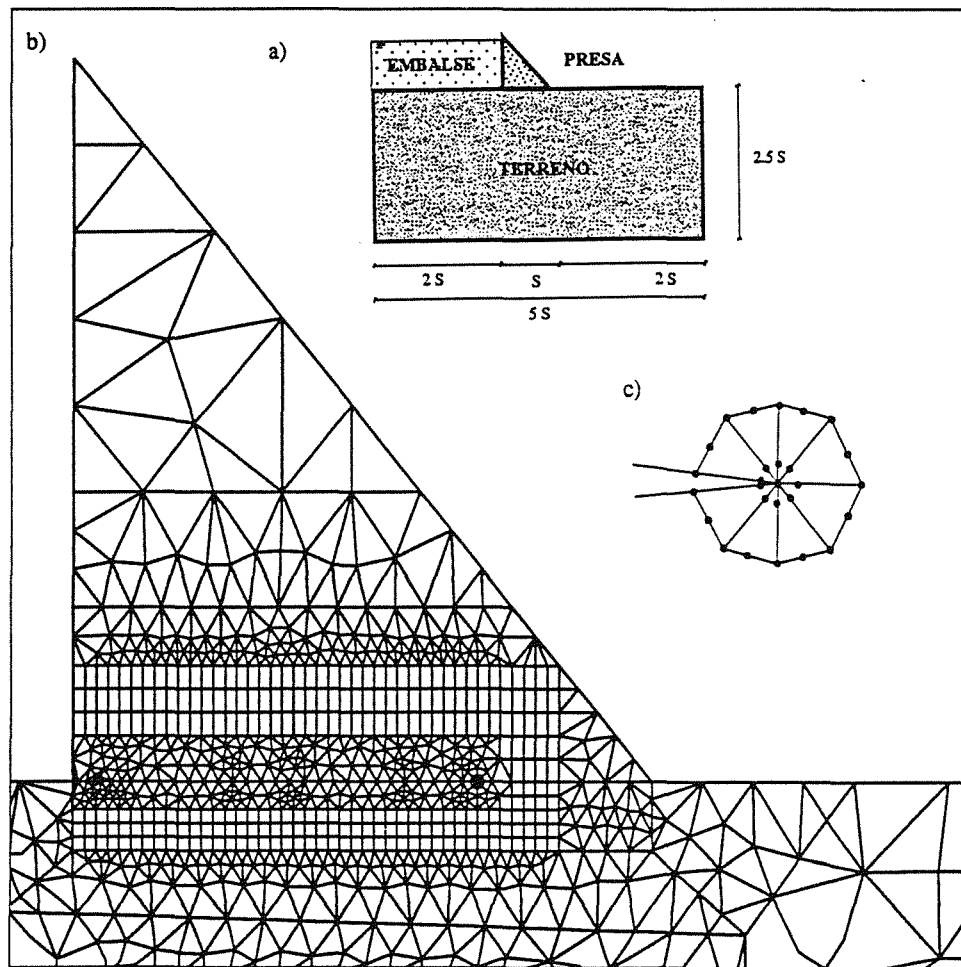


Figura 3. Modelización para el cálculo de K_I en el extremo de la grieta. (a) Presa y cemento. (b) Malla de elementos finitos. (c) Elemento finito singular tipo "roseta" en el extremo de la grieta.

crecimiento de las curvas a medida que aumenta el tamaño relativo de la grieta, siendo más inestables las presas más altas. El análisis por medio de Mecánica de la Fractura conduce a resultados más del lado de la seguridad para las alturas mayores de presa ($h = 150$ m), mientras que para las presas de altura menor ($h = 50$ m) los resultados por ambos métodos son prácticamente coincidentes.

5. CONCLUSIONES

En la presente investigación hemos comparado los resultados correspondientes al análisis de la estabilidad de presas de gravedad de hormigón por dos métodos distintos: análisis clásico (Resistencia de Materiales) y Mecánica de la Fractura. La comparación se ha hecho para tres combinaciones de acciones distintas: combinación normal, sobreelevación del nivel de embalse y movimiento sísmico, con tres alturas de presa. En todos los casos se ha encontrado una buena concordancia de resultados, y en aquellos en los que los se presentan pequeñas diferencias las predicciones hechas la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal quedan siempre del lado de la seguridad. Por tanto, la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal se presenta

como una herramienta útil para abordar estos problemas y aporta algunas ventajas sobre el método clásico. Entre éstas cabe destacar la posibilidad de analizar de modo sencillo la presencia de tensiones internas en el hormigón (causadas por gradientes térmicos, expansividad del hormigón y/o retracción) o la interacción cemento-presa, mediante el cálculo de los factores de intensidad de tensiones a partir de un cálculo elástico mediante elementos finitos. Por otro lado, se pueden analizar problemas donde se desconoce la trayectoria de la grieta [4 a 7] e incluso puede abordarse el análisis de presas arco [6], donde los problemas de fisuración son más frecuentes y críticos.

6. REFERENCIAS

- [1] Charlwood, R. G., Boggs, H. L., Eds. 1990. "Workshop on Safety Assessment of Concrete Dams Using Fracture Mechanics and Uplift Research Results", Acres Int. Ltd.
- [2] Wittmann, F. H., Ed. 1990. "Application of Fracture Mechanics to Dam Engineering", ETH Zurich.
- [3] Gálvez, J., LLorca, J., Elices, M. 1994. "Stability of Concrete Gravity Dams: a Fracture

Mechanics Approach”, International Workshop *Dam Fracture & Damage*, France.

[4] Chappell, J.F., Ingraffea, A.R. 1981. "A Fracture Mechanics Investigation of the Cracking of Fontana Dam", *Structural Engineering Report 81-7*, School of Civil and Environmental Engineering, Cornell University, USA.

[5] Carpinteri, A., Ferrara, G., Imperato, L. 1992. "Experimental and Numerical Fracture Modelling of Gravity Dams. *Proc "Fracture Mechanics of Concrete Structures"*: 351-360, Elsevier Applied Science.

[6] Martha, L.F., LLorca, J., Ingraffea, A.R., Elices M. 1990. "Numerical Simulation of Crack Initiation and Propagation in Arch Dam", *Dam Engineering III*: 193-213.

[7] Linsbauer, H. N., Ingraffea, A. R., Rossmannith, H. P. and Wawrzynek, P. A. 1989. "Simulation of Cracking in Large Arch Dam: Part I" *Journal of Structural Engineering ASCE 115*: 1599-1615 .
Linsbauer, H. N., Ingraffea, A. R., Rossmannith, H.P. and Wawrzynek, P. A. 1989. "Simulation of Cracking in Large Arch Dam: Part II" , *Journal of Structural Engineering ASCE 115*: 1615-1630.

[8] Vallarino, E. 1991. "*Tratado Básico de Presas*", Colegio de Ingenieros de Caminos, España, Colección SEINOR nº 11.

[9] Bazant, Z.P. 1990. "A Critical Appraisal of 'No-Tension': A Fracture Mechanics Viewpoint", *Dam Engineering 1* : 237-247.

[10] Planas, J., Elices,M. 1992. "Asymptotic Analysis of a Cohesive Crack:1. Theoretical Background", *International Journal of Fracture 55*: 153-177.

[11] Hillerborg, A., Modeer, M., Petersson, P.E. 1976. "Analysis of Crack Formation and Crack Growth in Concrete by means of Fracture Mechanics and Finite Elements", *Cement and Concrete Research 6*: 773-782.

[12] Bruhwiler, E. 1988. "*Fracture Mechanics of Dam Concrete Subjected to Quasi-Static and Seismic Loading Conditions*", Ph.D.Thesis, Swiss Federal Institute of Technology.

[13] Petersson, P.E. 1981. "Crack Growth and Development of Fracture Zones in Plain Concrete and Similar Materials", *Report, No. TVBM-1006*, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, Sweden.

[14] Broek, D.E. 1982. "*Elementary Engineering Fracture Mechanics*", Martinus Nijhoff Publishers: 469.

[15] Elices, M. 1993. "*Mecánica de la Fractura Aplicada a Sólidos Bidimensionales*", Univ. Politécnica de Madrid.

[16] Kanninen,M., Popelar,M. 1985. "*Advanced Fracture Mechanics*". Oxford University Press.

[17] RILEM TC-50 FMC 1985. "Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of TPB Tests on Notched Beams", *Mater. Struct. 18* : 285-290.

[18] MOPU (Ministerio de Obras Públicas y Urbanismo) 1967. "*Instrucción para el Proyecto, Construcción y Explotación de Grandes Presas*", Dirección General de Obras Hidraulicas (MOPU), España.

[19] Priscu, R., Popovici, A., Stematiu, D., Stere, C. 1989. "*Earthquake Engineering for Large Dams*", John Wiley & Sons Ed.

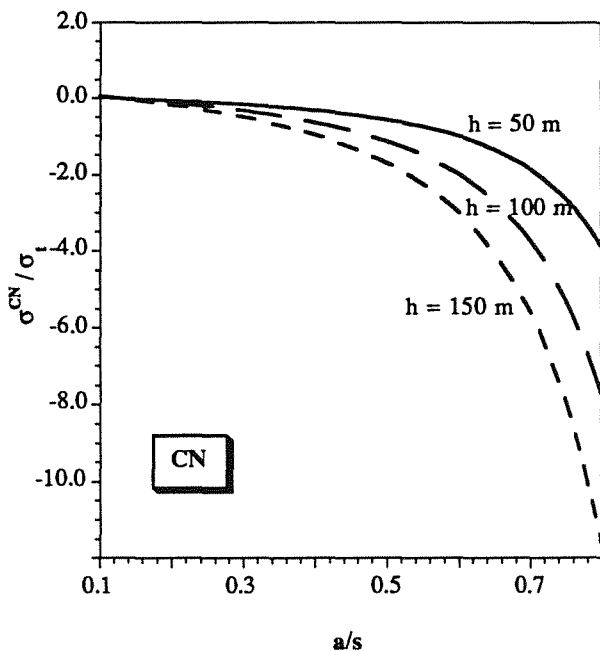


Figura 4. σ_c/σ_t en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la combinación normal de acciones, CN.

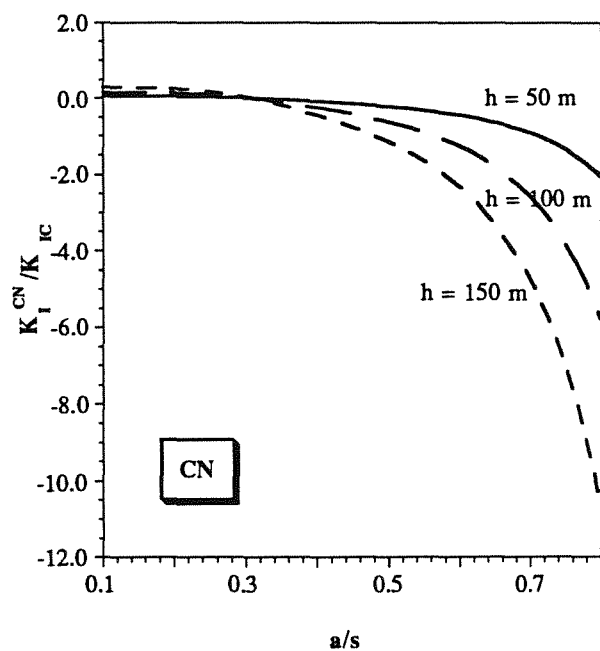


Figura 5. K_I/K_{IC} en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la combinación normal de acciones, CN.

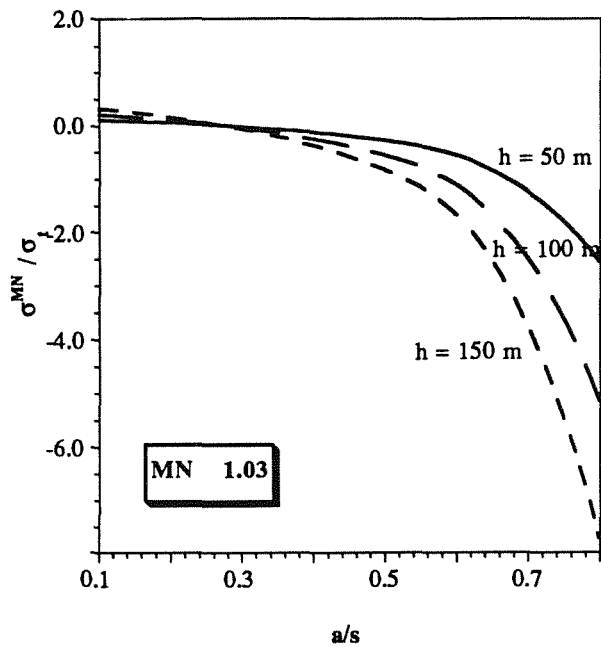


Figura 6. σ_c/σ_t en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la sobreelevación accidental del nivel de embalse, MN. (3% de incremento sobre la combinación normal).

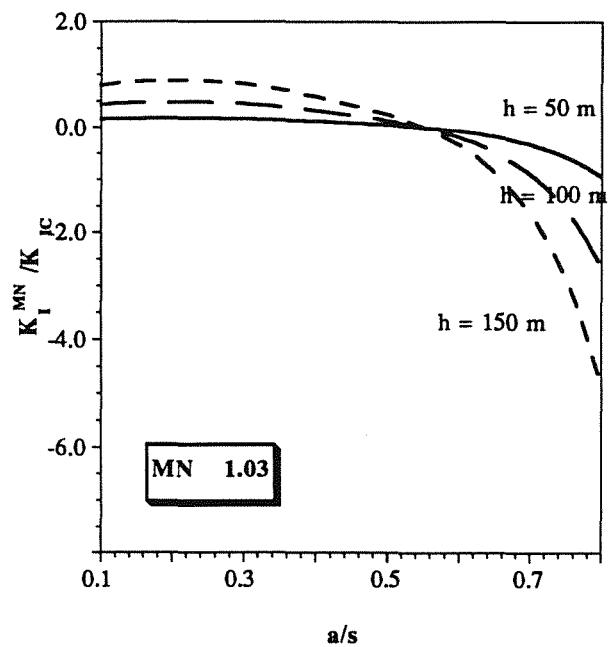


Figura 7. K_I/K_{IC} en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la sobreelevación accidental del nivel de embalse, MN. (3% de incremento sobre la combinación normal).

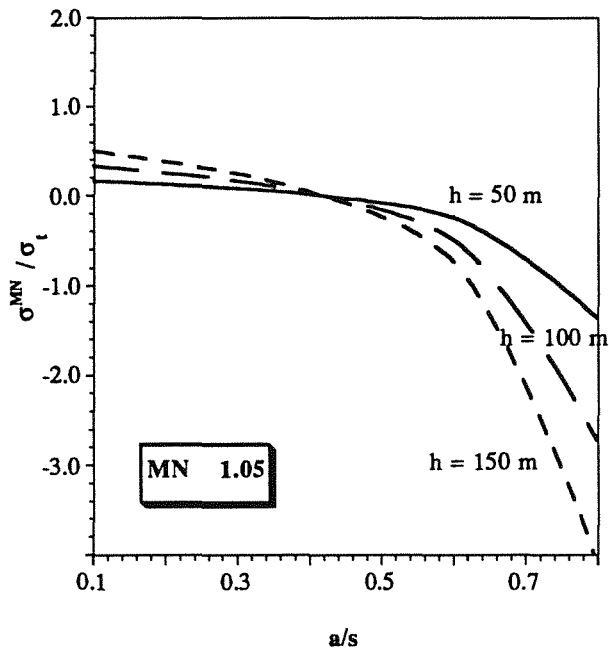


Figura 8. σ_c/σ_t en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la sobreelevación accidental del nivel de embalse, MN. (5% de incremento sobre la combinación normal).

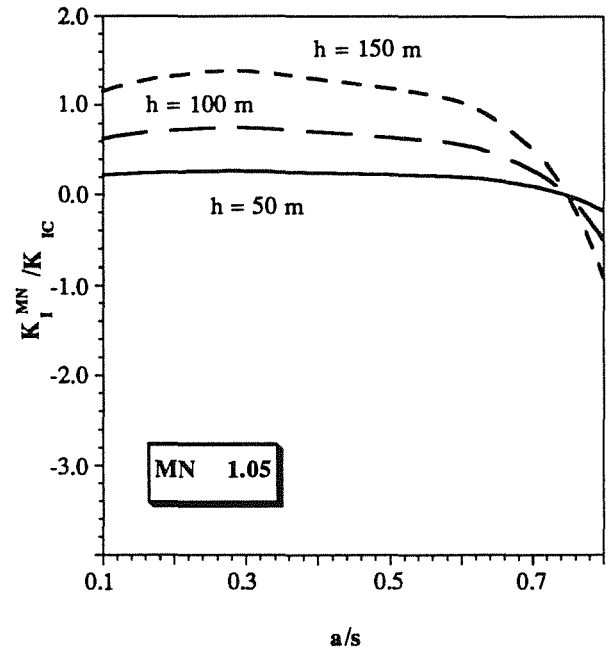


Figura 9. K_I/K_{IC} en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para la sobreelevación accidental del nivel de embalse, MN. (5% de incremento sobre la combinación normal).

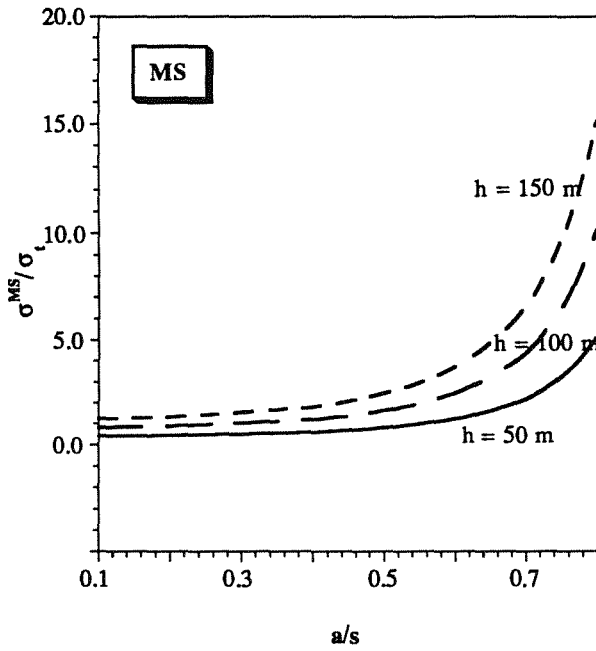


Figura 10. σ_c/σ_t en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para el movimiento sísmico, MS.

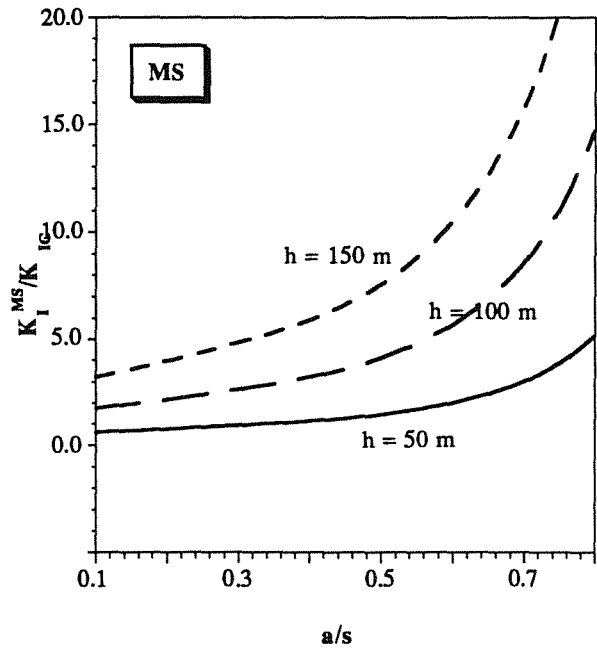


Figura 11. K_I/K_{IC} en función de la longitud de grieta a (normalizada por la longitud de la base s) para el movimiento sísmico, MS.

APENDICE : FUNCIONES ADIMENSIONALES PARA EL CALCULO DE LOS FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES

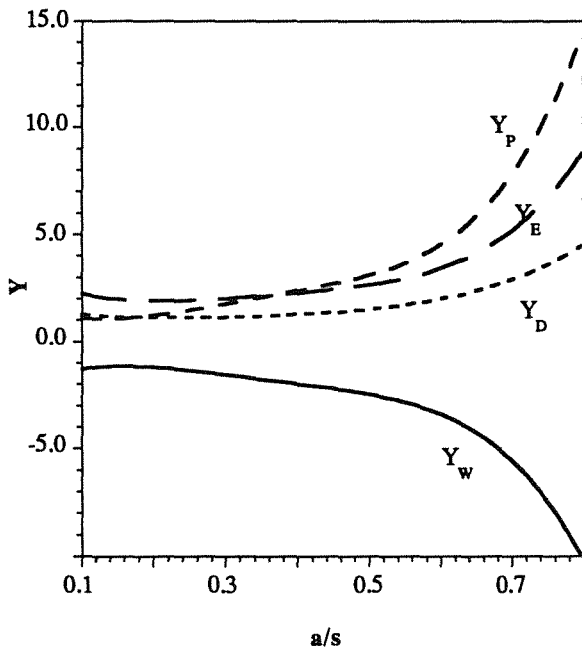


Figura A.1. Valores de Y en una presa de gravedad con $m = 0.8$

Ajuste por mínimos cuadrados:

$$Y_W = -2.789 + 25.546 \alpha - 129.860 \alpha^2 + 246.590 \alpha^3 - 172.840 \alpha^4$$

$$Y_E = 3.780 - 24.218 \alpha + 106.750 \alpha^2 - 192.420 \alpha^3 + 133.100 \alpha^4$$

$$Y_P = 2.426 - 25.081 \alpha + 144.160 \alpha^2 - 291.270 \alpha^3 + 216.720 \alpha^4$$

$$Y_D = 1.825 - 8.271 \alpha + 33.015 \alpha^2 - 55.880 \alpha^3 + 40.839 \alpha^4$$

donde $\alpha = a/s$

Error máximo de los polinomios de ajuste: 4 %

INFLUENCIA DE LA SUSTENTACION HIPERESTATICA EN EL COMPORTAMIENTO EN ROTURA DE TUBERIAS AGRIETADAS DE ALTA TENACIDAD

I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana, J.M. Varona

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

Resumen. En este artículo se analiza la influencia del hiperestatismo en la sustentación en la evaluación del comportamiento en rotura de sistemas estructurales agrietados constituidos por materiales de alta tenacidad. Este análisis se lleva a cabo resolviendo distintas configuraciones sustentadas de forma hiperestática, a través de métodos elastoplásticos simplificados. El caso estudiado se corresponde con una de las situaciones de aparición más frecuente en sistemas industriales, como es el de tuberías con grietas circunferenciales pasantes a lo largo de su espesor y sometidas a esfuerzos de flexión.

Abstract. In this paper the influence of redundant sustentation on the fracture behaviour of high toughness cracked structures is analyzed. This analysis is performed solving different configurations, redundantly sustained, through elastic-plastic simplified methods. The studied case corresponds to one of the most common situations found in industrial systems: circumferentially through-the-wall cracked pipes subjected to pure bending efforts.

1. INTRODUCCION

Los elementos agrietados constituidos por materiales de alta tenacidad, como son los aceros inoxidable austeníticos y sus soldaduras, alcanzan la situación crítica de rotura dentro del régimen elastoplástico cuando se ven solicitados de forma estática. Los mecanismos de fallo actuantes son el colapso plástico o el desgarro inestable en función de la tenacidad del material constitutivo [1].

El primero de los mecanismos, el colapso plástico, se asocia a condiciones de mayor tenacidad como son el material base y las soldaduras de protección de gas. En este caso, el cálculo del elemento se realiza en base a análisis de carga límite convencionales.

El desgarro inestable afecta a situaciones de tenacidad inferior como son las soldaduras con protección de polvo, tanto la de arco sumergido (SAW) como la de arco manual (MMA). La evaluación del estado crítico requiere, en este caso, el empleo de conceptos de Mecánica de Fractura Elastoplástica (EPFM). Para aplicar esta teoría al análisis de estructuras agrietadas se necesitan generalmente potentes herramientas de cálculo (por ejemplo el método de los elementos finitos) que necesitan ordenadores potentes y que han de ser procesadas por medio de personal especializado.

Para superar estas dificultades, en la última década han surgido métodos simplificados que tratan de hacer accesible a los ingenieros no especialistas en EPFM el diseño en régimen de desgarro inestable. Algunos de

estos métodos vienen clasificados en la referencia [2].

Estos métodos ingenieriles discriminan la estabilidad de los componentes fisurados en base a las cargas aplicadas y al tamaño de sus grietas en la situación inicial, es decir, conociendo las cargas aplicadas y el tamaño de los defectos existentes predicen si una estructura es segura o no. Este análisis se lleva a cabo a través del empleo de los parámetros clásicos de la EPFM como son la integral J o el CTOD (Crack Tip Opening Displacement - abertura del frente de fisura). La integridad estructural del elemento agrietado se define analizando la condición de estabilidad entre la fuerza motriz de la fisuración, J_{app} o $CTOD_{app}$, y la resistencia a la fractura del material basada en idénticos parámetros, curva J_R o $CTOD_R$.

Por otro lado, en las estructuras sustentadas hiperestáticamente los esfuerzos aplicados sobre cada uno de los elementos se redistribuyen cuando varía la rigidez de alguno de ellos. Un caso claro es el aumento en la flexibilidad de un componente defectuoso según crecen las grietas que contiene. Esta interacción entre esfuerzos actuantes y propagación de fisuras no es considerada en los métodos simplificados anteriormente mencionados.

En un trabajo de reciente publicación [3] se aborda esta problemática a través del desarrollo de un método ingenieril de análisis de componentes agrietados en régimen elastoplástico para el cálculo de estructuras hiperestáticas. El objeto de este artículo es analizar la influencia de la aplicación de esta nueva metodología a

través de la resolución de un caso realista de aplicación en sistemas industriales como es el de las tuberías con grietas circunferenciales pasantes sometidas a flexión, cuyo comportamiento en rotura bajo sustentación isostática ya fue anteriormente estudiado [4-5].

2. METODO DE CALCULO

La metodología propuesta [3] está enmarcada en el ámbito de la Resistencia de Materiales, estando por tanto dotada de una aplicación ingenieril pues ésta es la teoría en la que se basa el cálculo convencional de estructuras.

La Resistencia de Materiales no considera la posibilidad de la existencia de grietas en los elementos componentes de la estructura, siendo por lo tanto necesaria la aplicación de la Mecánica de la Fractura en conjunción con aquélla para la evaluación de estructuras agrietadas. Si la estructura está compuesta por materiales de alta tenacidad, los procesos de rotura tendrán lugar en régimen elastoplástico y será necesario aplicar los conceptos de EPFM. En este caso, entre los métodos simplificados existentes [2] se ha adoptado el denominado método GE-EPRI [6], desarrollado conjuntamente por General Electric y el Electric Power Research Institute, tanto porque fue el primero en aparecer, siendo en consecuencia referencia constante en la bibliografía, como porque proporciona la formulación más completa y la mejor descripción del fenómeno estructural. Este método se basa en el empleo de la integral J como parámetro definitorio de la fuerza motriz de fisuración, J_{app} , y de la resistencia a la fractura de los materiales, curva J_R .

2.1. Fundamentos

En el análisis de estructuras lineales basado en la teoría clásica de Resistencia de Materiales, los efectos debidos a singularidades de carácter local como apoyos, cargas concentradas, rótulas, etc. se reflejan bajo la forma de discontinuidades puntuales en las leyes de esfuerzos o de movimientos. Este modo de tratar el problema ofrece la posibilidad de extender el análisis clásico al caso de estructuras con secciones fisuradas, considerando que el efecto de las fisuras se concentra en las secciones afectadas y da lugar a una discontinuidad de movimientos, giros o desplazamientos, en la directriz de la pieza o elemento estructural.

El método de cálculo se basa en asegurar la compatibilidad de los desplazamientos de la estructura y los de la sección fisurada. Los primeros se calculan a través de la teoría clásica, admitiendo que todos los elementos de la estructura se ven solicitados en régimen elástico lineal. Los segundos se evalúan a través del referido método GE-EPRI. En ambos casos se desprecia la deformación originada por el esfuerzo cortante, con lo que la discontinuidad en la ley de flechas desaparece y únicamente se mantiene la discontinuidad en el giro de la sección agrietada.

2.2. Aplicación práctica

De cara a ilustrar el proceso de cálculo descrito, a continuación se procede a su aplicación práctica a través de la resolución del caso de una tubería sustentada en forma de viga continua de tres vanos solicitada en su vano central por dos cargas verticales simétricas. La estructura contiene en la fibra inferior de su punto central una grieta circunferencial pasante a lo largo de su espesor definida a través del ángulo γ , cumpliéndose:

$$2a = 2\gamma R \quad \text{longitud de grieta} \quad (1)$$

$$2b = 2\pi R \quad \text{perímetro de la tubería} \quad (2)$$

$$2l = 2(b-a) \quad \text{longitud de ligamento} \quad (3)$$

donde R es el radio medio de la tubería.

La Figura 1 representa esquemáticamente el modelo estático estudiado, cuya sección resistente es circular de radio medio $R = 595 \text{ mm}$ y espesor $t = 30 \text{ mm}$.

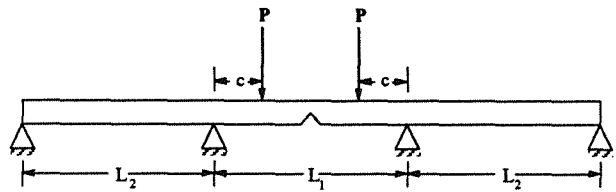


Fig. 1. Esquema estático del ejemplo estudiado.

La estructura analizada se puede dividir en tres partes según muestra la Figura 2.

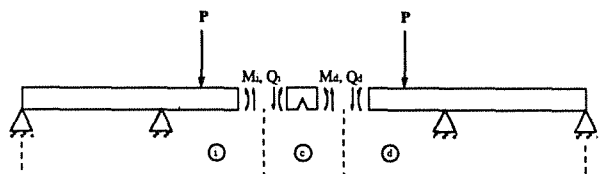


Fig. 2. Descomposición de la viga continua.

Por razones de simetría se ha de cumplir:

$$M_i = M_d = M \quad (4)$$

$$Q_i = Q_d = 0 \quad (5)$$

La compatibilidad del giro en la sección agrietada exige que lo que gira la parte izquierda θ_i , sumado a lo que gira la parte derecha θ_d , ha de ser igual a la discontinuidad del giro de la sección defectuosa θ_c :

$$\theta_i + \theta_d = \theta_c \quad (6)$$

De nuevo por razones de simetría se cumple:

$$\theta_i = \theta_d = \theta_o \quad (7)$$

con lo que la ecuación de compatibilidad (6) se transforma en:

$$2 \theta_o = \theta_c \quad (8)$$

Aplicando la formulación clásica de Resistencia de Materiales se obtiene:

$$\theta_o = \frac{P}{E \cdot I} \cdot \left(\frac{c^2}{2} + \frac{c \cdot L_2}{3} \right) - \frac{M}{E \cdot I} \cdot \left(\frac{L_1}{2} + \frac{L_2}{3} \right) \quad (9)$$

La formulación aplicable para la resolución de este caso de acuerdo al método GE-EPRI viene recogida en la referencia [7] de donde se obtiene:

$$\theta_c = \theta_{ce} + \theta_{cp} \quad (10)$$

$$\theta_{ce} = f_4 M / (\pi R^2 t E) \quad (11)$$

$$\theta_{cp} = \alpha \varepsilon_o [1 / \{(\gamma/\pi) (1 - 0.5\gamma\pi)^2\}] H_4 (M/M_o)^n \quad (12)$$

donde los parámetros R y t han sido anteriormente descritos, las funciones f_4 , H_4 y M_o se definen en la mencionada referencia [7], E es el módulo de elasticidad del material y los valores ε_o , n y α corresponden a los parámetros de ajuste de una ley de Ramberg-Osgood al comportamiento en tracción uniaxial del material:

$$\varepsilon/\varepsilon_o = \sigma/\sigma_o + \alpha (\sigma/\sigma_o)^n \quad (13)$$

donde los pares (ε, σ) definen la curva tensión-deformación y el punto $(\varepsilon_o, \sigma_o)$, en principio arbitrario, se ha definido para $\sigma_o = \sigma_y$ y $\varepsilon_o = \sigma_o/E$. σ_y es el límite elástico del material.

Resolviendo la ecuación (8) por medio de métodos numéricos a partir de las expresiones (9) y (10) se obtiene el valor del momento aplicado en la sección fisurada, M.

Una vez conocido M, en la referencia [7] se proporciona la formulación para la evaluación de la integral J aplicada sobre la sección agrietada, J_{app} :

$$J_{app} = J_e + J_p \quad (14)$$

donde J_e y J_p presentan la siguiente dependencia funcional:

$$J_e = f_b M^2 / (R^3 t^2 E) \quad (15)$$

$$J_p = 2\sigma_o \varepsilon_o \pi R (1 - \gamma/\pi)^2 H_1 (M/M_o)^{n+1} \quad (16)$$

Todos los parámetros de estas ecuaciones ya han sido convenientemente descritos anteriormente y las funciones f_b , H_1 y M_o se definen en la referencia [7].

La formulación hasta ahora desarrollada considera que toda la estructura excepto la sección fisurada se comporta en forma elástica lineal. Sin embargo cabe la posibilidad de que, debido al aumento en la flexibilidad de la sección

defectuosa, el momento flector en los apoyos centrales de la viga continua alcance su valor límite. A partir de este instante el esquema estático del sistema es distinto.

La principal hipótesis aplicada es que cuando el momento flector en una sección cualquiera alcanza su valor límite, dicha sección se comporta a partir de entonces como una rótula plástica. El momento límite adoptado en este caso es:

$$M_{lim} = 4 \sigma_f R^2 t \quad (17)$$

donde $\sigma_f = (\sigma_y + \sigma_u) / 2$ y σ_u es la tensión de rotura del material.

Para el ejemplo estudiado, la sección crítica es la que se encuentra sobre los apoyos centrales, cuyo momento flector es:

$$M_{apoyo} = P c - M \quad (18)$$

Por lo tanto, si $M_{apoyo} > M_{lim}$ según el cálculo elástico, habrá que reconsiderar el esquema estático y recalcular tanto M como J_{app} de acuerdo al modelo de la Figura 3.

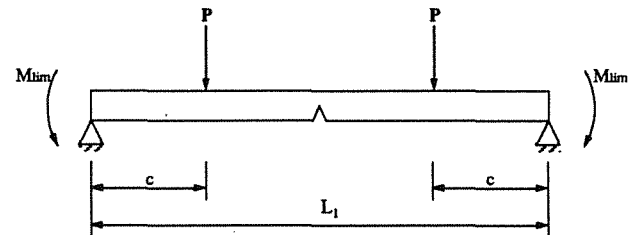


Fig. 3. Esquema estático cuando los apoyos han plastificado.

Esta es una situación isostática donde el momento flector en la sección fisurada es:

$$M = P c - M_{lim} \quad (19)$$

Conocido M, la integral J aplicada sobre la sección agrietada, J_{app} , se calcula de nuevo a través de la ecuación (14).

Hasta ahora se ha descrito el procedimiento para obtener el valor de J_{app} en función de la carga aplicada, P, y la longitud de fisura, a, para una configuración conocida constituida por un material previamente caracterizado.

El proceso de cálculo de la máxima carga que es capaz de soportar la estructura, P_{max} , se realiza a través de los diagramas de fuerza motriz de la fisuración (crack driving force diagrams) descritos en [6]. En estos diagramas se representan dos familias de curvas en un sistema de ejes coordenados cuya abscisa es la longitud de fisura, a, y cuya ordenada es la integral J. La primera familia son las curvas J_{app} en función de la carga aplicada, P. La segunda son las curvas de resistencia a la fractura del material, J_R , en función de la longitud de fisura inicial,

a_0 . La carga de inestabilidad, P_{max} , es aquella cuya curva J_{app} es tangente a la curva J_R correspondiente a una longitud de fisura inicial dada.

2.3. Descripción del material

Un tipo común de materiales de alta tenacidad empleados en los diseños industriales son los aceros inoxidable austeníticos, constituyentes de los sistemas de tuberías por donde circulan líquidos o gases contaminantes, seleccionados por su elevada resistencia a procesos de corrosión y de corrosión bajo tensión.

El material considerado para este trabajo ha sido el de aportación de una soldadura por arco manual (MMA) entre un codo y una tubería, de acero inoxidable austenítico ambos, extraído de un sistema industrial en servicio y caracterizado a su temperatura de trabajo de 280°C. Las propiedades mecánicas del material obtenidas de la referencia [5] vienen recogidas en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del material.

E (GPa)	181
σ_y (MPa)	353
σ_u (MPa)	488.7
n	6.49
α	2.902
$J_R(\Delta a)$	$511.39 \Delta a^{0.6363}$

En la curva de resistencia a la fractura $J_R(\Delta a)$, J se expresa en kN/m y Δa en mm.

3. RESULTADOS

Los casos resueltos han comprendido un análisis de la influencia de la logitud relativa de los vanos en el comportamiento en rotura del sistema estructural estudiado. Así, manteniendo fijos los valores que definen la ubicación de las cargas, $c = 1.5$ m, y la longitud del vano central, $L_1 = 6$ m, para la longitud de los vanos laterales, L_2 , se han adoptado valores de 0, 3, 6, 12 y 24 m. El primer caso responde a la situación de viga biempotrada y según L_2 va aumentando aparecen situaciones en las que la rigidez relativa del vano central respecto a los laterales es creciente.

Se ha visto cómo el comportamiento estructural del elemento fisurado componente de la viga continua podía responder a dos diferentes esquemas estáticos, antes y después de la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales. Adoptando uno u otro esquema estático, el método de cálculo descrito proporciona una solución diferente para el valor de J_{app} en función de la longitud de fisura, a, para un mismo valor de la carga P, según puede apreciarse en la Figura 4.

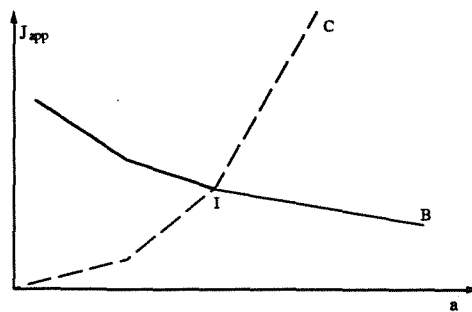


Fig. 4. Distintas curvas J_{app} en función del esquema estático adoptado.

En esta última gráfica, la curva B representa el cálculo de J_{app} de acuerdo a la configuración de viga continua antes de la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales. Por contra, la curva C responde al modelo adoptado tras la plastificación de los apoyos. Para ambas modelizaciones es posible obtener una solución de la integral J aplicada, J_{app} , a lo largo de todo el rango de variación de la longitud de fisura, a. Sin embargo la curva obtenida sólo será válida allí donde la estructura se comporte de acuerdo al modelo adoptado en la resolución del sistema para los valores de carga, P, y longitud de fisura, a, dados. Así, en la situación de carga constante representada en la Figura 4, cuanto menor es la longitud de fisura, el vano central es más rígido y los apoyos centrales absorben un menor momento flector. Por contra, al crecer la longitud de fisura la situación se invierte y el momento flector absorbido por los apoyos puede llegar a superar su valor límite. En base a estas consideraciones se deduce que la parte válida de las curvas B y C es la que se representa en trazo grueso en la Figura 4, es decir, la parte inicial de la curva B (para fisuras pequeñas no hay plastificación en apoyos) hasta el punto de intersección I, y la parte final de la curva C (para fisuras grandes los apoyos plastifican) a partir del punto I. La combinación de estas dos curvas define el valor de la fuerza motriz de agrietamiento a considerar en la evaluación de la integridad del sistema de tuberías en estudio.

Las Figuras 5 a 9 muestran los diagramas de fuerza motriz de agrietamiento obtenidos para todos los casos estudiados. En cada uno de ellos se representan las siguientes familias de curvas:

- A- en trazo grueso continuo se definen las curvas J_R para distintos valores iniciales de longitud de fisura, a_0 , siendo a_0 el punto de corte de la curva J_R con el eje de abscisas. Los valores de a_0 considerados han sido aquellos que cumplen la relación $a_0/b = 1/16, 1/8, 3/16$ y $1/4$.
- B- en trazo continuo fino se representan las curvas de la integral J aplicada, J_{app} , para distintos valores de la carga P de acuerdo a la configuración de viga continua antes de la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales.

C- en trazo discontinuo se representan de nuevo las curvas de J_{app} para distintos valores de la carga P , esta vez respondiendo al modelo de cálculo adoptado tras la plastificación de las secciones de tubería sobre los apoyos centrales.

Estas dos últimas familias de curvas únicamente tienen validez en el rango de longitud de fisura anteriormente descrito y es su combinación la que define la curva J_{app} a considerar en el cálculo.

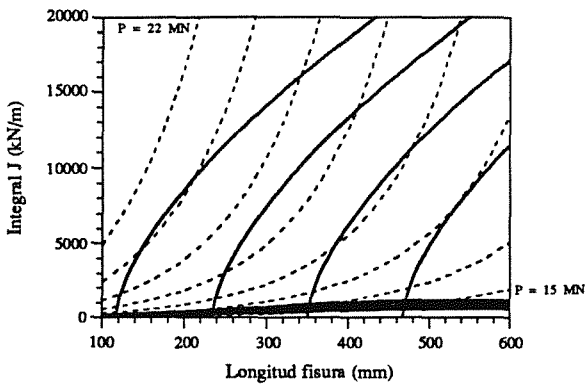


Fig. 5. Diagrama de fuerza motriz de fisuración. $L_2 = 0$ m.

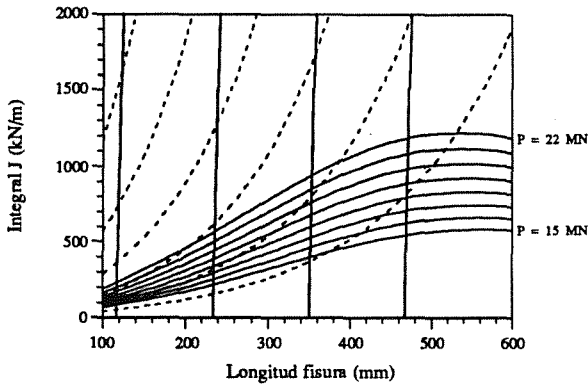


Fig. 6. Diagrama de fuerza motriz de fisuración. $L_2 = 3$ m.

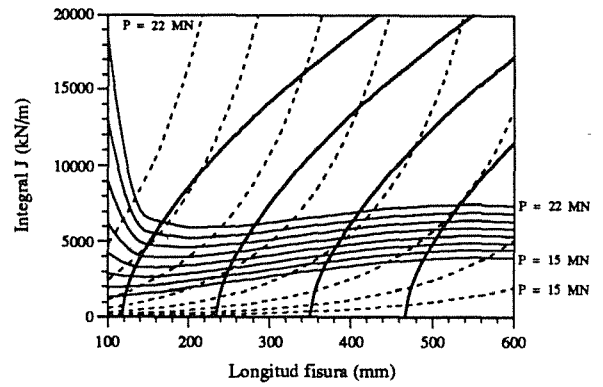


Fig. 7. Diagrama de fuerza motriz de fisuración. $L_2 = 6$ m.

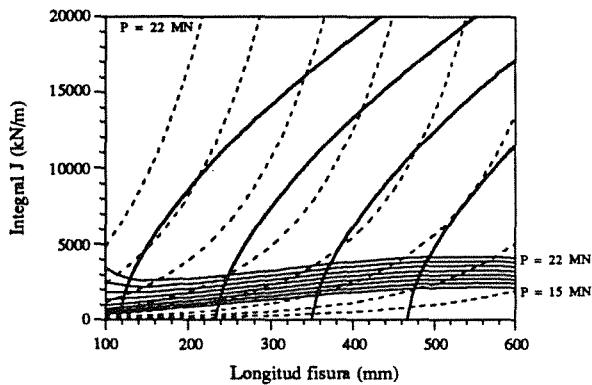
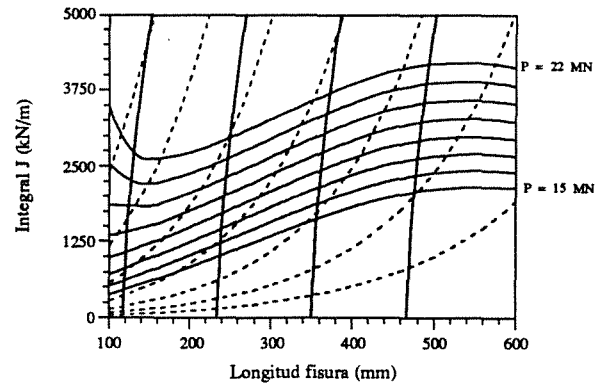


Fig. 8. Diagrama de fuerza motriz de fisuración. $L_2 = 12$ m.



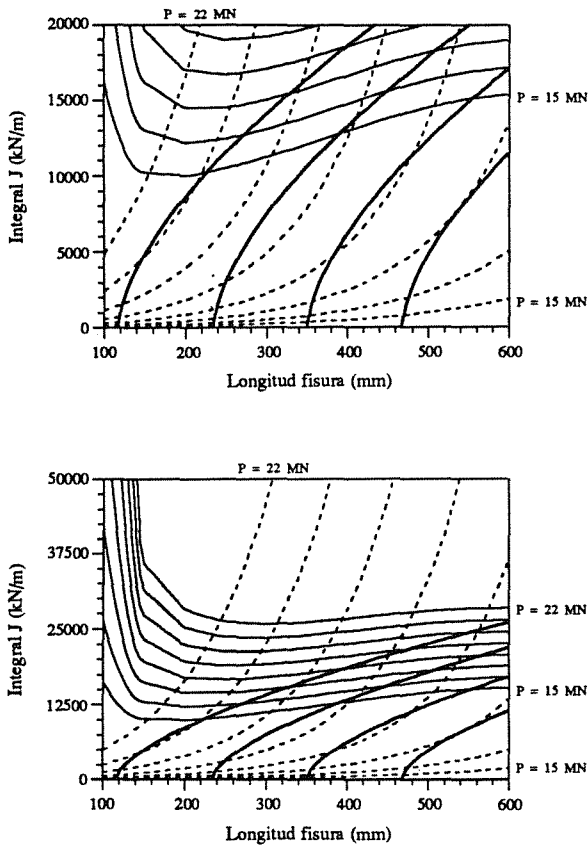


Fig. 9. Diagrama de fuerza motriz de fisuración. $L_2 = 24$ m.

La Tabla 2 recoge los valores de la carga máxima obtenidos para cada caso. Asimismo, en las dos últimas columnas, se aportan los valores de P que inducen a la formación de la primera rótula plástica y a la inestabilidad en la estructura sin fisurar, calculados de acuerdo a los postulados de la teoría clásica de Resistencia de Materiales.

Tabla 2. Valores de P_{max} calculados para el ejemplo estudiado.

L_2 (m)	a_0/b				sin fisura	
	1/16	1/8	3/16	1/4	1ª rot.	máx.
0	21.1	19.6	18.2	17.0	15.9	23.8
3	21.1	19.6	18.2	17.0	21.2	23.8
6	21.1	19.6	18.2	17.0	21.7	23.8
12	20.8	19.4	18.1	16.9	17.6	23.8
24	18.9	17.8	-	-	15.0	23.8

P en MN, $L_1=6m$, $c=1.5m$

4. ANALISIS

A partir de la observación de las Figuras 5 a 9 y de la Tabla 2 se puede realizar el siguiente análisis:

- La familia de curvas J_{app} representativas de la situación antes de la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales tiene una pendiente inferior a la de las curvas J_R para el material considerado. De esta

forma, para que se alcance la situación de inestabilidad es necesaria la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales. La condición de tangencia entre fuerza motriz de fisuración y resistencia a la fractura puede producirse en las dos situaciones representadas en la Figura 10: cuando las rótulas plásticas se desarrollan en situación de estabilidad (caso 1), o bien cuando la formación de las rótulas plásticas induce de forma inmediata a la inestabilidad (caso 2). En el primer caso, el punto de tangencia se sitúa en las curvas que representan el modelo estático actuante tras la plastificación de los apoyos centrales, mientras que en el segundo caso, la tangencia con las curvas J_R se produce en el punto de intersección de las dos familias de curvas J_{app} .

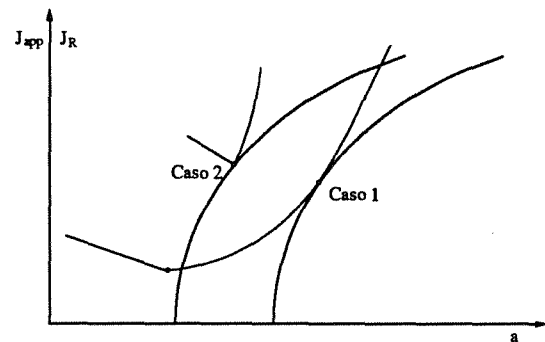


Fig. 10. Distintas situaciones posibles en el análisis de estabilidad del sistema de tuberías estudiado.

- Al aumentar la longitud del vano lateral, L_2 , también crece la ordenada de la familia de curvas de J_{app} calculadas de acuerdo al modelo de viga continua antes de la plastificación de los apoyos centrales. Esto es así ya que al ser mayor la rigidez relativa del vano central, éste tiende a absorber un mayor momento flector y, por tanto, un valor más alto de la integral J aplicada sobre la sección fisurada. Como consecuencia de ésto, para valores bajos de L_2 es cuando las rótulas plásticas sobre los apoyos centrales se desarrollan en situación estable y cuando se alcanzan mayores valores de carga máxima. Por el contrario, cuando la rigidez relativa de la estructura adyacente al elemento fisurado es menor (mayor L_2) es cuando el punto de inestabilidad se encuentra en la intersección de las dos familias de curvas de J_{app} . En esta situación los valores de carga máxima soportados por el sistema son menores que en la situación anterior y son además dependientes de L_2 , la carga máxima decrece al aumentar L_2 . La Figura 11 representa gráficamente este análisis.

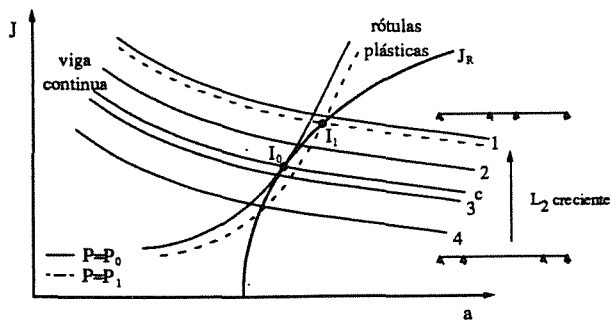


Fig. 11. Análisis de estabilidad en función de la rigidez relativa de los vanos.

Para pequeños valores de L_2 , casos 4 y 3 en la Figura 11, el punto de inestabilidad es el definido como I_0 . Este punto se localiza en la curva J_{app} representativa de la situación alcanzada tras la formación de rótulas plásticas en los apoyos centrales para un valor de $P = P_0$. A medida que crece L_2 este punto es superado por las curvas J_{app} representativas de la situación de viga continua y esto hace que, en todo el campo, J_{app} sea superior a J_R del material para $P = P_0$. Así por ejemplo, para el caso 1 representado en la Figura 11, el punto de inestabilidad I_1 se alcanza para un valor de $P = P_1$, que es inferior a P_0 y dependiente de L_2 , cuanto mayor es esta longitud, menor es el valor de P_1 correspondiente. La curva denominada como c en la Figura 11 representa el valor crítico de L_2 , o de la rigidez de la estructura adyacente al elemento fisurado, para el cual se produce la transición entre los dos posibles mecanismos de inestabilidad.

- La pérdida en la carga máxima, para distintos valores de la longitud de fisura inicial, es acorde a la longitud del ligamento remanente en la tubería. Por otro lado dicha carga, dependiendo de la longitud de fisura inicial, puede alcanzar valores próximos a los que alcanzaría la estructura sin fisurar.

5. CONCLUSIONES

Como consecuencia del empleo del método de cálculo propuesto en la referencia [3] al ejemplo estudiado en este trabajo se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- En todos los casos estudiados se ha visto cómo una condición necesaria para poder alcanzar la situación de inestabilidad es la formación de rótulas plásticas en los extremos del elemento fisurado.
- La condición de inestabilidad puede alcanzarse bajo dos diferentes situaciones: cuando las rótulas plásticas se desarrollan en situación de estabilidad, o bien cuando las rótulas plásticas induce de forma inmediata

a la inestabilidad. La primera situación tiene lugar cuando la rigidez de la estructura adyacente al elemento fisurado es mayor que un cierto valor crítico. Esta situación permite alcanzar los mayores valores de la carga de inestabilidad independientemente de la rigidez absoluta de la estructura adyacente. En caso contrario, cuando la rigidez de la estructura adyacente al elemento agrietado es menor que dicho valor crítico, dicha rigidez sí tiene influencia en los valores máximos de carga que puede soportar el sistema: cuanto menor es dicha rigidez, menor es la carga máxima. Bajo esta situación la carga de inestabilidad es inferior a la del caso anterior. Este comentario se explica de forma gráfica a través de la Figura 12.

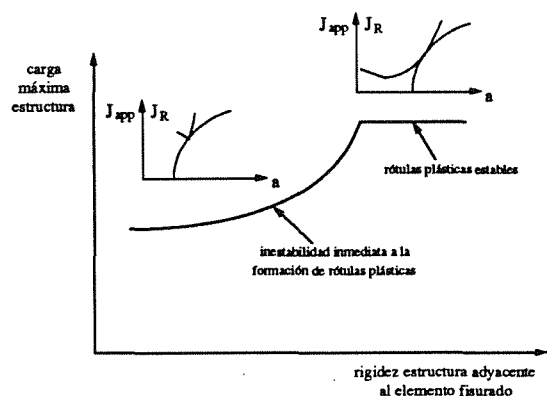


Fig. 12. Influencia de la rigidez de la estructura adyacente al elemento fisurado en la carga máxima que es capaz de soportar una estructura agrietada.

- La carga máxima soportada por el sistema, dependiendo de la longitud de fisura inicial, alcanza en algunos casos valores próximos a los que alcanzaría la estructura sin fisurar.

En este artículo se ha realizado un estudio teórico sobre la influencia del hiperestatismo en la evaluación del comportamiento en rotura de sistemas estructurales hiperestáticos constituidos por materiales de alta tenacidad mediante el empleo de un método ingenieril simplificado.

Sin embargo, dado el aspecto teórico del trabajo, se plantea la necesidad de una verificación experimental o numérica que sirva de contraste a los resultados aquí presentados.

6. REFERENCIAS

[1] "Evaluation of Flaws in Austenitic Piping", prepared by Section XI Task Group for Piping Flaw Evaluation, Electric Power Research Institute, Draft Final Report (1985).

[2] Milne, I., "Component Assessment: Fracture Mechanics for Added Value", Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS / EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H.

Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 943-955 (1991).

- [3] Gorrochategui, I., "Comportamiento en Rotura de Tuberías de Alta Tenacidad con Sustentación Hiperestática en Régimen Elastoplástico", Tesis Doctoral. DCITTYM. E.T.S. Ing. Caminos, C. y P. Universidad de Cantabria. Diciembre 1993.
- [4] Gorrochategui, I.; Gutiérrez-Solana, F.; Varona, J.M., "Métodos Simplificados de Análisis de Estructuras Agrietadas Aplicados a un Caso Real", Anales de Mecánica de la Fractura, no. 10, pp 332-340 (1993).
- [5] Gorrochategui, I.; Gutiérrez-Solana, F.; Varona, J.M., "Estudio Comparativo de Métodos Elastoplásticos de Cálculo de Estructuras Agrietadas", Anales de Mecánica de la Fractura, no. 9, pp 220-225 (1992).
- [6] Kumar, V.; German, M.D.; Shih, C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", General Electric Company, NP-1931, Research Project 1237-1, Topical Report, Schenectady, New York (1981).
- [7] Zahoor, A., "Ductile Fracture Handbook", Vol. 1-3, NP-6301-D/N 14, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA (1989, 1990, 1991).

INVESTIGACIÓN DE LA ROTURA DE UNA MATRIZ DE ACERO DE HERRAMIENTAS PARA USO EN PULVIMETALURGIA

E.J. Herrera, J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y L. Soria

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales,
E.T.S. de Ingenieros Industriales de la Universidad de Sevilla,
Avda. Reina Mercedes, s/nº, 41012 SEVILLA

Resumen. Una matriz de acero F-521, fabricada con la finalidad de preparar compactos pulvimetalúrgicos paralelepípedicos, rompió al aplicarse una presión uniaxial de 600 MPa, cuando estaba previsto que soportaría presiones superiores. Se ha llevado a cabo la diagnosis del fallo, encontrándose que las causas de la rotura deben atribuirse a un mal diseño, principalmente, unido a defectos metalúrgicos debidos a una estructura incorrecta de carburos, y a la presencia de puntos blandos, microfisuras y fenómenos de fragilización por hidrógeno producidos durante el proceso de conformado de la herramienta por electroerosión. Se ha efectuado un rediseño de la matriz, habiéndose obtenido resultados satisfactorios con presiones de compactación de hasta 1300 MPa.

Abstract. A D2 steel die, constructed to press P/M parallelepipedic compacts, fractured on application of an uniaxial pressure (600 MPa) lower than that it was expected to resist. Failure analysis has shown that the die failed due to poor design. Fracture was also promoted by a defected metallurgical structure in the form of coarse-carbide alignment in the bulk steel, and the presence of soft points, microcracks and hydrogen-embrittlement effects in the electro-discharge-machined die surfaces. The die has been redesigned and succesfully employed in compacting pressures up to 1300 MPa.

1. INTRODUCCIÓN

El diseño de la mayoría de las matrices es, en gran medida, empírico estando basado en la experiencia previa [1]. Ello se debe a que, salvo excepciones, se carece de datos fiables sobre los valores de resistencia mecánica y tenacidad de los aceros de herramientas utilizados en su fabricación y en la dificultad de conocer las tensiones exactas en los distintos puntos de la matriz, lo que, además, se complica por la posible existencia de tensiones residuales [2]. No obstante, el proyectista no puede diseñar sólo en base a detalles dimensionales y de tolerancias. Debe prestar una gran atención al posible efecto adverso de los cambios bruscos de sección, radios de acuerdo pequeños o ángulos agudos, tanto en servicio como durante los tratamientos térmicos. Además, se debe cuidar el tipo de acero elegido más allá de la mera satisfacción de unas características mecánicas, ya que hay que considerar el proceso global de fabricación.

Asimismo, las matrices suelen fabricarse a partir de productos semiacabados, frecuentemente redondos. El mecanizado de la matriz es una operación relativamente sencilla, sin embargo, un mecanizado poco cuidadoso, no adaptado a los detalles del plano de la herramienta, puede introducir esquinas agudas y radios inadecuados, no previstos en el diseño original. Igualmente, el mecanizado en desbaste, sin rectificado final, puede también originar pequeñas entallas en la superficie rugosa resultante. Por otra parte, tras la etapa de tratamiento térmico, las matrices se someten a un rectificado o a una operación de electroerosión para conseguir el control dimensional y el acabado superficial final. Un rectificado incorrecto puede causar descoloración o quemado superficial, debido al excesivo calor generado, e incluso grietas. A su vez el mecanizado por electroerosión puede producir pequeños cambios metalúrgicos superficiales, e incluso pequeñas entallas o grietas [3,4].

En el presente trabajo se estudian las causas de la rotura, en servicio, de una matriz de acero de herramientas para el prensado en frío de polvos metálicos, con el fin de obtener compactos paralelepípedos. La matriz rompió a su primera utilización, al someterse a una presión uniaxial de 600 MPa, cuando estaba previsto que soportaría presiones superiores. Una vez conocidas las causas de la rotura, se ha procedido al rediseño y construcción de una nueva matriz.

2. MATERIALES Y MÉTODO EXPERIMENTAL

La matriz estudiada fue fabricada en el acero de herramientas F-521 (acero indeformable 12% Cr), según la antigua denominación del Instituto del Hierro y del Acero. Este acero de herramientas se corresponde con el americano para trabajo en frío D2. Su composición media nominal es :

Fe-1,60C-0,40Mn-0,30Si-12Cr-0,75Mo-0,75V

La matriz, de forma y dimensiones de acuerdo a la Fig. 1, fue fabricada para la obtención de compactos paralelepípedos de 30x12x6 mm que debían ser ensayados a flexión por el método de los tres puntos. Su diseño se realizó en base a la experiencia previa adquirida en la utilización de matrices cilíndricas. La matriz fue construída y tratada en un taller industrial. El redondo correspondiente, una vez cortado a la altura conveniente, fue cilindrado, refrentado, templado en aceite desde 1030°C y revenido a 200°C. Finalmente, se mecanizó sobre dicho redondo el orificio paralelepípedo central mediante electroerosión por hilo.

El procedimiento experimental seguido para investigar las causas de la rotura ha sido el habitual en la diagnosis de fallos, es decir, historial, estudios fractográficos y estructurales -por observación visual, microscopía óptica, análisis de imagen y SEM- medidas de dureza y microdureza, etc. Además, mediante cálculos de resistencia de materiales, se han determinado las tensiones efectivas hipotéticas existentes en las distintas regiones de la matriz.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Fractografía

La matriz rompió en servicio, en su primera utilización, cuando se había alcanzado una presión de compactación de 600 MPa, durante el prensado de polvo de aluminio aleado mecánicamente. Estaba previsto emplear una presión de compactación de 850 MPa. La Fig. 2 presenta una vista global de la matriz rota. La fractura

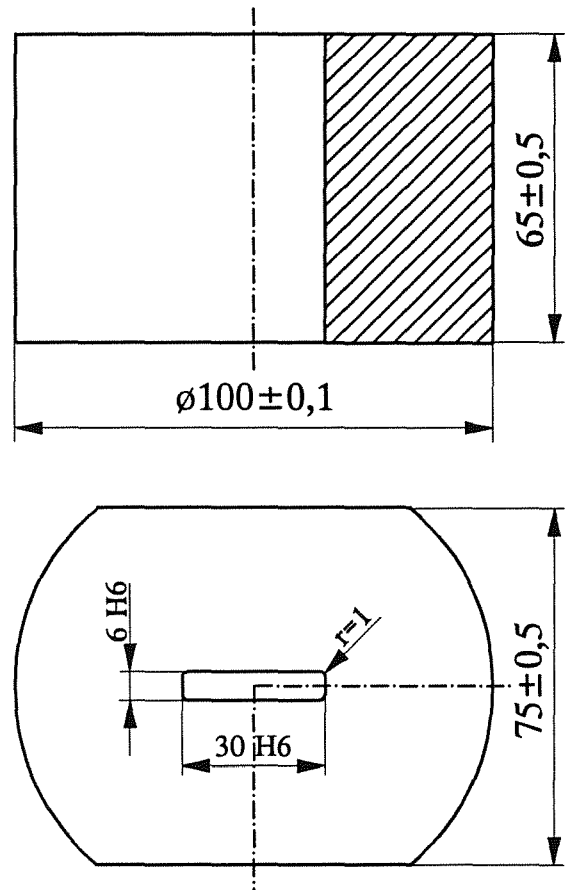


Fig. 1. Plano de la matriz.

ha tenido lugar en un plano casi coincidente con una de las caras mayores del paralelepípedo, en la región de acuerdo entre caras contiguas. En la Fig. 3, relativa a las superficies fracturadas, puede observarse que la fractura se ha iniciado desde el interior hacia el exterior, originada por el campo de tensiones emanantes del aglomerado de polvos en proceso de compactación. Una vez comenzada la rotura ha progresado, en general, siguiendo la dirección del eje de la matriz en sentido ascendente, dejando huellas que se asemejan a una estructura fibrosa.

El estudio por microscopía de barrido de la superficie fracturada revela la presencia de cúpulas (dimples) en la matriz metálica, lo que indica que la fractura en esta región ha sido esencialmente dúctil, si bien en las zonas con presencia de carburos la rotura ha sido frágil. Algunos carburos presentan, a su vez, claras muestras de agrietamiento (Fig. 4). Por otra parte, tal como aparece en la Fig. 5, en algún punto de la superficie fracturada cercano al origen de la fractura, es decir, fronterizo con las caras electroerosionadas, se han podido detectar huellas de pata de gallo (crow's-foot markings), lo que podría significar que ha existido una fragilización, al menos parcial, por hidrógeno [5].

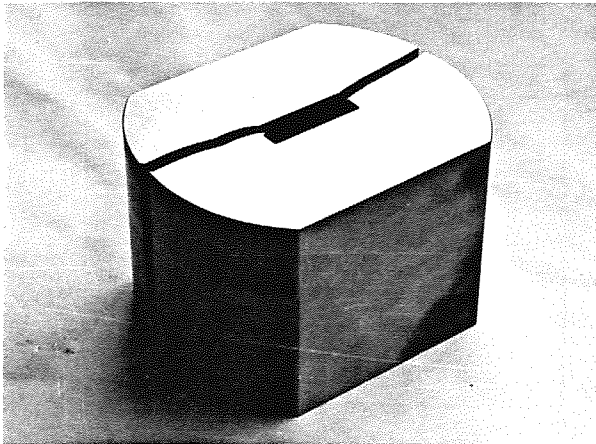


Fig. 2. Vista general de la matriz rota.

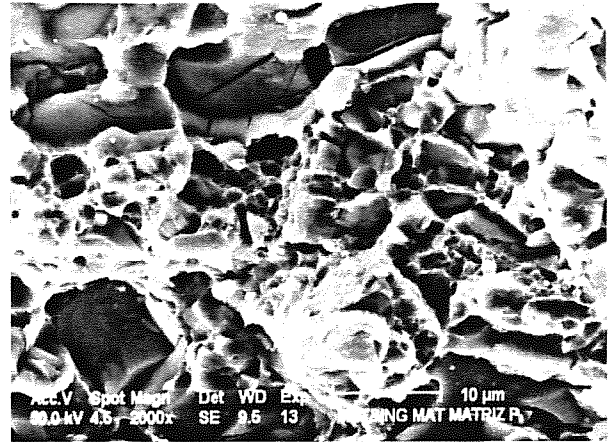


Fig. 4. Fractografía SEM de la superficie de fractura.

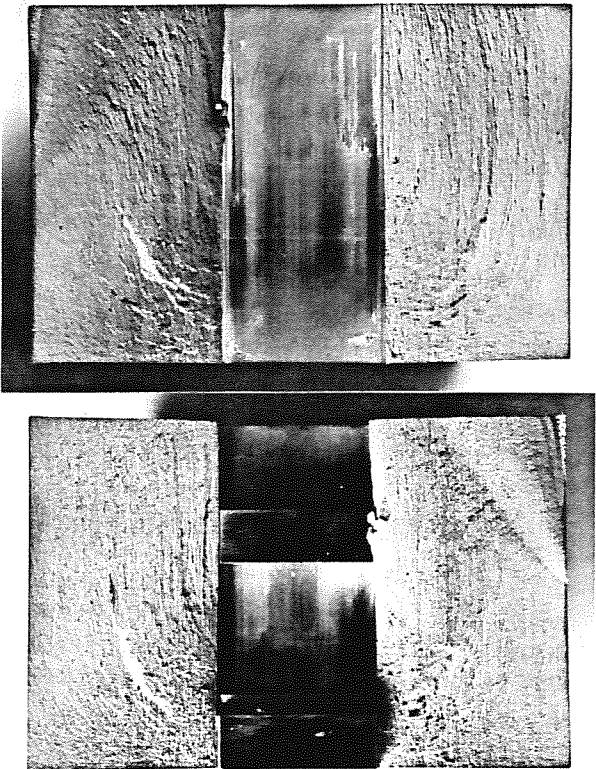


Fig 3. Aspecto, a simple vista, de las superficies fracturadas.

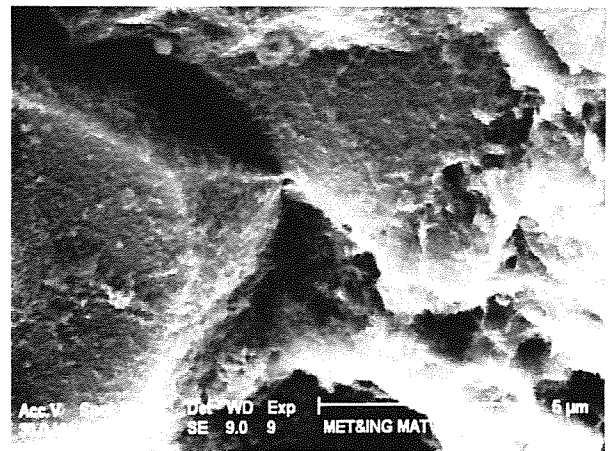


Fig 5. Detalle de la zona fracturada en un punto cercano al origen de la misma.

tensiones en la matriz. Puede comprobarse que la tensión máxima (1900-2860 MPa) la sufre la región de acuerdo entre las dos caras paralelepípedicas contiguas. Es precisamente en dicha zona por donde ha tenido lugar la fractura (Fig.2). No se han podido encontrar en la literatura datos fiables sobre el valor del límite elástico del acero utilizado, pero puede estimarse que es del orden de 2000 MPa [7]. Según esto, el diseño de la matriz no ha sido el más conveniente, puesto que se esperaban emplear presiones superiores a los 600 MPa.

3.2. Cálculo de las tensiones efectivas

Empleando el programa ANSYS 4.4 [6], basado en el método de los elementos finitos, aplicando el criterio de Von Mises y considerando condiciones de deformación plana, se ha calculado el valor de la tensión en los distintos puntos de la matriz al someterla a una presión hidrostática de 600 MPa, en que ocurrió la rotura. La Fig. 6 ilustra, de forma gráfica, la distribución de

3.3. Estudios estructurales

La característica estructural más importante del acero empleado es la abundante presencia de carburos alineados en la dirección del eje de la matriz (Fig. 7). La Fig. 8 muestra, a mayor detalle, el gran tamaño de algunos carburos y su morfología, en gran medida, angular. El tamaño medio de los carburos oscila alrededor de 12 μm , pero algunos carburos tienen un diámetro de 65 μm . En la Fig. 9 se representa la

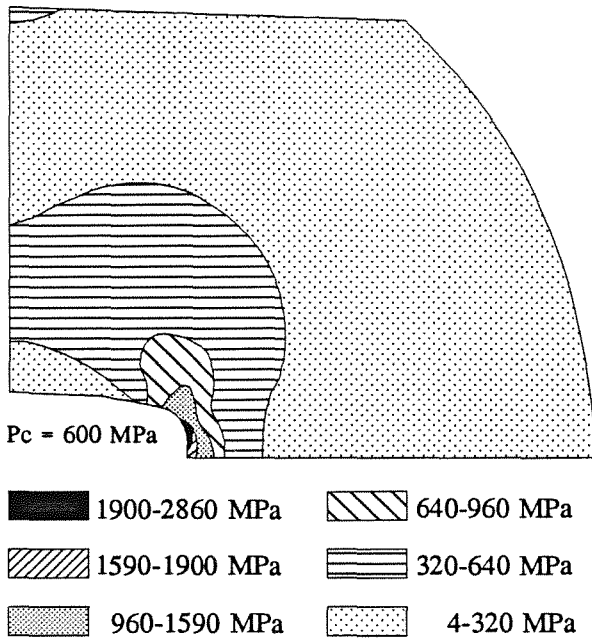


Fig. 6. Distribución de tensiones en la matriz para una presión $P_c = 600$ MPa.

distribución porcentual de carburos, correspondiente a una muestra de 1471 unidades, en función de su tamaño. El contaje, las medidas y la distribución se han realizado por análisis de imagen. Los carburos de diámetro mayor de $25 \mu\text{m}$ se consideran grandes y los superiores a $40 \mu\text{m}$, muy grandes [8]. La falta de uniformidad en la distribución de los carburos y su tamaño grosero tienen una influencia desfavorable sobre las propiedades mecánicas, disminuyendo su resistencia a la tracción y su tenacidad. A este respecto, caben esperar mejores propiedades de los aceros de herramientas preparados por vía pulvimetalúrgica, donde el tamaño de los carburos no suele superar los 2 o $3 \mu\text{m}$ [8].

El orificio de la matriz se conformó por el procedimiento de electroerosión por hilo (wire EDM). La electroerosión es un proceso de mecanizado que arranca material mediante chispas producidas por una descarga eléctrica. Las chispas producidas, en el caso considerado, a partir de un electrodo de hilo de latón en movimiento, pasan a través de un fluido dieléctrico (agua desionizada) a la pieza de trabajo. La energía de las chispas vaporiza partículas de la matriz, las cuales solidifican de nuevo y son barridas por el propio dieléctrico. Esto genera una topografía de pequeños cráteres sobre la superficie electroerosionada, junto a cambios locales de estructura y dureza. La micrografía de la Fig. 10, correspondiente a una de las superficies resultantes del corte de la matriz por electroerosión basta, muestra zonas blancas, con su parte central vacía, que han sido probablemente ocasionadas por arranque inhomogéneo de material por las chispas. Estos cambios

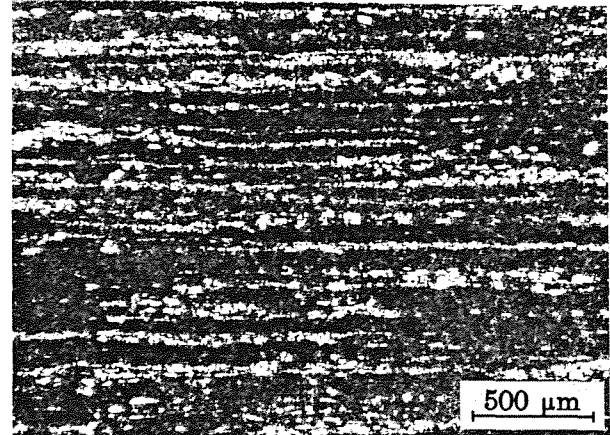


Fig. 7. Micrografía mostrando el alineamiento de los carburos. Ataque: Nital 5 (1 min) + Vilella (1 min).

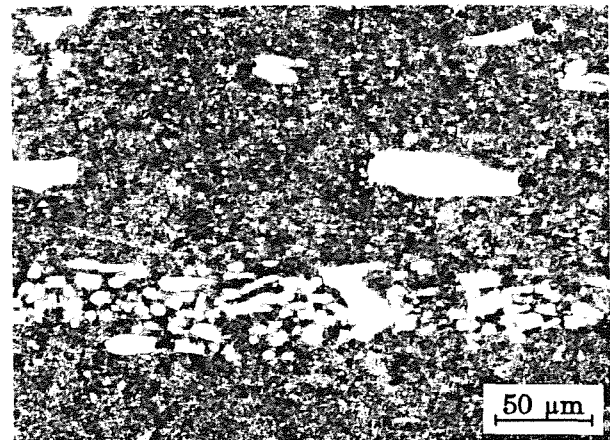


Fig. 8. Micrografía a mayores aumentos donde se observa el alineamiento de los carburos, el gran tamaño de algunos de ellos y su aspecto anguloso. Ataque: Nital 5 (1 min) + Vilella (1 min).

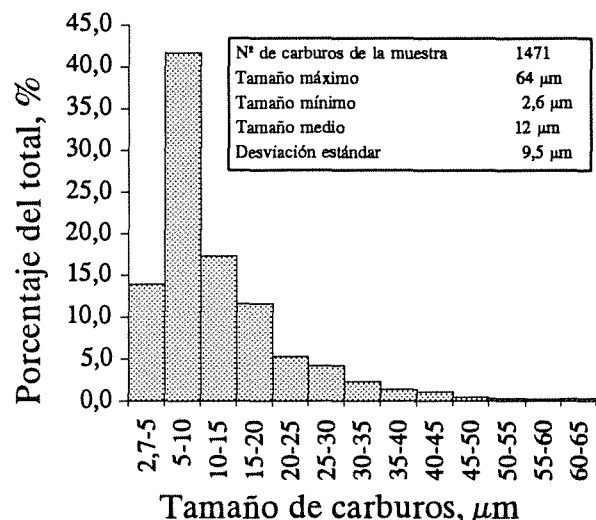


Fig. 9. Distribución del tamaño de los carburos.

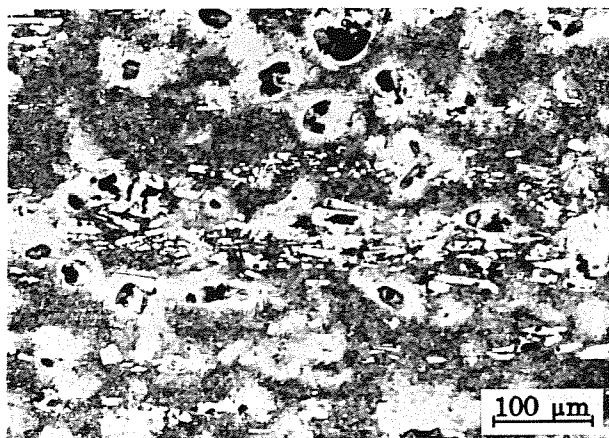


Fig. 10. Micrografía de una zona cortada por electroerosión basta. Ataque: Nital 5 (1 min).

estructurales locales producen modificaciones de las propiedades mecánicas. Así, mientras la microdureza de la matriz en la zona electroerosionada es de 397 $HV_{0,01}$, la de las zonas blancas de la Fig.10 es de 330 $HV_{0,01}$, es decir, menor. Este ablandamiento puede estar ocasionado por un revenido alto originado por el calentamiento o, incluso, por una fusión local. A su vez, los carburos presentes son mucho más duros (625 $HV_{0,01}$), como era de esperar. Por otra parte, las caras interiores de la matriz, mecanizadas por electroerosión fina, tienen una dureza de 56 HRC, frente a una dureza de las caras exteriores de 60-61 HRC. Esta última dureza es precisamente la que se había especificado para el acero tratado térmicamente.

El examen por SEM de las superficies internas electroerosionadas revelan signos de fusión local, en forma de bordes redondeados de protuberancias y morfologías que sugieren la existencia de gotitas líquidas resolidificadas (Fig. 11). Asimismo, se observan

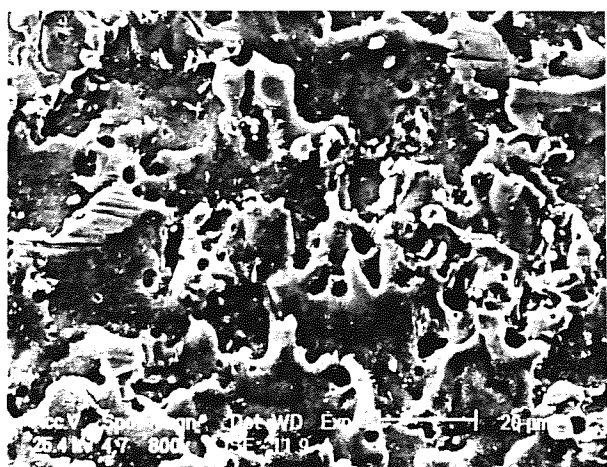


Fig. 11. Micrografía SEM de la superficie interna de la matriz, acabada por electroerosión fina, con signos de fusión local, microporos y grietas.

abundantes microporos y la presencia de grietas. Este último efecto se ilustra más claramente en la Fig. 12. Estas microgrietas pueden, sin duda, actuar como puntos de iniciación de la fractura. Por otra parte, la presencia de microporosidad y de microgrietas, unida a la detección de huellas de pata de gallo en la zona fracturada vecina a la superficie electroerosionada (Fig. 5) apuntan a la existencia de fenómenos de fragilización por hidrógeno [5]. Este tipo de fragilización se ha observado durante el procesado por electroerosión del acero maraging 250, que es un acero de alta resistencia, como se ha informado recientemente en la literatura [9]. Desde este punto de vista, sería aconsejable someter el acero a un estufado, inmediatamente tras el mecanizado, para eliminar el máximo de hidrógeno posible.

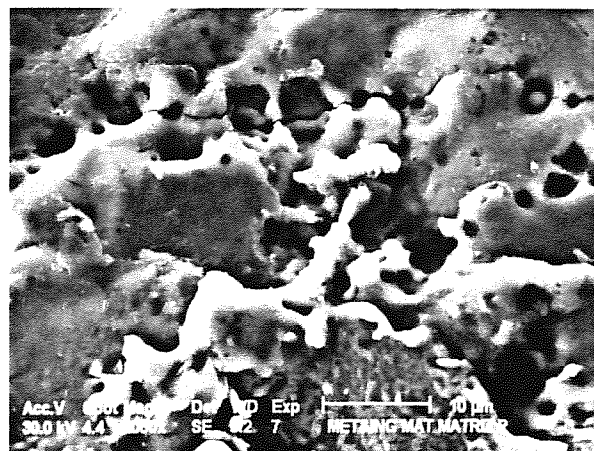


Fig. 12. Detalle de la presencia de microgrietas en la superficie interna acabada por electroerosión fina.

3.4. Rediseño y fabricación de una nueva matriz

A la vista de los resultados del cálculo de la distribución de tensiones en la matriz en el momento de la rotura (Fig. 6), se decidió la conveniencia de zunchar la nueva matriz y construirla partida (Fig. 13). El corte se realizó por un plano de simetría paralelo a las caras mayores de la matriz, que la escinde precisamente por una zona próxima a la región de máxima concentración de tensiones. Se introdujeron, asimismo, otros cambios en el diseño.

Así, el radio de acuerdo entre las dos caras se aumentó de 1 a 2 mm, con el fin de disminuir el efecto de concentración de tensiones, al mismo tiempo que desplazaba la región de máxima concentración de tensiones hacia la zona partida. Por otra parte, la geometría externa del núcleo de la matriz se especificó en forma cilíndrica, para facilitar el zunchado y la construcción del conjunto de la matriz. Igualmente, se redujo el diámetro del núcleo con el fin de disminuir el tamaño de la matriz para hacerla más manejable. Si bien, según las consideraciones hechas en el apartado 3.3, sería aconsejable el empleo de un acero de

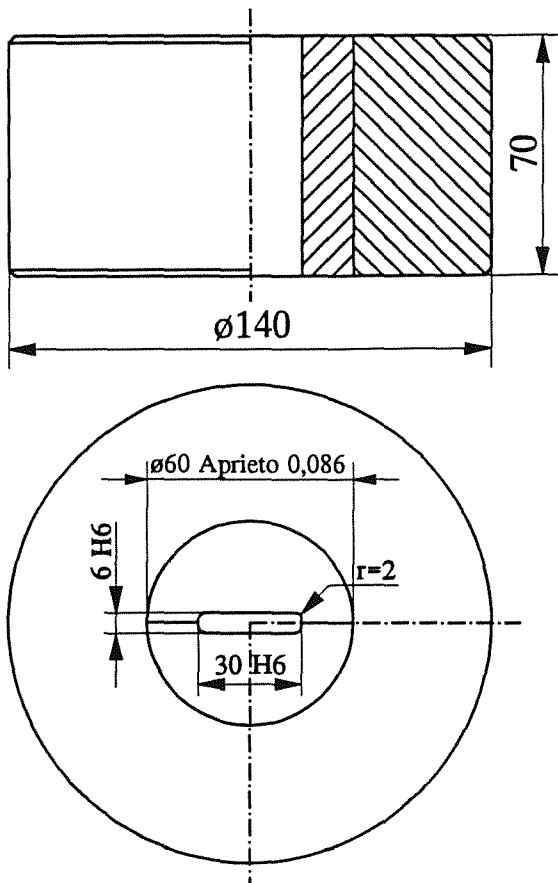


Fig.13. Plano de la matriz rediseñada.

herramientas pulvimetalúrgico, dadas la mayor finura y mejor distribución de carburos, no obstante, se decidió construir el núcleo de la matriz con el acero convencional F-521. Ello se justifica por la dificultad de encontrar en el mercado nacional este tipo de aceros, por la falta de familiaridad de los talleres locales con los mismos, y, principalmente porque, con el empleo de una matriz partida, las tensiones efectivas de trabajo no son tan elevadas. A pesar de esto último, se especificó que, inmediatamente tras el mecanizado por electroerosión fina, se diese un estufado a 200 °C durante 5 horas, con el fin de disminuir el contenido de hidrógeno introducido por dicha operación [9].

En lo relativo al zuncho, se ha calculado que la presión de zunchado es $P_z = 440$ MPa, cuando se utiliza una presión de compactación de 1300 MPa, que es la máxima presión de compactación prevista. Los cálculos se han basado en el supuesto de que la presión interna de compactación es totalmente hidráulica y actúa en las paredes de la matriz distribuida sobre un área correspondiente a tres veces la altura de los compactos [10]. La altura máxima de los compactos es de 15 mm. Esta presión se equilibra por una presión exterior que actúa en toda la altura de la matriz por la zona zunchada. El espesor del zuncho se ha determinado en base a conocidas relaciones de la teoría de la elasticidad,

sobre el tratamiento de las deformaciones simétricas alrededor de un eje [11], procurando, al mismo tiempo, la elección de un apriete factible en la práctica habitual en los talleres. Dadas estas consideraciones, se ha fijado un espesor de 40 mm y un apriete de 0,086 mm. A este espesor, tenida en cuenta la presión de zunchado, corresponde [11] una tensión de tracción tangencial de 700 MPa. Para la fabricación del zuncho se especificó el acero F-127, en barra bonificada, que tiene un límite elástico de 950 MPa. Se trata de un acero, de baja aleación, al Cr-Ni-Mo, que posee una buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad.

La conveniencia de utilizar una matriz partida se confirmó, a posteriori, calculando, mediante el programa ANSYS 4.4 [6], la intensidad y distribución de tensiones en una matriz meramente zunchada, es decir, sin partir, para una presión de zunchado de 440 MPa, cuando se somete a una presión de compactación de 1300 MPa. La Fig. 14 muestra la distribución de tensiones así obtenida. Puede observarse en dicha figura que la tensión en la región de máxima concentración de tensiones es del orden 3000 MPa, es decir, superior a la del acero de herramientas tratado especificado, que puede estimarse del orden de 2000 MPa.

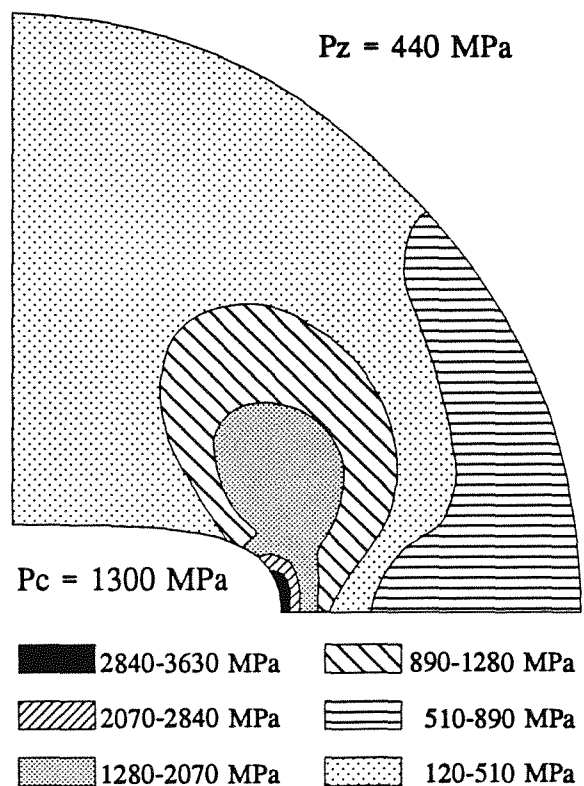


Fig.14. Distribución de tensiones efectivas en el núcleo entero de la matriz zunchada, para una presión de compactación $P_c = 1300$ MPa y una presión de zunchado $P_z = 440$ MPa.

4. CONCLUSIONES

Llevada a cabo la diagnosis del fallo, se ha llegado a la conclusión de que la matriz rompió debido, principalmente, a un mal diseño, ya que las tensiones efectivas en la zona en que se inició la fractura (2700 MPa) son superiores al límite elástico estimado del acero (2000 MPa).

La rotura fue, también, facilitada por una estructura indeseable de carburos bastos en el acero, alineados precisamente en la dirección del eje de la matriz, junto a la presencia de microgrietas, puntos blandos y fragilización por hidrógeno en las caras interiores de la matriz, ocasionada por el mecanizado por electroerosión.

A la luz de los resultados de este estudio, se ha diseñado una nueva matriz, zunchada y partida, y se ha recomendado la aplicación de un tratamiento de estufado (200°C, 5 h), inmediatamente tras la electroerosión fina, para disminuir el contenido de hidrógeno introducido durante esta operación.

La nueva matriz, construída siguiendo estas directrices, está siendo utilizada satisfactoriamente con presiones de compactación de hasta 1300 MPa.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la C.I.C.Y.T. a través del proyecto de investigación MAT92-0711.

6. REFERENCIAS

- [1] Wilson, F.W., Harvey, Ph.D. y Gump, Jr., Ch.B., editors, "Die Design Handbook", 2nd. Edition, pp. 3.23-3.24, McGraw-Hill Book Co., New York (1965).
- [2] Riedel, J.Y., "Why tools and dies fail", Met. Prog. 103, (4), pp. 87-90 (1970).
- [3] Sullivan, J.W., " Preventing failures in cold forming tools - Heat treatment and design", Metals Engineering Quarterly, Feb., 31-41 (1973).
- [4] Fuller, J.E., "Electrical Discharge Machining", en Machining, Metals Handbook, 9th edition, Vol. 16, pp. 557-564, ASM, Metals Park, OH.
- [5] Engel, L. y Klingele, H., "An Atlas of Metal Damage", pp. 121-132, Wolfe Science Books/C. Hanser Verlag, Munich (1981).
- [6] DeSalvo, G.J. y Swanson, J.A., ANSYS®, Rev. 4.4, Swanson Analysis Systems Inc., Houston, PA (1989).
- [7] Harvey, Ph.D., editor, "Engineering Properties of Steel", pp. 431-468, ASM, Metals Park, OH (1982).
- [8] Geller, Yu., "Tool Steels", pp. 61-217, Mir, Moscú (1978).
- [9] Quick, T.M., "EDM and resulting hydrogen embrittlement of maraging steel", J. of Metals, 45, (10), 52-55 (1993).
- [10] PMEA, Powder Metallurgy Equipment Manual, pp. 53-55, M.P.I.F., Princeton, NJ (1977).
- [11] Timoshenko, S., "Resistencia de Materiales", Tomo II, pp. 241-247, Espasa-Calpe, S.A., Madrid (1970).

**SISTEMA AUTOMATICO DE AJUSTES DE PARAMETROS PID EN EL SISTEMA INSTRON
8500 PLUS**

Chris Hinton

**INSTRON LIMITED
Engineering Department
Coronation Road, High Wycombe Bucks HP12 3SY
GREAT BRITAIN**

Abstract. Servo-hydraulic materials-testing machines operate under closed-loop control to apply dynamic loads or extensions to test-specimens to simulate service conditions or to determine material properties. Faithful demand following is not always possible with the current generation of fixed-parameter PID controllers because specimen stiffness changes that occur during the test alter the bandwidth of the control loop. Also, the controller has to be re-tuned every time a different specimen is installed. An adaptive scheme is described which overcomes this problem by continually updating the PID terms using real-time stiffness estimates. Adaptation is possible even when the test signals are not persistently exciting.

Resumen. Las máquinas de ensayos de materiales servo hidráulicas operan bajo el control de bucle cerrado para aplicar cargas dinámicas o extensiones a las probetas para simular condiciones reales o para determinar las propiedades del material. El seguimiento real de la demanda no siempre es posible con la generación actual de controladores PID de parámetros fijados, para que los cambios de rigidez de la probeta que ocurran durante el ensayo alteren la banda de control. También, el controlador debe ser sincronizado de nuevo cada vez que se instala una probeta nueva. Describimos el sistema adaptativo para resolver el problema actualizando continuamente los terminos PID usando estimación de rigidez en tiempo real. La adaptación es posible incluso cuando las señales del ensayo no están persistentemente en excitación.

INTRODUCTION

This note describes Instron's adaptive controller for servo-hydraulic materials-testing machines. It provides information requested by Keith Moon of Brewer & Son to enable him to carry out a preliminary assessment of the viability of some form of patent protection for this invention. It outlines why adaptive control is needed, what others have already done in this field, the advantages of the Instron adaptive controller and how it works.

The need for adaptive control

Adaptive control is required because the dynamic behaviour of a servo-hydraulic testing-machine is affected by the stiffness of the test specimen. Sensitivity to specimen stiffness poses two problems: Firstly, the machine controller has to be re-tuned every time a different type of test specimen is loaded.

Currently such re-tuning is done manually and because this requires some skill, is sometimes done badly. Secondly, even if the machine controller is correctly tuned at the start of a test, stiffness changes during the test prevent optimum performance being maintained. Such stiffness changes are common. In metals testing for example, damage mechanisms such as the propagation of fatigue cracks or transitions from elastic to plastic behaviour cause the stiffness to change. Other specimens - like automotive elastomeric components - have an inherently non-linear stiffness characteristic.

How a stiffness change affects the testing machine depends upon the mode of control used for the test. In load-control, the reverse happens; response becomes sharper but this can lead to closed-loop instability - see figure 2.

Sensitivity to stiffness change depends on the fixed stiffnesses of the hydraulic actuator and load-frame. The load-frame is designed to be stiff to minimise the strain energy stored when the specimen is loaded. Actuators, on the other hand, come in all shapes and sizes to suit varied requirements of speed, force and stroke. Sensitivity is worst in load control if the

employed to find the best set of PID parameters. The method is principally aimed at initial auto-tuning. Fromme suggests that it could be used during testing to re-tune but this would involve applying more impulses.

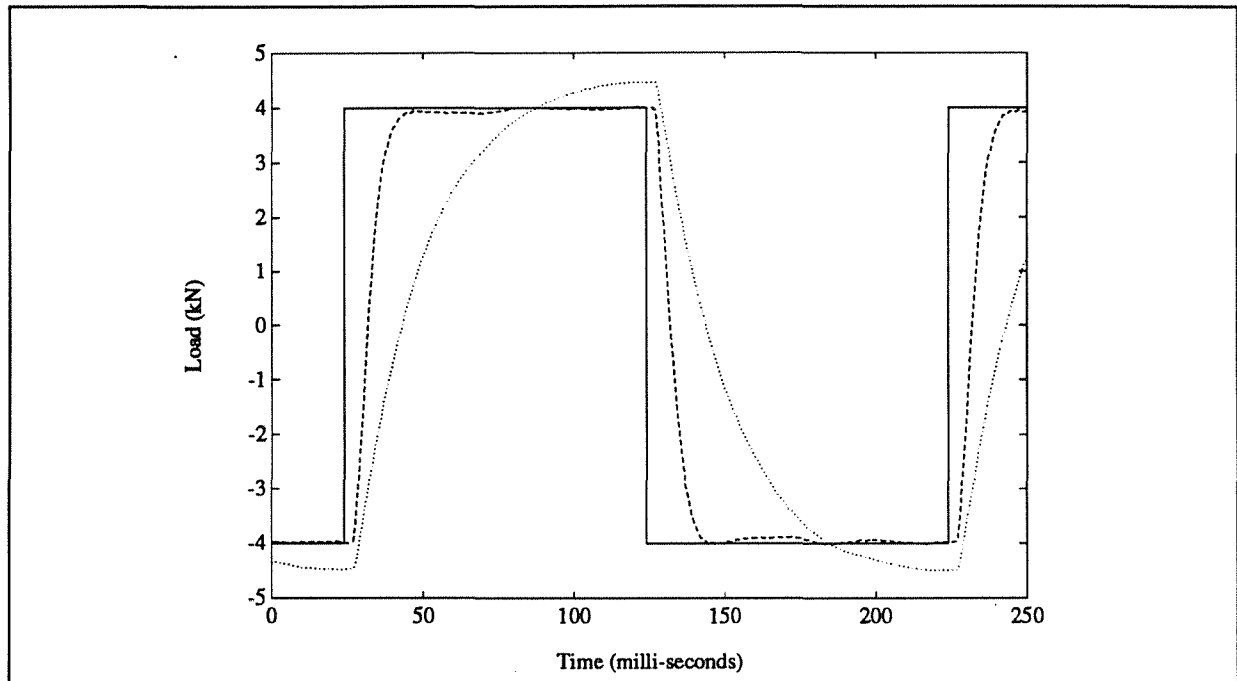


Fig. 1 Sensitivity to specimen stiffness in load-control.

Solid line = 5Hz square-wave demand signal
 Dashed line = response with a stiff specimen
 Dotted line = response with a soft specimen

actuator is stiff. In strain control, machines fitted with soft actuators tend to be most affected.

What has already been done by others

The following chronological list is published information that I have managed to track down:

(1992) PID self-tuning controller

G. Fromme, Self-optimising controller employing microprocessor for plants with slowly or discontinuously varying parameters, Process Automation, R. Oldenbourg Verlag - Munchen, No.2, pp.93-99, 1982.

This controller used to be marketed by Carl Schenck GmbH. It uses an impulse signal to determine system dynamics. A hill-climbing optimisation routine is then

(1986) Adaptive control of amplitude and frequency

P. R. Edwards, Control and monitoring of servo-hydraulic fatigue machines using a computer network with adaptive control of amplitude and frequency, Measurement and Fatigue - EIS'86 (published by EMAS), pp.3-17, 1986.

This is an outer-loop control scheme for improving the turning point accuracy of variable amplitude loading during fatigue testing. It is a learning controller which makes demand signal adjustments based upon the errors recorded the last time the test sequence was applied. It only looks at turning point accuracy. Traverses from one turning point to the next are not monitored. Only the demand signal is modified. The fidelity of the primary feedback loop remains uncorrected.

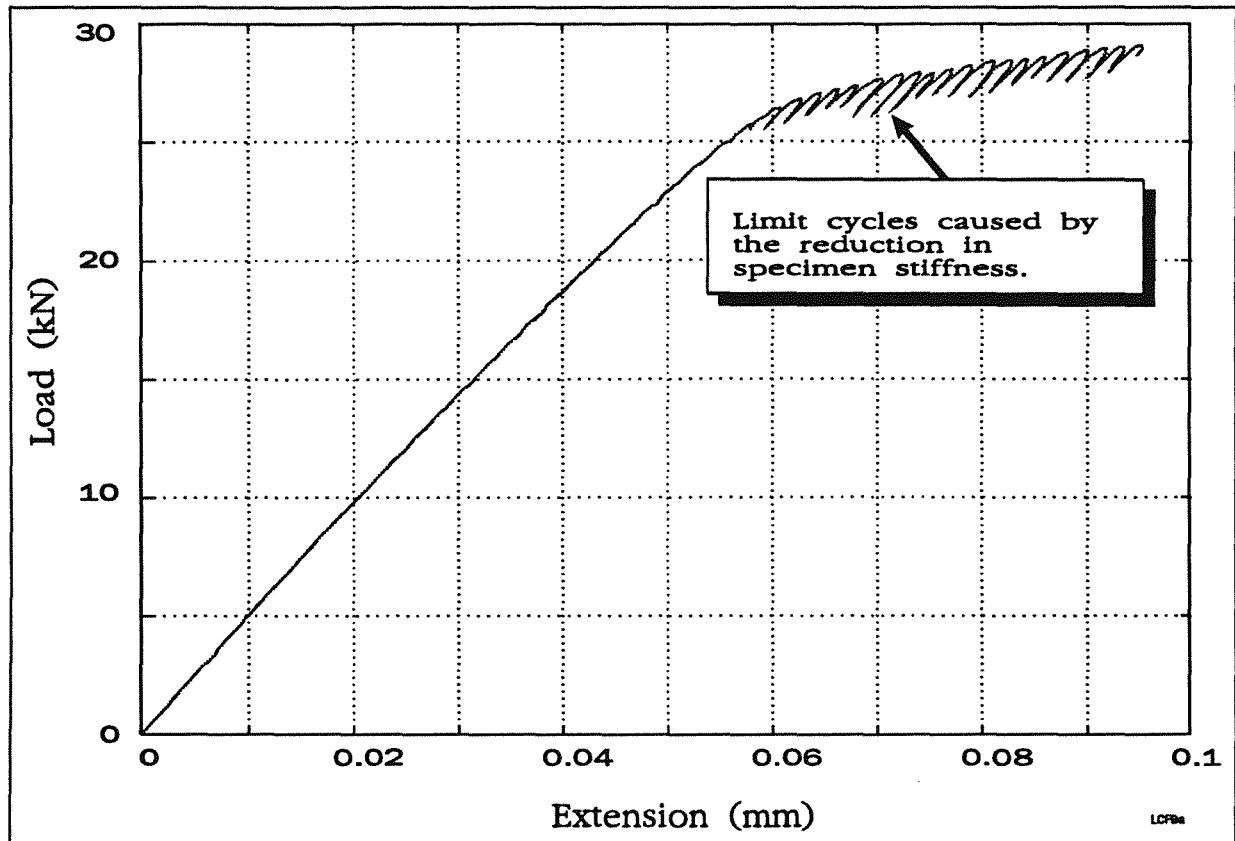


Fig. 2 Instability in strain control at specimen yield.

(1989/90) Pole placement self-tuning control

S. R. Lee, Self-tuning control application to closed-loop servohydraulic material testing, Phd dissertation, Dept. of Mechanical Engineering, The Ohio State University, 1989.

S. R. Lee and K. Srinivasan, On-line identification of process models in closed-loop materials testing, Trans. of the ASME, Vol.111, pp.172-179, June 1989.

S. R. Lee and K. Srinivasan, Self-tuning control application to closed loop servo hydraulic materials testing, Trans. of the ASME, vol.112, pp.680-689, December 1990.

This work was conducted at the Ohio State University using equipment donated by MTS. The stated aim of the work was to develop a self-tuning controller for servo-hydraulic materials testing machines which did not have to be manually tuned by the sort of trial and error approach used on existing PID controllers. After several investigations, a pole-placement controller was adopted. Trials on a real machine worked well as long as the demand signal was dynamically rich. Work concentrated on self-tuning. In-test adaptive control was not tried.

(1990/91) Repetitive control

K. Srinivasan and F. R. Shaw, Analysis and design of repetitive control systems using the regeneration spectrum, Proc. American Control Conference, San Diego, 1990.

F. R. Shaw and K. Srinivasan, Discrete-time repetitive control system design using the regeneration spectrum, Proc. American Control Conference, Boston, 1991.

Repetitive control - mainly developed in Japan for systems with periodic inputs - has been applied to materials testing by the above two researchers. This is another learning type of controller with cycle reduces errors caused by non-linearities. It is only suitable for periodic waveforms.

The above methods can be classified as self-tuning or complementary controllers. Non though satisfies the general requirement for adaptive control. The complementary learning controllers are specific to particular demand signals and types of test and to extend the self-tuning methods to cope with stiffness changes requires the use of unwanted probing signals to estimate dynamics. Estimation is particularly difficult in dynamically rich and probing cannot be tolerated during many material tests.

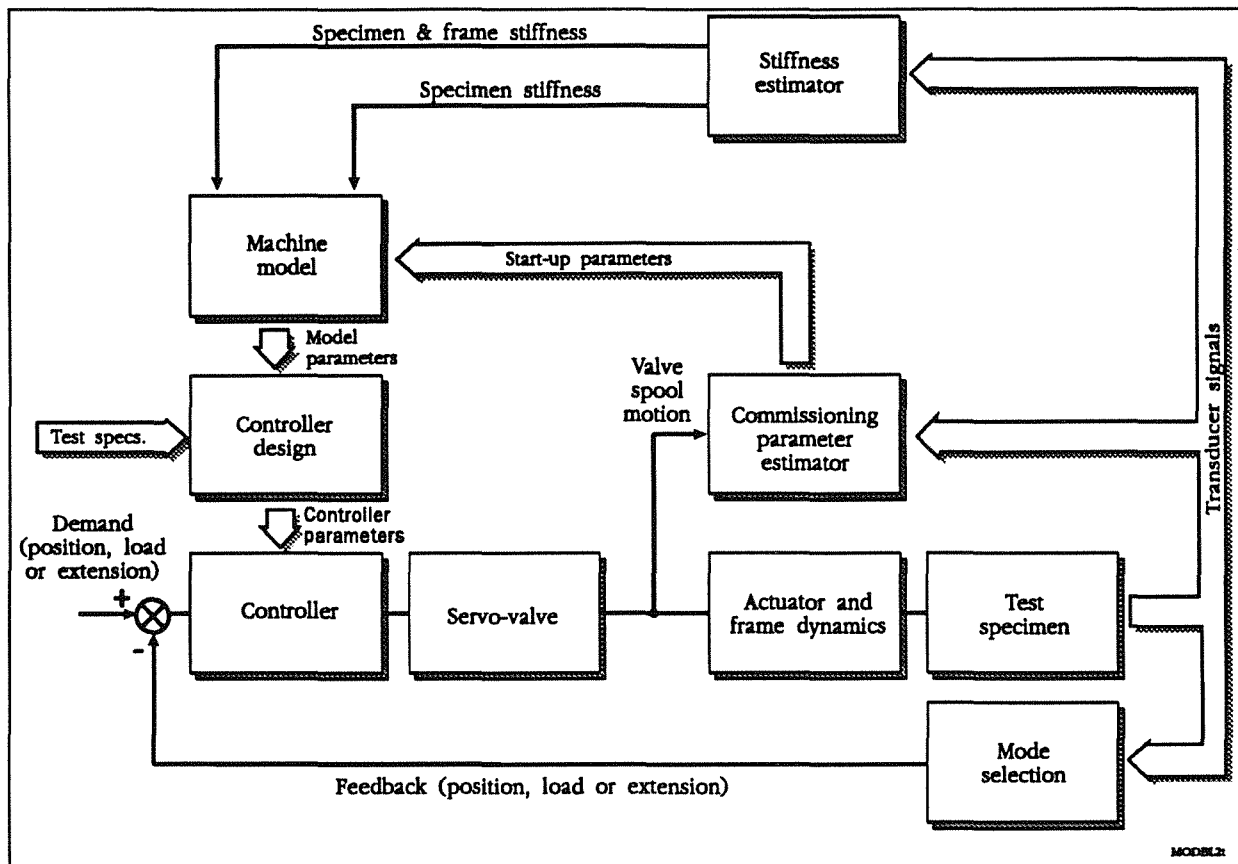


Fig. 3 Adaptive controller block diagram.

Advantages of the Instron Adaptive control scheme

In contrast to the earlier schemes listed in the last section, the Instron adaptive controller described in the next section has the following advantages:

- A tuning experiment is not required every time a different type of specimen is loaded in the testing machine. The machine operator simply loads the new specimen and, without applying any special signals, the adaptive algorithm makes the necessary changes to the controller.
- Stiffness changes that occur during a test are compensated for without the use of probing signals. This is possible even when the test signals are not dynamically rich.
- Rapid stiffness changes can be tracked more responsively.

These advantages stem from the fact that a physical model of the testing machine is used to formulate the adaptive algorithm. This means that only the parameter that is changing *i.e.* stiffness has to be estimated on-line. Other methods follow the classic black-box approach where reasonable dynamic order is the only structural information that is pre-specified. The physics that

govern machine behaviour are completely ignored. This is why such schemes tend to be slow and require probing if the normal operating signals are not very dynamic.

How the Instron adaptive algorithm works

Figure 3 is a block diagram of the adaptive controller. In the lower part of the figure is the normal feedback control loop consisting of the PID controller, the servo-valve, actuator and the test specimen. Control mode (position, load or strain) is selected by the mode selection switch which chooses from the transducer signals an appropriate feedback signal.

Adaptive control is achieved by modifying the PID controller terms according to real-time estimates of the specimen stiffness and the combined stiffness of the specimen and frame. These estimates are obtained from the position, load and extension signals by the stiffness estimator shown at the top of figure 3.

The relationship between the PID terms and stiffness is not the same on all machines. The relationship for a particular machine is defined by the machine-model. This represents mathematically the current dynamics of the actuator, load frame and specimen combination. Its

parameters are constituted from the two time varying stiffness estimates plus time-invariant terms called start-up parameters which, although fixed, are different from machine to machine.

The start-up parameters are determined in a once-only experiment by the commissioning parameter estimator when the machine is first built. Small amplitude square-wave signals are used to perturb the actuator so that these fixed terms can be identified. During subsequent operation, the machine-model only needs to be updated by the stiffness estimates to accurately reflect any changes in machine dynamics.

The controller design stage is the part of the adaptive controller which actually changes the PID terms. It does this according to a test specification using information about machine-model. The requirement for most tests is that the loop gain should be as high as possible without producing significant square-wave response overshoots.

Adaptive control example

Adaptive control makes the testing machine insensitive to specimen stiffness changes. Performance is maintained as it was when the system was first commissioned. This is demonstrated by the low cycle fatigue (LCF) test result shown in figure 4.

During an LCF test the test specimen is cycled at an amplitude which exceeds the elastic limit of the material. Cycles therefore exhibit portions of both elastic and plastic strain. The stiffness of the test specimen is continually changing with abrupt changes at each strain reversal.

The result shown in figure 4 was conducted in strain control at a frequency of 1Hz. The two cycles shown have been artificially stretched in the strain direction when plotted so that they can be separated. The two loops would otherwise be superimposed. Increasing time is indicated by the arrows.

Oscillations can be clearly seen in the plastic region at the start of the test record where adaptive control was switched off. They are caused for the same reason as the oscillations of figure 2 - namely that in strain control the loop gain increases when the specimen yields.

When adaptive control was switched on the oscillations disappeared. This demonstrates the usefulness of adaptive control. Oscillations in the plastic region often frustrate LCF testing. Without adaptive control, they can often only be prevented by reducing the controller gain. Such action though has the bad side-effect of degrading performance when the specimen is elastic and at strain turn around.

Implementation

The Instron adaptive controller runs on an upgraded version of Instron's 8500 direct digital controller for servo-hydraulic materials-testing machines due to be launched later this year. This is a multi-processor platform. Code resides in firmware. Real-time tasks such as stiffness estimation, the PID controller and PID updates are performed by a TMS320C31 floating-point arithmetic processor and logic unit. Non real-time tasks such as determining the start-up parameters are performed by a MC68340 32-bit CPU with peripheral devices.

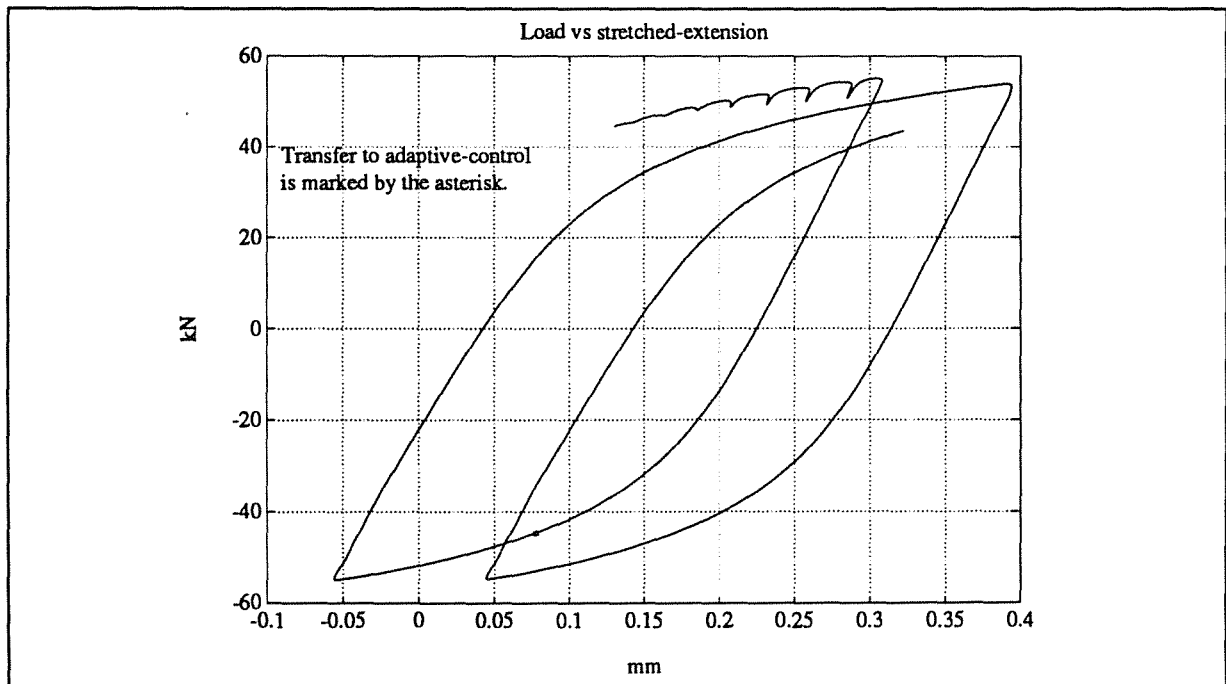


Fig. 4 LCF test result showing how adaptive control prevents instability during plastic straining.

ESTUDIO Y SIMULACION, MEDIANTE ENSAYOS DE RASGADURA, DEL MODO DE APERTURA DE TAPAS DENOMINADAS "DE FACIL APERTURA".

A. Monsalve, M. M. Petite, I. Gutiérrez, J.J. Urcola
ETSII y CEIT. Pº de Manuel de Lardizábal 15, 20009 San Sebastián.

J.M. Llano y J.I. Larburu
Altos Hornos de Vizcaya (AHV) C/ Carmen 2, 48901 Baracaldo

Resumen. Se ha evaluado la facilidad de apertura real de tapas comerciales denominadas de "fácil apertura" ó EOE, fabricadas con acero de bajo carbono y con aluminio. Se ha simulado la apertura de tapas "EOE", mediante ensayos de rasgadura que se han diseñado a tal efecto. Los resultados de estos ensayos permiten predecir el comportamiento del material para dicha aplicación, en un paso previo a la fabricación de las tapas. El estudio fractográfico ha permitido establecer los mecanismos que intervienen en este tipo de fractura, gobernada fundamentalmente por un modo III.

Abstract. The openability of commercial easy-open ends, EOE, has been determined for ends made of mild steel and aluminium. The EO End opening has been simulated through tearing tests which have been specially outlined. The results coming from these tests allow to predict the material behaviour for this application before the ends have been made. The fractographic work leads to the understanding of the mechanisms which operate during this type of fracture, mainly governed by a mode III.

INTRODUCCION.

Dentro del grupo de tapas denominadas de "fácil apertura", EOE, hay que distinguir dos grupos. Las de apertura parcial, utilizadas para envases que contienen productos líquidos y las de apertura total aplicadas al envasado de productos más sólidos. De las primeras, la mayor parte se viene fabricando con aluminio, habiéndose incorporado la hojalata a este mercado sólo desde fechas muy recientes. En el caso de las tapas de apertura total se utilizan tanto el aluminio como el acero, [1].

En la selección de los materiales que intervienen en la fabricación de estas tapas deben considerarse varios factores. Algunos de ellos afectan a la fabricación de la tapa, como la textura. Esta debe asegurar un mínimo de embutibilidad que facilite la estampación en prensa y la formación del botón que sujeta la anilla. Otros afectan a la seguridad del envase, entre ellos la resistencia frente a la corrosión y las propiedades mecánicas. Una resistencia mecánica elevada, en el caso del acero, permite minimizar el peso del envase sin peligro de que se deteriore su estanqueidad. En el caso del aluminio, una menor resistencia mecánica se compensa con mayores espesores que si bien pueden aceptarse desde el punto de vista del peso del envase llevan a un mayor precio.

Por último, hay que tener en cuenta que la carga necesaria para la apertura es uno de los factores que

determinan la calidad de las tapas EOE y que normalmente no se llega a conocer hasta el final del proceso de fabricación de las tapas.

El presente trabajo se ha concentrado en el estudio del comportamiento frente a la fractura de tipo III y de los mecanismos de fractura actuantes en cada uno de los dos materiales utilizados tradicionalmente en la fabricación de tapas de apertura total: aluminio y hojalata. Se han diseñado, además, unos ensayos de rasgadura que permiten evaluar el comportamiento del material frente a este tipo de fractura. Los resultados de estos ensayos se han comparado con los procedentes de ensayos de apertura realizados sobre tapas producidas comercialmente.

EXPERIMENTAL.

Se ha utilizado en el presente estudio un acero en forma de hojalata de 218µm de espesor y cuya composición es la siguiente: 0.05%C-0.26%Mn-0.015%P-0.038%Al-0.004%N. Este material ha sido producido por Altos Hornos de Vizcaya (AHV). También se ha utilizado una aleación de aluminio del tipo 5052 con un espesor de 257µm. De los citados materiales se ha contado con chapa y con tapas de diferentes formas. Concretamente, en el caso del acero, las tapas han sido de dos tipos, redondas y rectangulares, como las que se muestran en la Fig. 1. De la aleación de aluminio, arriba mencionada, se ha contado, únicamente, con tapas de tipo rectangular.

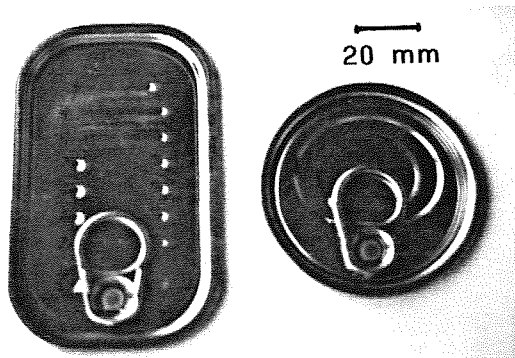


Fig. 1. Tapas comerciales estudiadas en el presente trabajo.

Las citadas tapas fueron fabricadas, todas ellas, por la empresa CMB (Vigo), a partir de los mismos materiales arriba mencionados. Para completar el presente estudio se eligió una tapa de aluminio de forma redonda, de las que se encuentran en el mercado, cuya composición es: 1.9%Mg-0.1%Mn-0.13%Cr-0.28%Fe-0.12%Si y de la que no se conoce su procedencia.

Las curvas carga desplazamiento para la apertura de las citadas tapas se han obtenido mediante una máquina Instron de tracción uniaxial, con la ayuda de un montaje como el que se ilustra en la Fig.2.

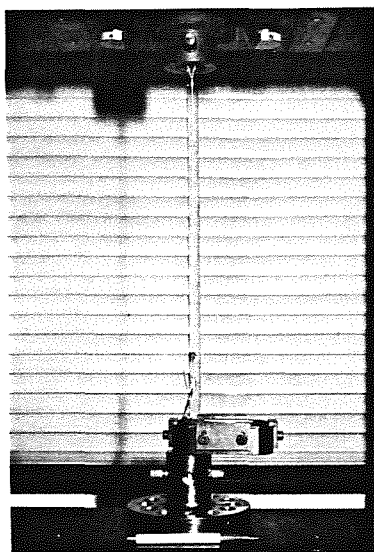


Fig. 2. Dispositivo utilizado en la realización de los ensayos de apertura de tapas.

Se han diseñado unos ensayos sencillos de rasgadura, sobre probetas entalladas, que permiten evaluar el comportamiento, frente a la fractura de tipo III, de una lámina de Al o de acero. En la Fig. 3 se muestra el dispositivo utilizado para la producción de las entallas y la probeta resultante.

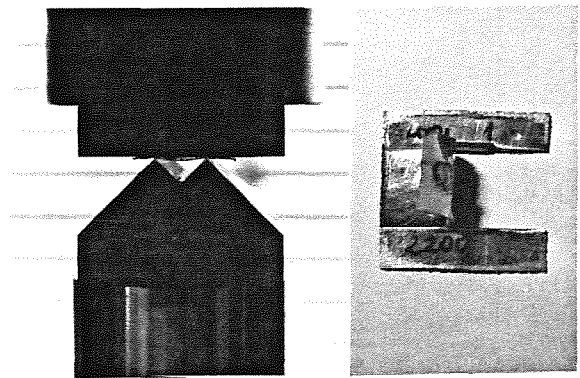


Fig. 3. a) Dispositivo utilizado en la fabricación de las entallas y b) probeta ensayada en rasgadura.

En la Fig. 4 se muestra el ensayo de rasgadura propiamente dicho. Para la realización de las entallas y la obtención de las curvas del ensayo de rasgadura se ha utilizado la misma máquina de tracción uniaxial citada anteriormente.

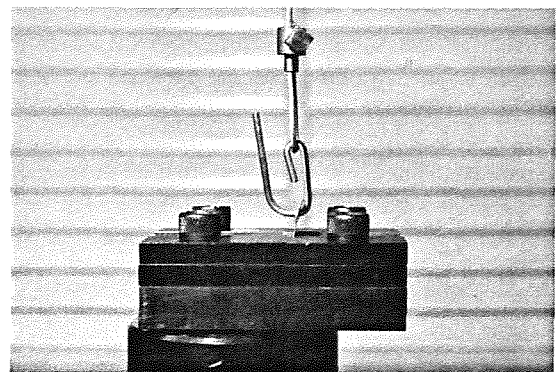


Fig. 4. Dispositivo utilizado en la realización de los ensayos de rasgadura.

La medida de los espesores residuales en el fondo de la entalla se ha realizado mediante un perfilómetro y utilizando un reloj comparador, para el que se ha construido un palpador especial en forma de aguja. En todos los casos, se han contrastado los resultados obtenidos por ambos métodos.

La observación microestructural de los materiales se ha realizado en un equipo STEM CM12 de Philips. El estudio fractográfico se ha realizado en un SEM 501B de Philips.

RESULTADOS Y DISCUSION.

Todas las curvas obtenidas en los ensayos de apertura de tapas tienen la forma mostrada en la Fig. 5. En general, dichas curvas presentan dos picos, el primero de ellos, se forma cuando la anilla alcanza a perforar la tapa y el segundo, más elevado está vinculado con la fuerza necesaria para producir la apertura [2].

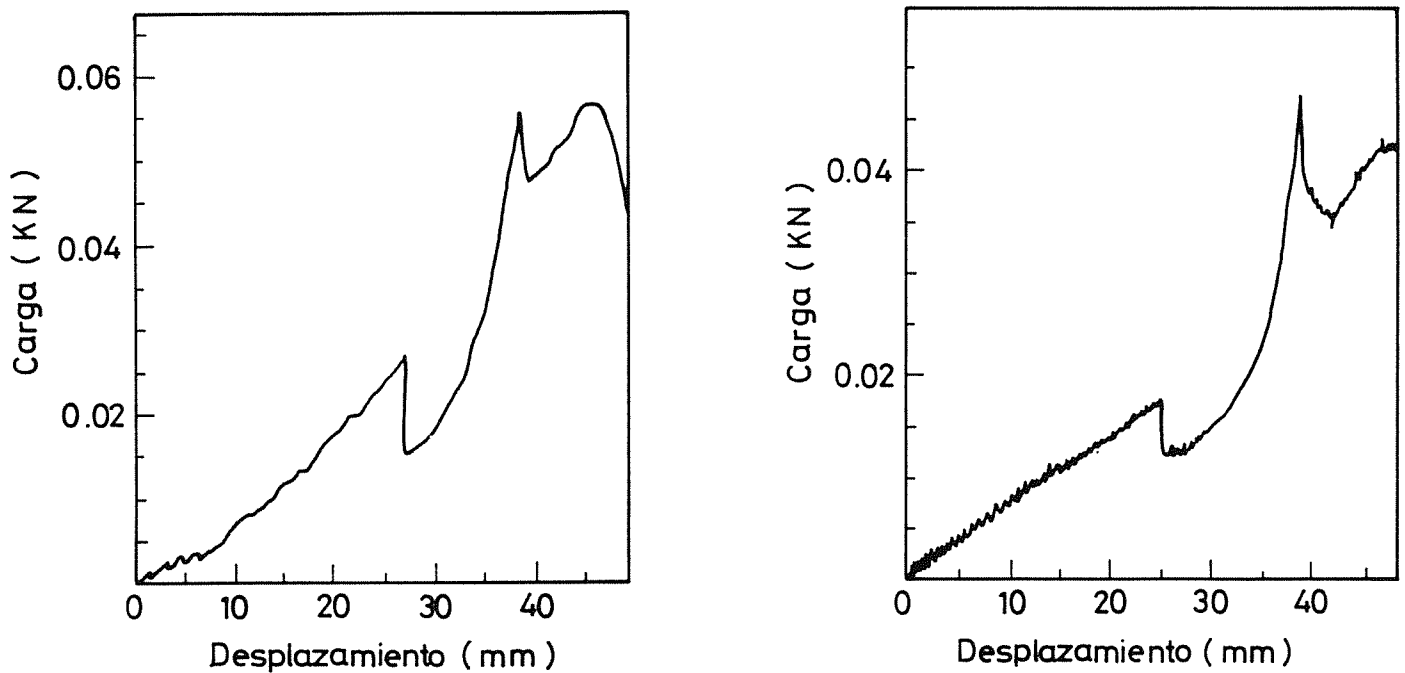


Fig. 5. Curvas resultantes de los ensayos de apertura de tapas de a) acero y b) aluminio.

Estas curvas son muy similares a las obtenidas por Arai y Col. [3] en tapas de apertura parcial. Estos autores obtienen un tercer pico exclusivo del tipo de tapa que estudian y que está asociado no con la apertura, sino con el arranque final de la lengüeta.

A partir de los máximos de los picos se han definido las fuerzas de perforación y de apertura respectivamente. Los resultados de los ensayos realizados sobre diferentes tapas se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1.

	FUERZA DE PERFORACION (Kg)	FUERZA DE APERTURA (Kg)
TAPA DE ACERO REDONDA	1.7	5.2
TAPA DE ACERO RECTANGULAR	2	5.2
TAPA DE AI REDONDA	1.8	5.7
TAPA DE AI RECTANGULAR	1.8	4.9

Es de notar que el presente acero tiene un comportamiento, frente a la apertura, muy similar al del aluminio. Sin embargo, no se debe perder de vista

que los espesores residuales del acero, utilizado en la fabricación de las tapas (~86µm), son menores que los del aluminio(~110µm). Por otro lado, no parece que la forma de la tapa haga variar sensiblemente el esfuerzo necesario para su apertura. Esto está sujeto, por supuesto, a un diseño adecuado de la tapa, en cada caso, capaz de resolver otro tipo de problemas geométricos y de distribución de cargas.

CARGA DE RASGADURA VS ESPESOR RESIDUAL Material AHV

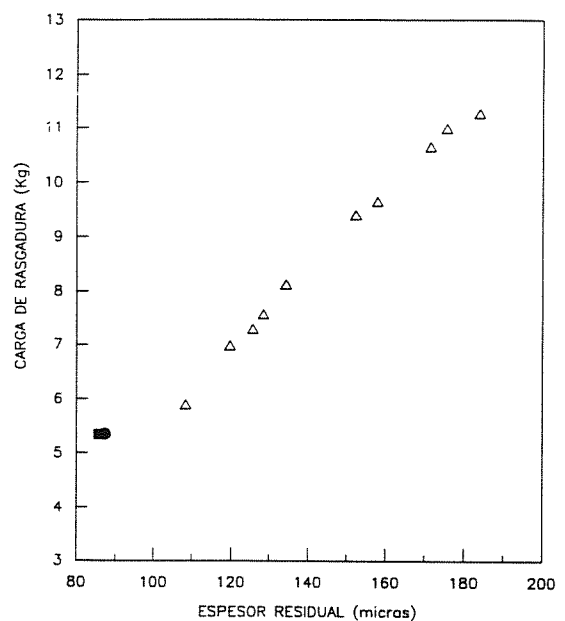


Fig. 6. Carga de rasgadura frente a espesor residual en hojalata. Los puntos negros corresponden a la fuerza de apertura de tapas.

En la Fig. 6 se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de rasgadura en hojalata en función del espesor residual de las entallas practicadas. En la misma figura los puntos negros corresponden a la fuerza de apertura de las correspondientes latas. Como se ve, la relación entre carga de rasgadura y espesor residual es aproximadamente lineal, en el rango estudiado. Además, la predicción que se obtiene para el valor de la carga de apertura a partir de los ensayos de rasgadura es razonable. Estos ensayos permiten evaluar, de forma sencilla, una de las propiedades exigibles a un acero en su aplicación a la fabricación de tapas de fácil apertura. Algo que en otro caso no se puede conocer hasta después de que las tapas estén fabricadas. Un estudio similar se está llevando a cabo para el caso del aluminio.

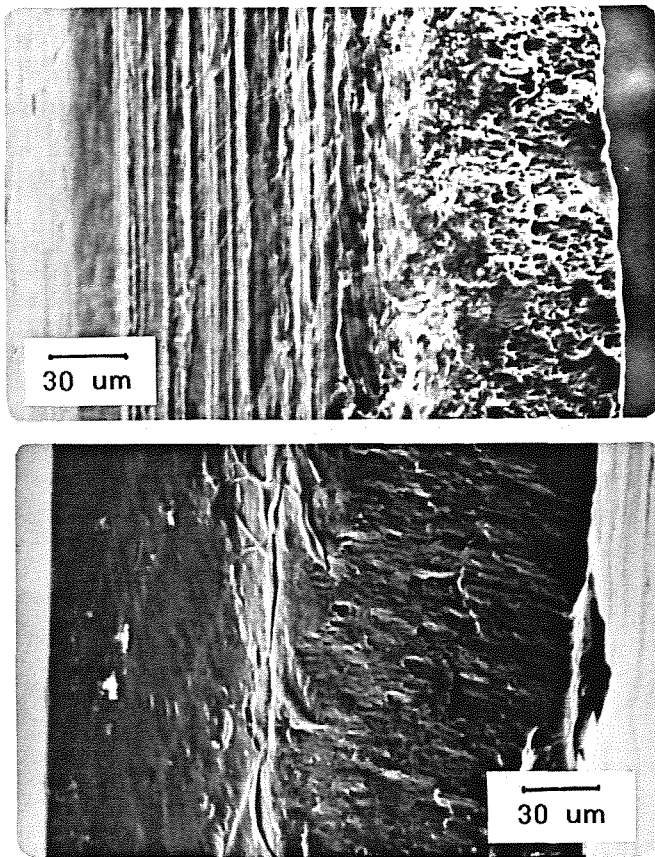


Fig. 7. Imagen de SEM correspondiente al borde de las tapas tras la apertura, a) acero y b) aluminio.

La observación, a través de microscopía electrónica de barrido (SEM), de uno de los bordes que quedan tras la apertura de las tapas, revela la presencia de dos zonas perfectamente definidas. La primera de ellas corresponde a la entalla (izquierda), y la segunda a la superficie de fractura propiamente dicha (derecha), tal como se muestra en la Fig. 7. Es de notar una sensible diferencia entre las superficies de fractura del acero y del aluminio. Dicha diferencia se comenta con mayor detalle a continuación.

Las micrografías de la Fig. 8 muestran las superficies de fractura del acero tras un ensayo de rasgadura y uno de apertura de tapa, respectivamente. Puede verse que ambos ensayos producen superficies de fractura similares. El acero presenta una fractura dúctil con un importante número de cavidades en la superficie de fractura.

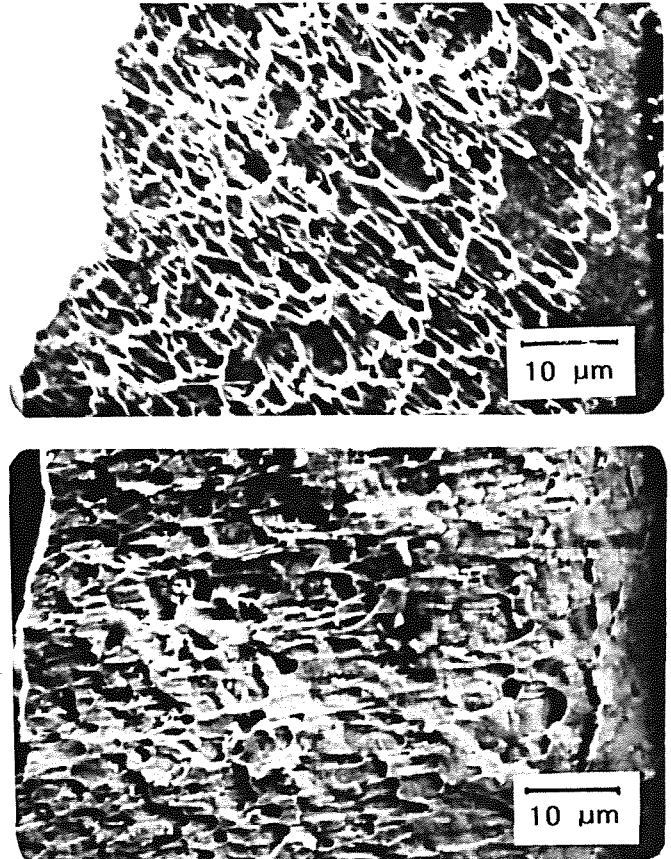


Fig. 8. Superficies de fractura en el acero tras un ensayo a) de rasgadura y b) de apertura.

Estas cavidades son similares a las que se producen en un ensayo de tracción a fractura del mismo material, Figura 9.

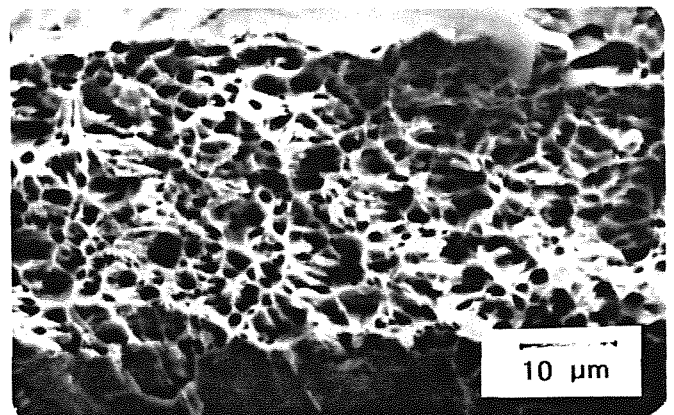


Fig. 9. Superficie de fractura en el mismo acero tras un ensayo de tracción a fractura.

Sin embargo, hay que tener en cuenta que al ser diferente el modo de fractura en ambos ensayos cambia la forma con la que se observan las cavidades sobre la superficie de fractura.

En el caso del ensayo de rasgadura/apertura las cavidades, de acuerdo con el modo III de fractura aparecen alargadas, lo que indica que ha tenido lugar una importante deformación a cortadura de la matriz antes de llegar a producirse la fractura. Las cavidades presentes en la superficie de fractura del acero están asociadas a partículas de segunda fase con tamaños menores de aproximadamente $1\mu\text{m}$.

Los estudios realizados en microscopía electrónica de transmisión han puesto de manifiesto que estas partículas corresponden a cementitas de forma globular que se encuentran en el acero tal como puede observarse en la Fig. 10.

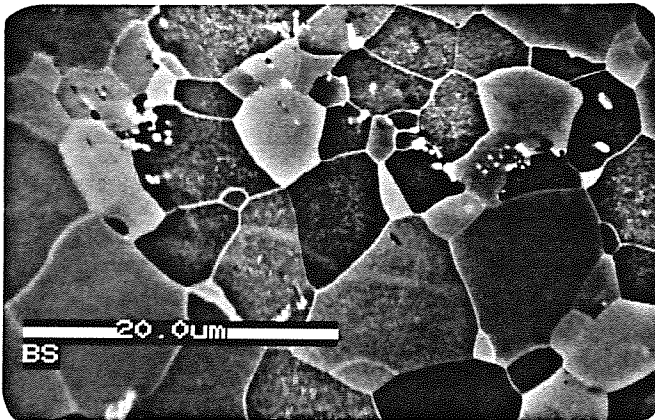


Fig. 10. Micrografía obtenida en modo de barrido en STEM, con electrones primarios, que muestra la microestructura del acero.

Estas partículas actúan como punto de partida para la nucleación de cavidades y en este sentido son beneficiosas en facilitar la apertura, de acuerdo con lo publicado por otros autores [4].

La fractura dúctil se caracteriza por la nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades originadas por la descohesión de partículas de segunda fase. En tracción se han establecido relaciones entre la profundidad o anchura de la cavidad, el tamaño de partícula y la deformación sufrida [5,6].

En el presente caso, se ha determinado la deformación local, a cortadura, de la matriz en la superficie de fractura a partir de la medida del tamaño de las partículas de segunda fase y del de las cavidades, según la siguiente fórmula:

$$\gamma \cong \frac{l}{\phi} \quad (1)$$

l y ϕ se definen en el esquema de la Fig. 11. Según esto, la deformación local a cortadura en la superficie de fractura del presente acero sometido al modo III de fractura puede estimarse en 3.3.

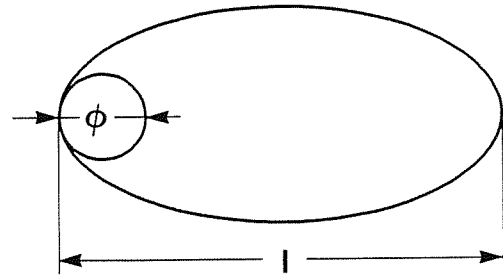


Fig. 11. Esquema en el que se muestra una cavidad producida por cortadura.

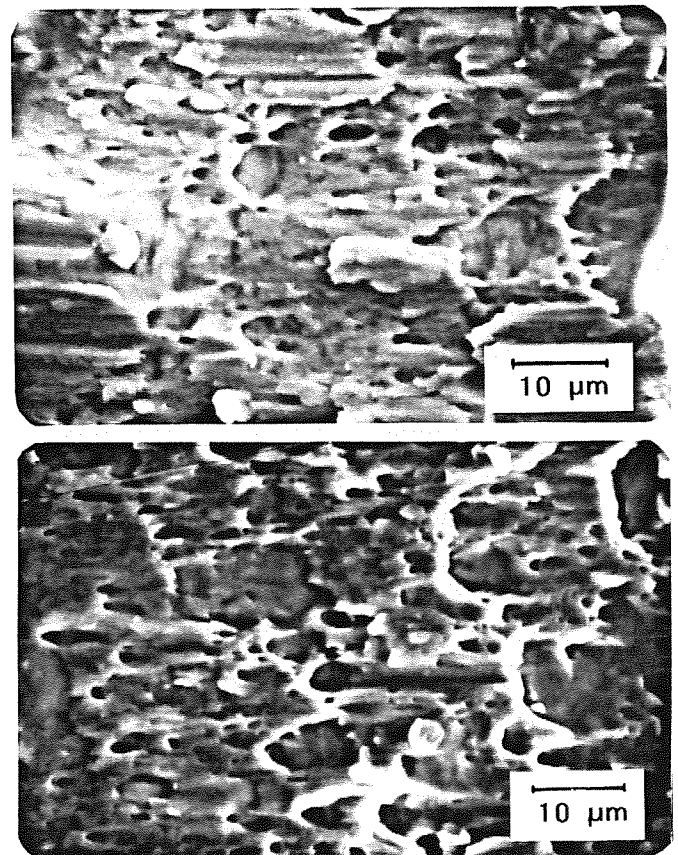


Fig. 12. Superficies de fractura en el aluminio tras un ensayo a) de rasgadura y b) de apertura.

Las fractografías de la Fig. 12 corresponden a las superficies de fractura del aluminio tras un ensayo de rasgadura y uno de apertura de tapa, respectivamente. De nuevo, el aspecto de las superficies de fractura

generadas por ambos ensayos es muy similar. Al igual que en el caso del acero, se observan cavidades formadas en la superficie de fractura, sin embargo, su número es más reducido en el caso del aluminio. La matriz presenta una mayor deformación plástica a cortadura, localizada en la superficie de fractura que puede estimarse de acuerdo con la ecuación (1) en un 5.5. El tamaño de las partículas observadas en la superficie de fractura, con las que se ha efectuado el cálculo anterior, se encuentra entre aproximadamente 0.6 y 1.5 μm .

La micrografía de la Fig. 13 muestra la superficie de fractura obtenida por tracción en el mismo material. En ella se aprecian con mayor claridad, que las cavidades están asociadas con partículas de segunda fase de tamaños que pueden llegar, aproximadamente, a las 3 μm .

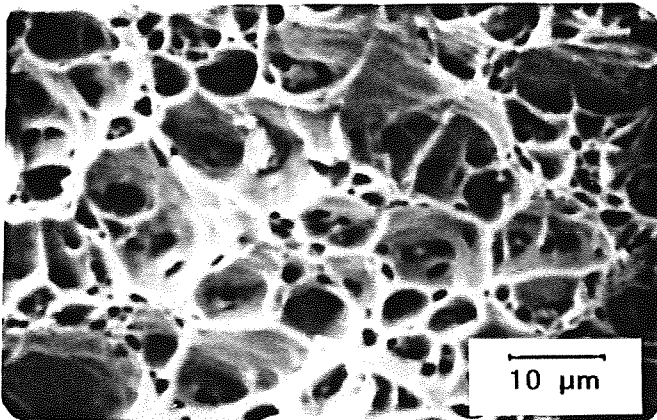


Fig. 13. Superficie de fractura en el mismo aluminio tras un ensayo de tracción a fractura.

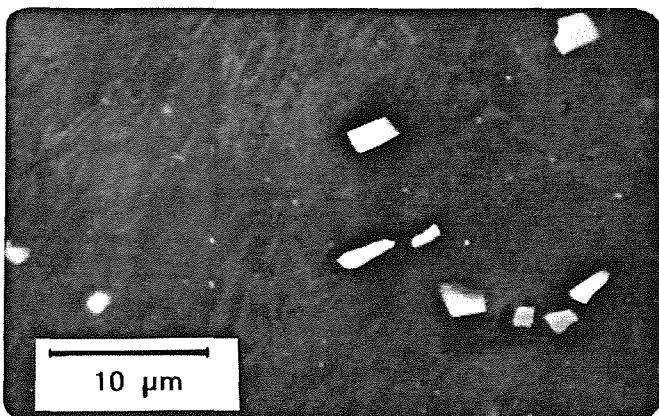


Fig. 14. Micrografía obtenida en modo de barrido en STEM, con electrones primarios, que muestra la microestructura del aluminio.

Las cavidades producidas por tracción a fractura en el aluminio son sensiblemente mayores que las que se observan en el caso del acero. Las partículas que se encuentran en dichas cavidades corresponden con las

observadas en modo STEM en el aluminio, Fig.14, y que adoptan tamaños comprendidos entre aproximadamente 0.5 y 3 μm [7].

Es de notar que en el caso del aluminio los tamaños de las partículas observadas en las cavidades producidas por rasgadura son menores que las presentes en la superficie de fractura a tracción. Esto indica, posiblemente, que en el caso de la fractura en modo III las partículas de mayor tamaño se han desprendido y no aparecen sobre la superficie de fractura.

Si se comparan las propiedades mecánicas a tracción de los presentes materiales resulta que el límite elástico del acero es aproximadamente el doble del correspondiente al aluminio, mientras que la relación entre las resistencias a la tracción es del orden de los 2/3. Sin embargo, el acero muestra una mayor ductilidad que el aluminio.

Tabla 2.

	n	σ_0 (MPa)
ACERO	0.18	629
ALUMINIO	0.10	334

En la Tabla 2 los coeficientes de las dos últimas columnas corresponden a los de la ecuación de Hollomon:

$$\sigma = \sigma_0 \epsilon^n \quad (2)$$

obtenidos a partir de los datos experimentales.

La deformación máxima a cortadura se puede expresar como $\gamma = \epsilon\sqrt{3}$. Calculando a partir de los datos de tracción las equivalentes deformaciones de cortadura necesarias para producir la fractura, se obtienen valores sensiblemente inferiores a los calculados para la deformación local en la superficie de fractura en modo III. Esto, sin embargo, parece lógico y está de acuerdo con lo observado por otros autores [6].

El trabajo total invertido en la etapa de rasgadura al abrir una tapa o en el ensayo de rasgadura sobre chapas se divide en tres componentes. La primera de ellas corresponde al trabajo necesario para producir la curvatura de la chapa. El trabajo necesario, W_1 , para curvar plásticamente una anchura B de chapa de espesor, e_t , hasta un radio de curvatura ρ es, por unidad de longitud [8]:

$$W_1 = \frac{\sigma_0 e_t^{n+1}}{(n+1)(n+2)} \frac{B}{\rho^{n+1}} \quad (3)$$

La segunda componente, W_2 , corresponde a la energía disipada por deformación a cortadura en la zona de la entalla. El volumen sobre el que se aplica será: $2s \cdot t$ por unidad de longitud en la dirección paralela a cada una de las entallas, siendo t el espesor residual y s la anchura de la zona que sufre la cortadura en cada uno de los bordes de la citada entalla. Luego, teniendo en cuenta las dos entallas presentes, resulta:

$$W_2 = 4 \frac{s \sigma_0 \gamma^{n+1}}{(n+1) 3^{\frac{n+1}{2}}} \quad (4)$$

Por último, la tercera componente, W_3 , corresponde a la energía invertida en la fractura, propiamente dicha [8]. De nuevo, dado que se tienen dos entallas, resulta:

$$W_3 = 2 \frac{\sigma_0}{2} \frac{t \gamma^n}{3^{\frac{n+1}{2}}} \quad (5)$$

El trabajo específico de fractura viene dado por la suma de las ecuaciones (4) y (5).

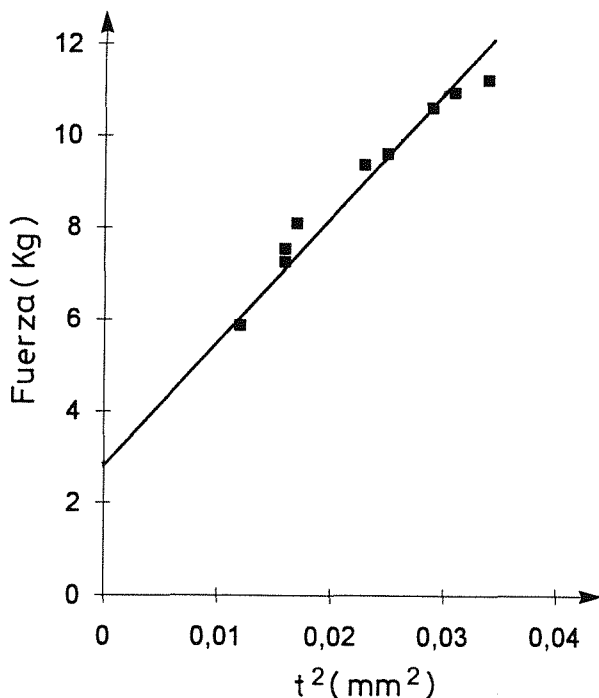


Fig. 15 Fuerza necesaria para la rasgadura en chapas de acero, frente al cuadrado del espesor residual en la entalla.

La fuerza total, P , que es preciso aplicar para producir la rasgadura/apertura puede expresarse como:

$$P = W_1 e_t + (W_2 + W_3) t \quad (6)$$

De acuerdo con la ecuación (5), W_3 es una función lineal de t . Por otro lado, la anchura de la zona afectada por cortadura en cada borde de la entalla, s , resulta difícil de medir, pero puede suponerse que es proporcional al espesor residual, luego W_2 también será una función lineal de t .

De acuerdo con esto último se puede suponer, en primera aproximación, una dependencia lineal entre la fuerza de rasgadura y t^2 , siempre que se mantengan aproximadamente constantes el resto de variables que intervienen en las ecuaciones anteriores. En la Fig. 15 se muestra la citada representación, para los datos de la fig.6 correspondientes a los ensayos de rasgadura efectuados sobre chapas de acero. Los puntos de la gráfica pueden ajustarse, por una recta de pendiente igual a 266 Kg/mm^2 y de ordenada en el origen igual a 2.83 Kg .

En la Tabla 3 se recogen los valores calculados a partir de las ecuaciones (3), (4) y (5) y de los resultados experimentales obtenidos a partir de los ensayos de tracción y que se muestran en la Tabla 1. La observación de las muestras ensayadas a rasgadura revela bordes poco deformados. Esto indica que la deformación a cortadura sufrida, en el presente caso, por el material durante la fractura en modo III está muy localizada. Por ello se han tomado como deformaciones de cortadura, γ , los valores obtenidos experimentalmente sobre la superficie de fractura.

Tabla 3.

		B/ ρ (mm)	W_1 (Kg/mm) Ec. (3)	W_2 (Kg/mm) Ec.(4)	W_3 (Kg/mm) Ec.(5)
ACERO	Rasgadura	10/3	11.3	465 S	41.6 t
	Apertura	54/14	9.96	465 S	3.57
ALUMINIO	Apertura	54/14	9.8	442 S	2.43

De todo ello resulta para el ensayo de rasgadura en chapa de acero un valor para el producto $W_1 e_t$ de 2.46 Kg . Este valor es muy próximo al obtenido para la ordenada en el origen de la recta de la Fig. 15. Por otro lado, a partir de la pendiente de la citada recta y de los valores para W_2 y W_3 que se muestran en la

Tabla 3 se puede deducir que $s \cong 0.5 t$. Con este valor de s , la ecuación (6) y los datos de la tabla 3 correspondientes al acero y al aluminio resultan unas fuerzas para la apertura de tapas de 4.2 y 5.5 Kg respectivamente. Estas fuerzas son próximas a las deducidas experimentalmente en los ensayos de apertura de tapas, ver Tabla 1.

Es de notar que el valor de s deducido en el presente trabajo es inferior al obtenido por otros autores [8] que encuentran que $s=2t$. Esto, sin embargo, es lógico al trabajarse en el presente caso con materiales que presentan una entalla previa. Esta entalla posibilita la concentración de tensiones y la localización de la deformación en una zona más estrecha. Es precisamente esta localización de la deformación en una zona muy pequeña la que hace, entre otros factores, que los bordes no presenten un aspecto cortante, tras la apertura/rasgadura.

CONCLUSIONES.

- Las tapas EOE de acero y de aluminio pueden presentar características similares de apertura, siempre que se elijan adecuadamente los materiales.
- Es posible, mediante un ensayo sencillo de rasgadura, efectuado sobre chapa, predecir el comportamiento frente a la apertura de las futuras tapas.
- El mecanismo actuante en la apertura de tapas, es análogo al que opera en el ensayo de rasgadura y consiste en nucleación y crecimiento de cavidades, de acuerdo con un modo dúctil de fractura.
- Las deformaciones locales en la superficie de fractura en modo III son superiores a las deformaciones macroscópicas alcanzadas en los ensayos de tracción.
- El cálculo teórico del trabajo necesario para producir la fractura en apertura/rasgadura muestra un buen ajuste con los datos deducidos de los ensayos de apertura/rasgadura.

AGRADECIMIENTOS.

Al personal de la empresa CMB de Vigo y en particular al Sr. T. Somohano por su amable colaboración.

REFERENCIAS.

- [1] E. Morgan "Tinplate and Modern Canmaking Technology" Pergamon Press, Oxford, (1985).
- [2] Informe CEIT del proyecto de investigación, "Optimización de Hojalata para Tapa de Fácil Apertura", en colaboración con AHV, Diciembre, (1992).
- [3] Arai N., Tsujumura S. y Asano H., "Steel for Easy-Open Ends of Pressure Cans", Nippon Steel technical Report, 30, 50-58, (1986).

[4] Arai N. y Asano H., "Improvement of Steel Structure for Easy Open End", Trans ISIJ, 24, B-216, (1984).

[5] Thompson A.W. y Ashby M.F., "Fracture Surface Micro-Roughness" Scripta Met., 18, 127-130, (1984).

[6] Viviente J.L., Rodríguez-Ibabe J.M., Martín A., Gil-Sevillano J. y Fuentes M., "Medida Local de la Deformación Crítica Necesaria para el Inicio de la Propagación Ductil de Grietas en un Acero A533B-1" Anales de Mecánica de la Fractura, 3, 179-189, (1986).

[7] Cavallini H., Tesis Master en curso, ETSII, San Sebastián.

[8] Mai Y.W. y Cotterell B., "The Essential Work of Fracture for Tearing of Ductile Metals", Int. J. of Fracture, 24, 229-236, (1984).

EVALUACION DE LA FIABILIDAD DE UN EQUIPO SOLDADO DE FUERTE ESPESOR MEDIANTE APLICACION DE LOS CRITERIOS DE LA MECANICA DE LA FRACTURA.

M.A.Román* y A.M. Irisarri.**

*Babcock & Wilcox Esp. S.A.
Galindo (Vizcaya).

**INASMET
C. Portuetxe, 12. 20009 San Sebastián.

Resumen. Se ha utilizado el Documento PD6493, en su nivel 2, a la valoración de la integridad de un equipo soldado con chapas de fuerte espesor. Este equipo comprende dos diferentes materiales, uniones efectuadas por dos diferentes procesos y que pueden encontrarse en estado bruto de soldadura o con tratamiento post-soldadura. Este estudio ha demostrado que el equipo soldado es perfectamente fiable tanto durante la prueba hidráulica como en su trabajo en servicio. Asimismo, ha puesto de manifiesto el excesivo conservadurismo de algunas especificaciones técnicas.

Abstract. PD6493 Document has been used, at level 2, to evaluate the integrity of a thick plate welded structure. This structure includes two different materials, joined by two welding processes and two heat treating conditions (as welded and P.W.H.T.). The study carried out has shown that the structure is reliable during the pressure test or in service. Moreover the excessive conservatism of some technical specification has been revealed.

1.-INTRODUCCION

Pese a las dificultades existentes para lograr una evaluación exacta de las repercusiones económicas de la fractura de equipos y componentes, un estudio americano realizado en los años 80 elevaba el mismo a una cantidad equivalente al 4% del Producto Nacional Bruto [1]. Cifras similares pueden ser aplicables a cualquier otro país industrializado. Es evidente la preocupación que provoca una cantidad como esta, así como el interés suscitado en reducirla en la mayor medida posible.

Uno de los ahorros potenciales se basa en la consecución de un análisis correcto del riesgo de rotura que implica la presencia de un defecto en una estructura en función de las sollicitaciones a que se halle sometida, evitando reparaciones o sustituciones de equipos que pudieran ser perfectamente operativos [2].

El desarrollo de la tecnología de combustión de carbón en lecho fluido a presión ha obligado a la fabricación de unos grandes recipientes capaces de albergar en su interior no sólo la caldera de lecho fluido propiamente dicha sino también los diversos equipos auxiliares. La construcción de recipientes de este tipo, al menos si se desea limitar sus dimensiones y peso a unas cifras razonables, exige el empleo de aceros de alto límite elástico. Pese a la elevada resistencia mecánica de estos

aceros, las condiciones operativas de la estructura imponen la necesidad de utilizar chapas de fuerte espesor (del orden de 100 mm. e incluso más gruesas).

La soldadura de este tipo de aceros, y más en chapas de espesores tan fuertes, presenta un alto grado de dificultad obligando a adoptar una serie de precauciones como son el empleo de consumibles de bajo hidrógeno, precalentamiento de las piezas y el uso de una técnica de soldadura adecuada. Así y todo, y aún cuidando al máximo el proceso de soldadura, este origina la aparición de defectos y genera una serie de tensiones que, unidas a aquellas propias de servicio, pueden llegar a provocar la rotura del equipo [3].

La técnica habitualmente seguida para enfrentarse con la presencia de defectos en la unión soldada consiste en proceder a la reparación de todos aquellos que superen unas ciertas dimensiones. Desgraciadamente, el tamaño a partir del cual se impone la reparación de estos defectos se suele fijar en los Códigos de una forma más o menos arbitraria, lo cual conduce al resanado de algunos que no representaban el más mínimo riesgo para la integridad de la estructura, invirtiendo para ello de forma innecesaria, considerables sumas de dinero [4].

Por su parte, el tratamiento térmico post-soldadura, que se suministra con el fin de atenuar las tensiones

generadas durante el proceso de unión, es difícil aplicarlo correctamente a las piezas soldadas en campo. Además, en cualquier caso, representa un considerable coste energético y requiere un tiempo adicional que, lógicamente, prolonga el proceso de construcción del equipo, motivo por el cual la posibilidad de eliminarlo, siquiera en parte, ofrece una considerable ventaja [5].

La Mecánica de la Fractura, al permitir una valoración adecuada del riesgo que representa un defecto de forma, dimensiones y situación dadas para la integridad de una estructura en función de las solicitaciones a que se halle sometida y de la tenacidad que posea puede jugar un notable papel en este campo [2].

En el presente trabajo se ha aplicado la última versión del Documento PD6493, al cálculo de los tamaños admisibles de defectos en las diferentes uniones que comprende una construcción soldada con chapas de fuerte espesor (95 y 125 mm.). Este análisis se ha efectuado sobre las uniones de dos materiales (ASTM A533 y A871), realizadas por dos distintos procesos (manual y automática) y que pueden encontrarse en dos diferentes estados de tratamiento (bruto de soldadura o tras la aplicación de un tratamiento térmico de alivio de tensiones).

2.- EL DOCUMENTO PD6493

La primera versión del Documento PD6493 destinado a la determinación de los tamaños aceptables de defectos en las uniones soldadas fue presentada por British Standard Institution en 1980 [6]. Este procedimiento se basa en la formulación algebraica de la denominada curva de diseño CTOD por parte de Dawes [7] quien utilizó un desarrollo teórico para las deformaciones inferiores a la mitad de la cedencia, adoptando uno fundamentalmente empírico para aquellas situaciones en que las deformaciones rebasan dicho límite.

Este método de valoración de defectos adquirió rápidamente una gran difusión gracias a su sencillez. Así en una revisión efectuada bajo los auspicios de la Comisión X del Instituto Internacional de Soldadura señalaba a este método como el más ampliamente utilizado con gran diferencia respecto a los restantes [8].

No obstante, a lo largo de los años 80 se fueron realizando diversos estudios acerca de las ventajas e inconvenientes de este método apuntando entre las primeras la mencionada sencillez que permite una valoración relativamente rápida de los tamaños admisibles de defectos. Por el contrario, este método presenta los inconvenientes del carácter empírico de la curva de diseño CTOD en la cual se basa y el poseer un factor de seguridad variable que lo convierte en excesivamente conservador para solicitaciones bajas pero

presenta el riesgo de una sobre valoración del tamaño admisible cuando las tensiones en la sección neta se aproximan al límite elástico [9].

La formulación de estas limitaciones, y el deseo de lograr una valoración más precisa de los tamaños admisibles de defectos, condujo a una revisión del documento. Sin entrar en detalles acerca de las modificaciones introducidas en el mismo como consecuencia de esta revisión, que fueron presentadas por Garwood en el Encuentro celebrado en Santillana del Mar en 1991 [10] si conviene señalar los aspectos principales.

En primer lugar, el nuevo Documento [11] establece tres niveles de valoración de defectos en función del grado de precisión que se desee y de los datos disponibles para el cálculo. El nivel 1, aquel que requiere menor volumen de datos y precisa un cálculo más simple, continúa basado en la mencionada curva de diseño CTOD, si bien escrita en términos de tensiones en lugar de deformaciones y con una salvaguarda que garantice que no se producirá la rotura plástica de la pieza. Este nivel, que mantiene el inconveniente de la variabilidad del factor de seguridad, resulta en muchos casos suficientemente adecuado y la mejora en la precisión que se puede lograr por el uso de cualquiera de los otros dos niveles no compensa el mayor grado de complejidad en los cálculos que ello supone.

El nivel 2 posee una base teórica en el desarrollo efectuado por Garwood [12] a partir del modelo creado por Dugdale para la zona plástica en la punta de la entalla de una chapa delgada sometida a esfuerzos de tracción (strip yield model). Esta formulación resulta muy próxima a la revisión 2 del procedimiento R6 del antiguo CEBG británico [13]. Este nivel ofrece respecto al anterior una mejora en el grado de precisión logrado en la evaluación de los tamaños admisibles de defectos al utilizar la distribución real de tensiones en lugar de adoptar éstas como uniformes y con valor igual al de la tensión máxima existente en la sección de la unión soldada. Asimismo, permite fijar el margen de seguridad requerido en función de las consecuencias que acarrearía la rotura del equipo así como de la precisión conseguida en la medida de los datos de entrada y el grado de dispersión de los mismos.

La representación del parámetro S_r , correspondiente a la relación entre la tensión neta y la semisuma de los valores de límite elástico y resistencia a la rotura, frente a la raíz cuadrada de la relación existente entre el CTOD aplicado y el que posee el material objeto de análisis, da origen a los denominados Diagramas de Valoración de Fallo, a menudo más conocidos simplemente como FAD, iniciales de su nombre en inglés (Failure Assessment Diagram).

El uso de estos diagramas permite diferenciar aquellos defectos que no constituyen ningún riesgo de rotura en el momento de la valoración frente a aquellos otros que por su peligro potencial deberán ser reparados antes de permitir la entrada en servicio del equipo que los contiene. Para facilitar la comprensión de esta explicación en la figura 1 se ofrecen superpuestos los diagramas correspondientes a los niveles 1 y 2. Un punto tal como el A, situado en el interior del espacio acotado por los ejes de coordenadas y la gráfica que define el tamaño límite de los defectos admisibles es perfectamente seguro y no necesita ser reparado. Por el contrario, el punto B, que se encuentra fuera de dicho espacio, supone un riesgo potencial para la integridad de la estructura, obligando a su reparación antes de que esta pueda iniciar su trabajo. Los puntos C y D corresponderían a dos puntos seguros de acuerdo con el nivel 2, por situarse dentro de los límites marcados para el mismo, pero que supondrían un riesgo de fallo - por rotura frágil y colapso plástico, respectivamente - caso de que la valoración se realizara utilizando el nivel 1.

El hecho de que un defecto determinado no constituya un riesgo en el momento inicial, o en cualquier valoración posterior, no significa en absoluto que pueda ser dejado completamente desatendido sino que será necesario vigilar su evolución para evitar que su crecimiento por algún mecanismo - fatiga, fluencia, etc. - pueda conducir a que alcance el tamaño crítico y se produzca la rotura del equipo. Este es el caso del punto E que por hallarse dentro de los límites, constituye un defecto no peligroso pero que bajo las condiciones de trabajo puede crecer pasando a situarse en el punto F con el peligro de rotura que éllo supone.

El nivel 3 de valoración incorpora la revisión 3 del procedimiento R6 antes mencionado [14] y se puede considerar como un cálculo avanzado. El mayor inconveniente del mismo se halla en el gran volumen de datos necesarios y en la dificultad de realización de los cálculos, poseyendo tan solo interés para aquellos materiales que presentan un elevado índice de endurecimiento por deformación, como los aceros inoxidables austeníticos. En el caso de las uniones soldadas objeto del presente estudio, el uso de este nivel no debe representar ninguna ventaja apreciable, motivo por el cual el cálculo se ha limitado a los niveles 1 y 2.

3.- APLICACION DEL DOCUMENTO PD6493 A LA VALORACION DE LA INTEGRIDAD DE UNA CONSTRUCCION SOLDADA CON CHAPAS DE FUERTE ESPESOR

Como se ha señalado en la Introducción de este trabajo se ha utilizado la versión revisada del Documento PD6493 al cálculo de los tamaños admisibles de defectos en las distintas uniones que comprende una estructura

soldada de gran tamaño cuyo esquema se ofrece en la figura 2. Tal y como muestra la Tabla 1 esta construcción incluye una gran variedad de uniones soldadas con distintos materiales, procesos y espesores, habiéndose analizado además la posibilidad de dejar estas uniones en estado bruto de soldadura o someterlas a un tratamiento térmico de alivio de tensiones.

Tabla 1. Uniones analizadas.

Union	Mat	Proc	TratT	Esp
M1AAW95	A871	Man	Bruto	95
M1ATTF95		Man	T.T.	
A1AAW95		Aut	Bruto	
A1ATTF95		Aut	T.T.	
M2BAW95	A533	Man	Bruto	95
M2BTT95		Man	T.T.	
A2BAW95		Aut	Bruto	
A2BTT95		Aut	T.T.	
M1AAW125	A871	Man	Bruto	125
M1ATTF125		Man	T.T.	
A1AAW125		Aut	Bruto	
A1ATTF125		Aut	T.T.	
M2BAW125	A533	Man	Bruto	125
M2BTT125		Man	T.T.	
A2BAW125		Aut	Bruto	
A2BTT125		Aut	T.T.	

En un trabajo posterior [15] se ofrecerá un mayor detalle acerca de las condiciones en que se efectuaron cada una de las soldaduras así como sobre la evolución mostrada por las mismas en función del estado de tratamiento y

temperatura de ensayo.

Es evidente que la presentación detallada de los tamaños admisibles de defectos en cada una de las distintas posiciones y orientaciones rebasaría sobradamente la extensión permitida para este trabajo y además lo convertiría en sumamente tedioso al constituir una mera sucesión de cifras. Por esta razón, se ha preferido exponer únicamente aquellas dos casos que se consideran especialmente significativos.

El primero de ellos corresponde a la unión M1AAW95 que posee una tenacidad bastante pobre ($\delta=0.072\text{mm.}$). Ello unido a la presencia de unas tensiones residuales máximas, por hallarse la junta en estado bruto de soldadura, conduce a los tamaños más pequeños entre todas las analizadas. En consecuencia, se considera que constituye un buen índice para valorar la integridad de la construcción soldada. El interés del segundo se centra en la coincidencia entre el valor registrado en el ensayo de las probetas de la junta A1AAW95 y las exigencias impuestas por muchas ingenierías para este tipo de construcciones ($\delta=0.250\text{mm.}$). Por tanto, los cálculos efectuados permitirán comprobar el grado de conservadurismo de estas especificaciones técnicas.

El cálculo se realiza en primer lugar utilizando el nivel 1 para conseguir una valoración preliminar de los tamaños admisibles que se puedan emplear como datos de entrada para el nivel 2. Con estos datos, y adoptando la distribución real de tensiones con los correspondientes coeficientes de seguridad se obtienen los tamaños límite de acuerdo con el nivel 2. A título de ejemplo, las tablas 2 y 3 ofrecen las dimensiones de longitud (2a) y anchura (2c) de los defectos situados en la zona de raíz, transversales y paralelos al cordón respectivamente, para el nivel 2 de valoración

Tabla 2. Tamaños admisibles de defectos internos transversales al cordón en la zona de raíz (nivel 2).

2a	3.04	3.65	4.48	5.43
2c	15.2	9.12	7.47	6.78

La determinación de los tamaños de defectos superficiales posee un interés particular por tratarse, la cara externa de la unión, de la zona más fuertemente solicitada. La Tabla 4 muestra los valores de profundidad (a) y longitud (2c) de estos defectos

empleando también el nivel 2 de evaluación.

Tabla 3. Tamaños admisibles de defectos internos paralelos al cordón en la zona de raíz (nivel 2).

2a	4.73	5.38	6.67	8.27
2c	23.65	13.44	11.12	10.34

Tabla 4. Tamaños admisibles de defectos superficiales en la cara externa de la junta (nivel 2).

a	2.93	3.18	3.49	3.93	4.56
2c	29.3	15.89	11.62	9.82	9.12

Todos estos defectos poseen unas dimensiones apreciables pudiendo ser fácilmente detectados en el curso de la inspección previa, permitiendo adoptar las oportunas medidas correctoras antes de que lleguen a constituir un peligro para la integridad de la estructura.

Todos estos datos permiten afirmar que la junta soldada de referencia M1AAW95 - y con mayor motivo las restantes que resultan sensiblemente más tenaces - puede superar con garantías de éxito la prueba de presión aún hallándose en estado bruto de soldadura. Esta posibilidad de eliminar, siquiera parcialmente, los tratamientos térmicos posee un gran interés dada la gran dificultad para efectuarlos en campo. A ello hay que añadir la ventaja económica que supondría deducir el costo de estos tratamientos de los totales de fabricación del equipo.

La determinación de los tamaños de defectos transversales al cordón de la unión A1AAW95 conduce a unos valores realmente elevados ya que llegan a superar incluso la anchura del cordón. Es evidente, por tanto, que un cálculo de este tipo no posee sentido ya que no representa una situación real puesto que el método de valoración no incluye las interacciones entre metal depositado y las zonas adyacentes que se producirán en el caso de tamaños tan grandes. La Tabla 5 ofrece los tamaños de los defectos internos paralelos

al cordón, orientación en la cual pueden alcanzar dimensiones sensiblemente mayores sin el riesgo de interacciones antes mencionado, situados en la zona de raíz de esta misma unión y utilizando el nivel 2 de valoración.

Estos tamaños resultan realmente enormes evidenciando el grado de conservadurismo que supone establecer unos niveles de exigencia tan elevados. Este hecho es tanto más grave por cuanto conseguir unos valores de tenacidad como los señalados es una tarea que no se puede calificar de sencilla en unos materiales y espesores como los analizados. Ello supone que, en muchas ocasiones, al no cumplirse estos requerimientos se rechaza una unión soldada obligando a efectuar una nueva aún cuando la primera podía ser perfectamente fiable de acuerdo con los cálculos realizados teniendo en cuenta las condiciones reales de servicio del equipo.

Tabla 5. Tamaños admisibles de defectos paralelos al cordón en la zona de raíz A1AAW95 (nivel 2).

2a	13.90	18.40	22.61	28.05
2c	69.55	45.99	37.68	35.06

4.- CONCLUSIONES

- a) Incluso en las condiciones más desfavorables (mínima tenacidad, máximas tensiones aplicadas y residuales) los tamaños de defectos límite son perfectamente detectables en el curso de la inspección del equipo. Ello permite adoptar las medidas oportunas de reparación, caso de resultar necesarias, sin riesgo de rotura del equipo.
- b) Los cálculos apuntan hacia la posibilidad de eliminar el tratamiento térmico post-soldadura, siquiera parcialmente. Las ventajas de una acción en este sentido son evidentes puesto que el tratamiento en campo constituye una tarea difícil y costosa, alargando además el plazo de entrega de los equipos.
- c) Se ha constatado el excesivo conservadurismo de muchas especificaciones técnicas al imponer unos niveles de tenacidad que conducen a unos tamaños de defectos realmente grandes. Ello se traduce en el rechazo de uniones, que pudieran ser perfectamente operativas pese a no alcanzar los valores impuestos.

5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su sincero agradecimiento a E. Ayala por su ayuda durante la realización del presente trabajo y a F.J. Estensoro por su colaboración en la preparación del mismo.

6.- REFERENCIAS

- [1] Faria.L. "Economic effects of fracture. Fracture behaviour and design of materials and structures". Vol.1 pp 1543-1550.Emas Ltd.
- [2] Irisarri A.M. "Aplicación de la mecánica de la fractura a la valoración de la integridad de las uniones soldadas".INASMET, 1993.
- [3] Román M.A., Santamaría F. e Irisarri A.M. "Anales de Mecánica de la Fractura". Vol.8 (1991)pp 237-240.
- [4] Harrison J.D. y Anderson T.L. "Developments in the application of the CTOD approach to fracture assessment of welded construction". Fracture Mechanics. Eighteenth Symposium ASTM. STP 945 (1988) pp 468-484.
- [5] Román M.A. "Study of the behaviour of the weldments of a high strength low alloy steel in view to optimize the reliability of the constructions". Babcock & Wilcox Esp.S.A.1990.
- [6] PD6493 "Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints". British Standard Ins. Londres 1980.
- [7] Dawes M.G. Welding Journal. Vol.53 N°9 (1974)pp 369s-379s.
- [8] Burdekin F.M. "Final report on questionnaire on the use of fracture mechanics methods for the assessment of the significance of weld defects". IIW Document. X-1076-84,1984.
- [9] Anderson T.L., Leggat R.H. y Garwood S.J. "The use of CTOD methods in fitness for purpose analysis. The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics". pp : 281 - 314. Springer Verlag.
- [10] Garwood S.J." Anales de Mecánica de la Fractura". Vol 8.(1991):III-IX.
- [11] PD6493 "Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints". British Standard Ins. Londres 1991.

- [12] Garwood S.J. "A CTOD method for the analysis of ductile materials". ASTM STP 945 (1988).
- [13] Harrison R.P. Loosemore K. Milne I. y Dowling A.R. "Assessment of the integrity of structures containing defects". CEGB Report R/H/R6. Rev 2. 1980.
- [14] Milne J. Ainsworth R.A. Dowling A.R. y Stewart A.T. Int.J.Pres.Ves.& Piping. Vol 32 (1988):3-104.
- [15] Román M.A. "Dificultades encontradas en la soldadura de chapas de acero de fuerte espesor. Pendiente de publicación".

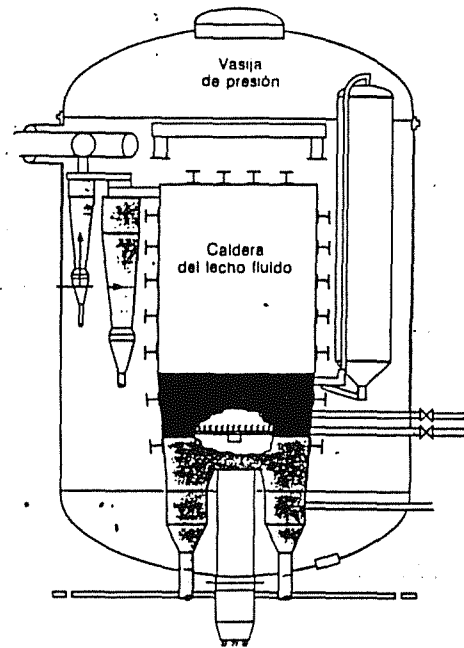


Fig 2. Equipo analizado.

7.- FIGURAS

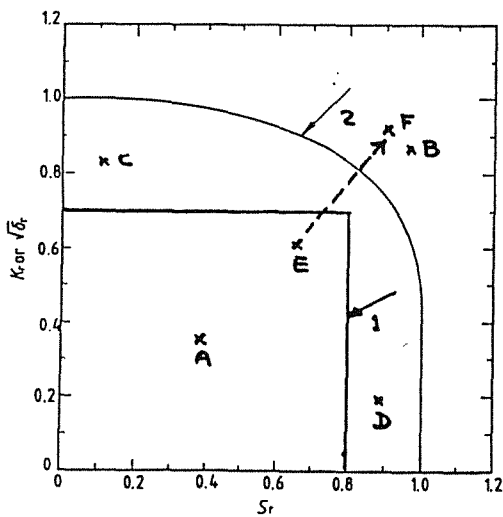


Fig 1. FAD Niveles 1 y 2.

PROPAGACIÓN DE UNA FISURA COHESIVA EN VIGAS DE HORMIGÓN DÉBILMENTE ARMADAS: MODELO DE LA LONGITUD EFECTIVA DE ANCLAJE.

G. Ruiz y J. Planas

Departamento de Ciencia de Materiales.
Universidad Politécnica de Madrid.
E. T. S. de Ingenieros de Caminos, C. y P.
Ciudad Universitaria. 28040 Madrid, España.

Resumen. En este artículo se estudia la propagación de una fisura cohesiva a través de una sección de hormigón armado. Se representa el acero por medio de una barra de deslizamiento libre que está anclada a ambos lados de la sección fisurada a una cierta distancia que llamamos longitud efectiva de anclaje. Dicha longitud se halla imponiendo una equivalencia mecánica con la barra de acero adherente. Con este modelo la propagación de la fisura depende de cuatro parámetros: el tamaño de la pieza, la cuantía geométrica de acero, la fuerza de cedencia de la armadura y la adherencia acero-hormigón. Los ejemplos realizados muestran de modo preciso el efecto de escala que se manifiesta en estructuras reales; también se aprecia la sensibilidad que presenta el hormigón armado a los mecanismos de interacción hormigón-acero.

Abstract. This paper analyzes the propagation of a cohesive crack through a reinforced concrete section. Steel is represented by means of a free-slip bar anchored astride the cracked section, at a certain distance that is called effective anchoring length. This length is obtained making the free-slip bar mechanically equivalent to the adherent one. With this model the crack development depends on four parameters: the size of the beam, the reinforcement ratio, the yielding force of the reinforcement and the steel-concrete adherence. The computed load-displacement curves display a noticeable size effect, as real lightly reinforced structures do; the results also show a clear influence of the steel-concrete adherence on the reinforced beam response.

1. INTRODUCCIÓN

La Mecánica de la Fractura aplicada al estudio del hormigón ha permitido comprender mejor el comportamiento de las estructuras construidas con dicho material. En particular explica el efecto de escala que presentan piezas homotéticas fabricadas con el mismo hormigón: la carga necesaria para romper una determinada pieza aumenta en menor cuantía que una sección de la estructura. Este fenómeno está muy bien descrito tanto para elementos de hormigón en masa como para ciertas tipologías de hormigón armado [1].

La modelización del hormigón armado teniendo en cuenta el comportamiento en fractura del hormigón es complejo. Esto es debido a la elevada no linealidad del problema y a la complejidad de las interacciones entre hormigón y acero [2].

Este trabajo aborda un caso particular de pieza de hormigón armado: el de una viga débilmente armada. Su estudio tiene mucho interés porque en las estructuras reales muchos elementos son de este tipo. En un trabajo anterior se describía un modelo que permitía captar las tendencias generales de estas vigas [3]. Ahora presentamos una modificación que se centra en cómo se

modeliza la interacción hormigón-acero que en el modelo anterior se esquematizaba al máximo usando una hipótesis de adherencia perfecta. El nuevo modelo se basa en una recomendación hecha por el Comité ACI 446 para simplificar esta interacción [4], modelo que se apoya a su vez en estudios de Bazant y Cedolin [5]. Con este nuevo modelo —que hemos llamado modelo de la *longitud efectiva de anclaje*— se superan las limitaciones del antiguo y se consigue una herramienta de análisis más realista.

En el anterior artículo [3] analizábamos someramente los trabajos que sobre este mismo tema han hecho Bosco y Carpinteri [6], y Hawkins y Hjørsetet [7]. Desde entonces Gerstle y otros han propuesto también un modelo para piezas armadas en flexión pura teniendo en cuenta el comportamiento cohesivo del hormigón [8]. Su modelo supone que se propaga una fisura cohesiva con caras planas; entre los labios de la fisura se pueden transmitir tensiones en función de la apertura de fisura, según una función de ablandamiento lineal. También suponen que se cumple la hipótesis de Navier —las secciones se mantienen planas— a una distancia a a ambos lados de la fisura. Modelizan al acero como una barra de deslizamiento libre que se ancla también a esa misma distancia a de la zona de proceso.

Por último, obligan a que dicha distancia a sea en todo momento igual a la longitud de la fisura. En nuestra opinión, éstas hipótesis no pueden ajustarse al comportamiento real de una viga armada: el ablandamiento del hormigón se reproduce mejor con otro tipo de leyes —bilineales, exponenciales, etc.— y además, si se impone que las caras de la fisura sean planas se está modificando implícitamente la función de ablandamiento; por otro lado, la elección de la distancia a de anclaje de las barras de acero es arbitraria, y, sin embargo, de ella depende en gran medida la respuesta de este modelo.

Recientemente Ulfkjær y otros han presentado otro modelo simplificado que estudia este mismo problema [9]. Ellos mismos sugieren que su modelo no es todavía adecuado, puesto que no consiguen reproducir la respuesta de la viga armada. Concluyen que necesitan utilizar una función de ablandamiento más próxima a la verdadera en lugar de la ley lineal que emplean, y tener en cuenta el problema del deslizamiento entre el acero y el hormigón.

En este artículo se propone, en la sección 2, un modelo que incluye el comportamiento cohesivo del hormigón y que usa el modelo de la longitud efectiva de anclaje para la interacción hormigón-acero. A continuación presentamos un estudio paramétrico del modelo basado en algunos ejemplos concretos —sección 3—. En la sección 4 se discute la información que muestran los ejemplos y las limitaciones del modelo. Por último, en la sección 5, se extraen algunas conclusiones.

2. MODELO TEÓRICO

El modelo que proponemos estudia la respuesta de una viga débilmente armada sometida a un esfuerzo de flexión. Las hipótesis de partida del modelo pueden agruparse en hipótesis generales —referidas al comportamiento de los materiales que forman la viga por separado— y particulares —referidas a la interacción que dichos materiales se ejercen mutuamente—. Éstas últimas constituyen el núcleo de este modelo.

2.1. Hipótesis generales

(a) Suponemos que cuando una viga está armada débilmente va a progresar una única fisura en la sección de máximo momento flector.

(b) La fisura es cohesiva [10]: puede transmitir tensiones entre sus caras. Estas tensiones siguen una función de ablandamiento que las relaciona con la apertura de fisura.

(c) En una primera aproximación el acero se representa como un material elástico-perfectamente plástico,

aunque se pueden considerar sin problemas aceros con endurecimiento por deformación.

(d) El modelo no tiene en cuenta la posibilidad de que se produzca fractura del hormigón por compresión, puesto que su ámbito de aplicación son vigas débilmente armadas.

2.2. Hipótesis particulares: interacción hormigón-acero

La interacción hormigón-acero se modeliza siguiendo la recomendación del Comité ACI 446 [4], que se basa en las siguientes hipótesis:

(a) La tensión rasante que se genera entre las superficies del acero y del hormigón sigue una ley de tipo rígido-plástico (Fig. 1): mientras no haya deslizamiento entre ambas superficies la tensión rasante tiene que ser menor o igual que un cierto valor de tensión que llamaremos tensión rasante última ($\tau \leq \tau_c$ si $s=0$, donde s es el deslizamiento); si se produce deslizamiento el valor de la tensión rasante alcanza constantemente el valor límite, sea cual sea la magnitud del deslizamiento ($\tau = \tau_c$ si $s \neq 0$).

(b) El hormigón, a efectos exclusivamente de su interacción con el acero, se considera como un material rígido. Esta hipótesis implica que si no hay deslizamiento de la barra de acero respecto del hormigón no puede haber deformación en la misma y, por lo tanto, tampoco habrá tensión axial. El acero sólo se deforma cuando desliza respecto del hormigón y, además, al haber deslizado, las tensiones rasantes en su superficie alcanzan su valor crítico. Con estas condiciones es posible conocer la tensión axial σ en cualquier punto de la barra: si consideramos el caso de un ensayo de arrancamiento (*pull-out*) tendríamos que σ valdría cero en la parte de la barra que todavía no ha deslizado; en la parte que desliza, σ varía linealmente desde cero hasta su valor máximo σ_s (que vendrá dado por el cociente entre la fuerza exterior aplicada para producir el arrancamiento y el área de la barra). En la viga armada, si la fisura ya ha roto el recubrimiento, se está produciendo precisamente esta situación a ambos lados de la fisura (Fig. 2a).

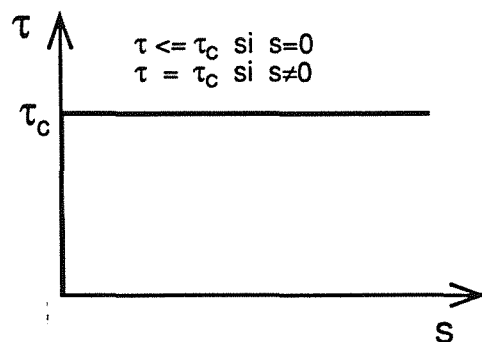


Fig. 1. Ley tensión rasante-deslizamiento (τ - s) en la superficie acero-hormigón.

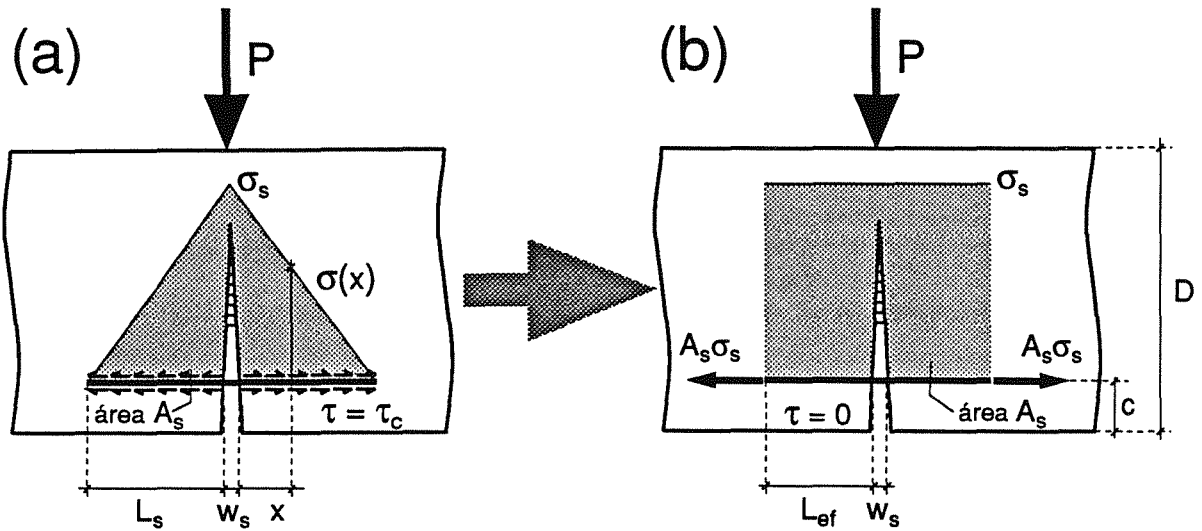


Fig. 2. Equivalencia mecánica entre una barra de acero —embebida en una viga de hormigón— con adherencia crítica constante (a) y una barra anclada con deslizamiento libre (b).

(c) Simplificamos aún más la interacción hormigón-acero al establecer una equivalencia mecánica entre una barra de acero adherente como la que acabamos de describir en (b) y otra que puede deslizarse libremente, pero que está anclada en el hormigón a una cierta distancia \$L_{ef}\$ a ambos lados de la fisura (Fig. 2b). La fuerza de anclaje se halla haciendo que la tensión —constante en la barra lisa— sea igual a la tensión máxima, a la altura de la fisura, en la barra adherente. La distancia \$L_{ef}\$ se halla imponiendo que el alargamiento de la barra con deslizamiento libre sea igual al alargamiento de la barra adherente. Como considerábamos el hormigón rígido a estos efectos, el alargamiento de ambas barras coincide con la apertura de la fisura a la altura de su cruce con la barra de acero (\$w_s\$). Las expresiones resultantes de la fuerza de anclaje (\$F_s\$) y de la longitud efectiva de anclaje (\$L_{ef}\$) son:

$$F_s = \sigma_s A_s = \sqrt{A_s E_s \tau_c p w_s} \quad (1)$$

$$L_{ef} = \sqrt{\frac{A_s E_s}{4 \tau_c p} w_s} \quad (2)$$

donde \$A_s\$ es la sección de la barra de acero, \$E_s\$ es el módulo de elasticidad del acero, \$\tau_c\$ es la tensión rasante última entre el hormigón y el acero, \$p\$ es el perímetro de la barra y \$w_s\$ es la apertura de la fisura en la posición de cruce con la barra.

2.2. Planteamiento de la solución

La solución puede obtenerse por medio de la descomposición del problema en una superposición de casos elásticos (Fig. 3): en primer lugar la situación real (Fig. 3a) se descompone en tres estados, correspondientes a las aplicaciones de la carga exterior (Fig. 3b), a las tensiones cohesivas (Fig. 3c) y a las fuerzas debidas a la

armadura (Fig. 3d). A su vez este último estado (Fig. 3e) se descompone en un estado correspondiente a la aplicación de las cargas de anclaje sobre una probeta sin fisurar (Fig. 3f) mas el estado que corresponde a aplicar sobre las caras de la fisura las tensiones opuestas a las del estado anterior (Fig. 3g).

En principio las tensiones generadas por las fuerzas de anclaje en la sección sin fisurar (Fig. 3f) se pueden hallar fácilmente en un cálculo de elementos finitos. Nosotros preferimos, no obstante, una simplificación que consiste en calcular esas tensiones (Fig. 4a) como suma de las que generan esas mismas fuerzas de anclaje en un semiespacio elástico (Fig. 4b), mas las tensiones correspondientes al estado tensional que reestablece el equilibrio (Fig. 4c). El primer caso fue integrado por Melan en 1932 [11]; el segundo equilibra al primero y se puede aproximar por una distribución lineal sobre la sección media con igual resultante y momento (Fig. 4d,e)

La superposición de los estados (b), (c), (f) y (g) de la Fig. 3 se lleva a cabo en un programa numérico en todo similar al utilizado anteriormente para hormigón en masa con tensiones internas [12,13].

2.3. Parámetros que gobiernan la rotura

Con estas hipótesis, del estudio las ecuaciones que rigen la propagación de la fisura se deduce que los parámetros adimensionales que gobiernan la respuesta de la viga armada son:

$$D^* = \frac{D}{l_{ch}} \quad \rho = \frac{A_s}{A_c} \quad f_y^* = \frac{f_y}{f_t} \quad \beta = \frac{\tau_c p l_{ch}}{f_t n A_s} \quad (3)$$

donde \$D\$ es el canto y \$l_{ch}\$ es la longitud característica del hormigón, que se define como:

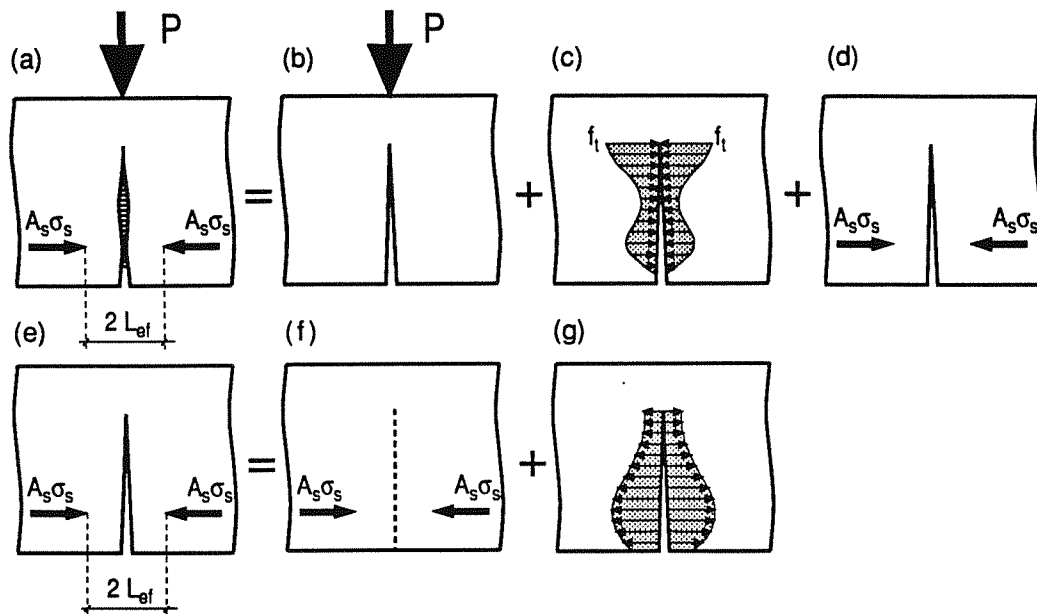


Fig. 3. Descomposición del problema conjunto en superposición de casos lineales.

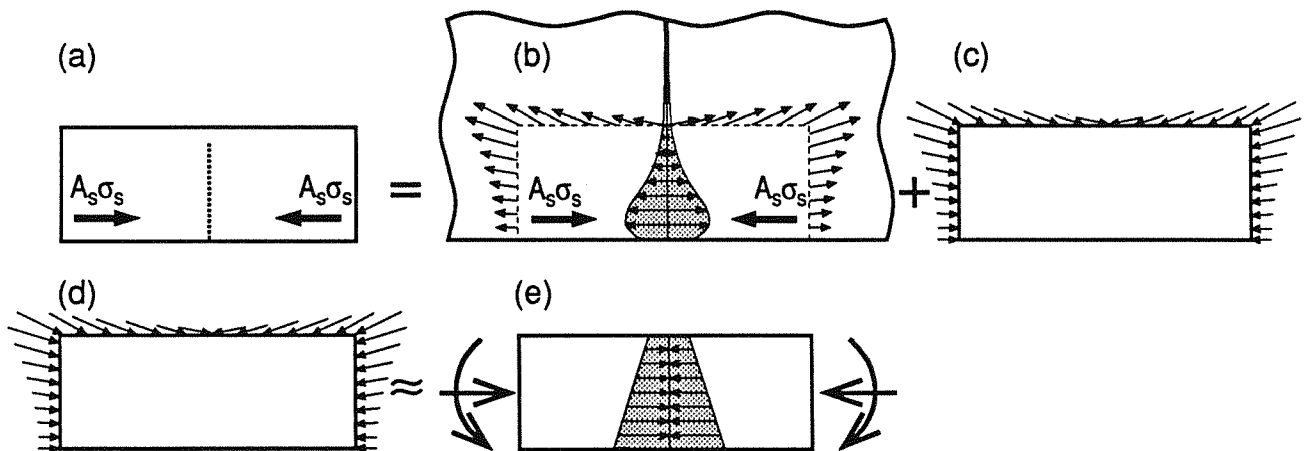


Fig. 4. Las tensiones que generan las fuerzas de anclaje en la sección media de la viga se hallan equilibrando con una ley lineal de tensiones las que esas mismas fuerzas de anclaje producen en un semiespacio elástico.

$$l_{ch} = \frac{E_c G_F}{f_t^2} \quad (4)$$

donde E_c es el módulo de elasticidad del hormigón, G_F la energía de fractura del hormigón y f_t la resistencia a tracción del hormigón; ρ es la cuantía geométrica del acero (cociente entre el área de acero A_s y el área de hormigón A_c); f_y es el límite de cedencia del acero; β es un parámetro adimensional de adherencia, y τ_c y p ya han sido definidos después de la Ec. (2), y n viene dado por:

$$n = \frac{E_s}{E_c} \quad (5)$$

3. ESTUDIO PARAMÉTRICO DEL COMPORTAMIENTO DEL MODELO

Se han realizado varios cálculos para estudiar la sensibilidad del modelo a los parámetros definidos en la Ec. (3). Los cálculos se han realizado para vigas prismáticas homotéticas solicitadas a flexión en tres puntos, con una relación canto-luz de 6 y un recubrimiento de armadura de un 10% del canto (Fig. 5a). Como en estudios anteriores [3], la curva de ablandamiento del hormigón se ha considerado casi-exponencial (Fig. 5b). Los resultados se presentan en forma de curvas carga-desplazamiento convenientemente adimensionalizadas. La carga adimensional P^* y el desplazamiento adimensional δ^* se definen como:

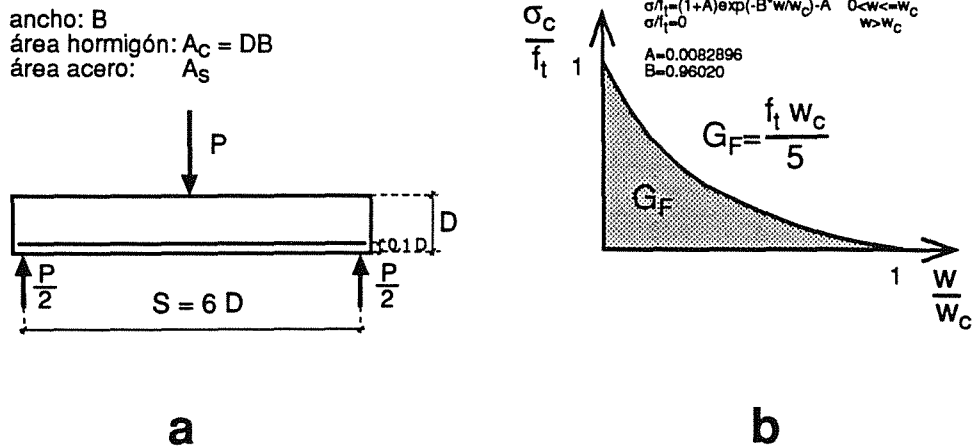


Fig. 5. a) Proporciones y estado de carga de las vigas estudiadas; b) curva de ablandamiento exponencial, con sus parámetros característicos.

$$P^* = \frac{3PS}{2BD^2 f_t} \quad \delta^* = \frac{\delta E_c}{f_t D} \quad (6)$$

donde P es la carga exterior, S la distancia entre apoyos, B el ancho de la viga y D su canto; δ es el desplazamiento bajo el punto de carga.

La Fig. 6 muestra las curvas $P^*-\delta^*$ obtenidas para tres tamaños y varias cuantías geométricas. Se observa que el aumento de la cuantía de armadura aumenta proporcionalmente la resistencia última de las vigas en una magnitud esencialmente independiente del tamaño. Sin embargo, la respuesta de la zona intermedia de la curva $P^*-\delta^*$ sí depende marcadamente del tamaño, como puede verse en la Fig. 7 en la que se han superpuesto las respuestas para cuatro tamaños diferentes (a igualdad de todos los demás parámetros).

Las figuras muestran que la curva $P-\delta$ puede dividirse en dos tramos. En el primer tramo el acero permanece en régimen elástico. En los gráficos esto corresponde al

segmento de curva que va desde el origen al segundo máximo (máximo que presenta una cúspide). En el segundo tramo el acero está plastificado y corresponde a la rama posterior al segundo pico, que tiende asintóticamente al límite que corresponde a rotura total del hormigón en tracción. Dicho límite puede calcularse con la aproximación de bloques rígidos de la Fig. 8, con la condición suplementaria de que la tensión en la armadura sea la tensión de cedencia del acero (f_y). Evidentemente, la forma del primer tramo de la curva no depende de la resistencia a tracción del acero, sino, básicamente, de la adherencia. Esto se pone de manifiesto en la Fig. 9, donde se ha representado la respuesta para una barra perfectamente elástica ($f_y = \infty$) y varios valores de la adherencia. Es de notar que la aproximación de la Fig. 8 (líneas de trazos), describe con buena aproximación el límite de grandes deflexiones en las que el hormigón ha perdido toda su capacidad de carga.

La Fig. 10 muestra los resultados del acoplamiento del primer y segundo tramo. El primer tramo en esta figura

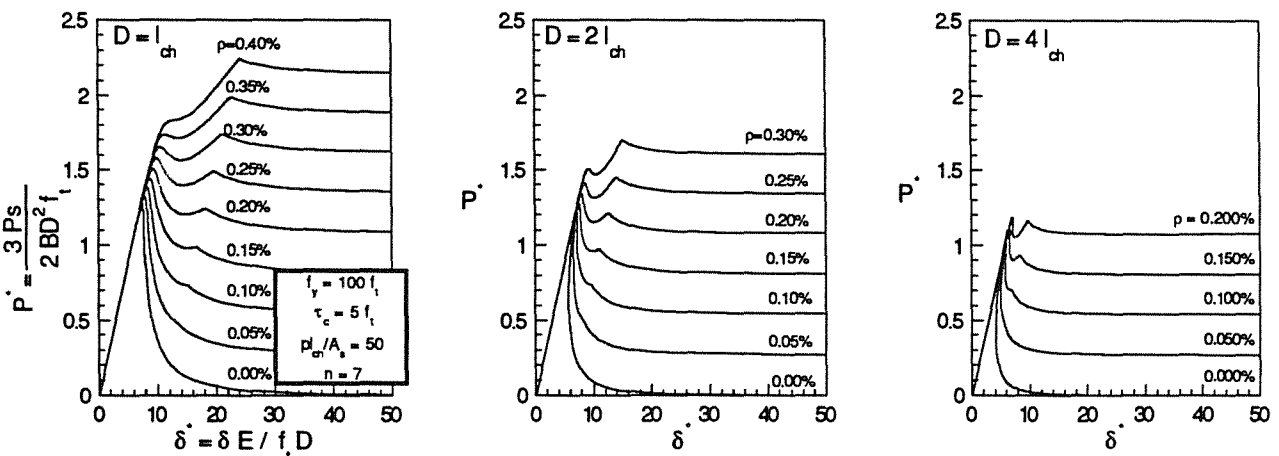


Fig. 6. Curvas $P-\delta$ para la misma viga variando la cuantía (ρ) y el tamaño (D/l_{ch}).

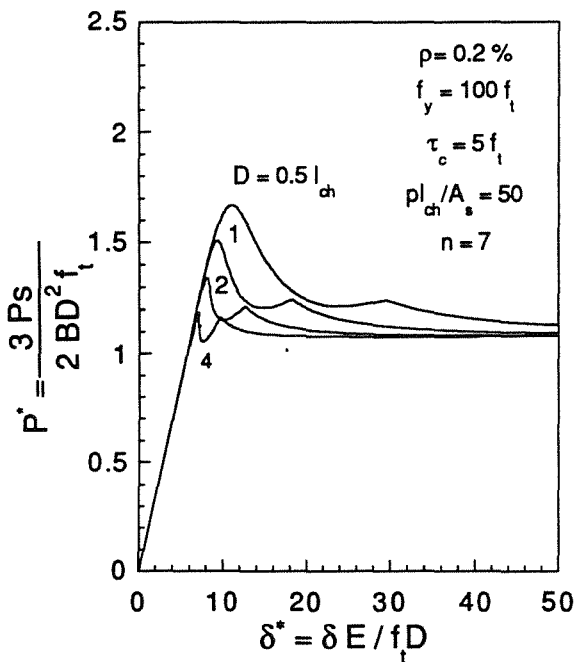


Fig. 7 Comparación entre las curvas P-δ (adimensionalizadas) para la misma viga variando el tamaño (D/lch)

es idéntico (excepto por su extensión) al de la Fig. 9. El segundo tramo es prácticamente idéntico para todas las adherencias, y está, en consecuencia, completamente controlado por la cuantía y la resistencia a tracción. La figura muestra también que la respuesta en el entorno de la resistencia de pico está controlada por la adherencia.

4. DISCUSIÓN

4.1. Tendencias generales

Como ya se ha indicado, las curvas obtenidas están formadas por dos tramos principales:

a) El primer tramo (OAB en la Fig. 11) corresponde a la respuesta elástica del acero, y es sensible tanto a la cuantía ρ, como a la adherencia β. Si ρ se mantiene constante, esta parte de la curva se mantiene entre dos envolventes: la superior correspondería a β = ∞ y fue estudiada en un trabajo previo [3]; la inferior, con β = 0, sería el resultado de poner una barra no adherente y es idéntica a la del hormigón en masa. Esta fase termina cuando el acero comienza a plastificar.

c) El segundo tramo (BC en la Fig. 11) es la rama de plastificación del acero. Su posición depende de la cuantía mecánica de acero (ρ fy). Su tendencia decreciente es debida al ablandamiento del hormigón que sigue rompiéndose. Este tramo tiende a una asíntota horizontal —si el acero no endurece por deformación— que se alcanza cuando la fisura está totalmente abierta.

4.2. Efecto de escala

Comparando las curvas P-δ obtenidas para distintos tamaños se puede observar que hay un efecto de escala. En la representación adimensional se aprecia cómo al aumentar únicamente el tamaño D* las resistencias de pico disminuyen. Lógicamente, también disminuye la diferencia entre la resistencia de pico y la resistencia última. Esto significa que con tamaños mayores es necesaria menos cuantía para evitar una rotura frágil de la viga.

4.3. Limitaciones

Los resultados obtenidos reflejan de modo preciso el comportamiento en flexión de una viga débilmente armada. Hay que señalar, no obstante, sus limitaciones de aplicación:

- a) En realidad la armadura no es continua en el espesor, sino que está formada por barras. Por lo tanto, el efecto de cosido no es uniforme y el frente de la fisura no es recto, efecto que el modelo bidimensional no puede captar.
- b) La trayectoria de la fisura cohesiva está pre-determinada: se limita a la sección central, como corresponde a la hipótesis de poca armadura, y no contempla la posibilidad de fisuración secundaria.
- c) La modelización de la interacción hormigón-acero es sencilla, y no tiene en cuenta leyes complejas deslizamiento-tensión rasante (que englobarían fenómenos de fisuración local en torno a las corrugas etc.).

5. CONCLUSIONES

Del estudio de los apartados anteriores podemos deducir las siguientes conclusiones:

- a) La modelización de la adherencia es decisiva en el comportamiento en flexión de vigas de hormigón armado, especialmente en la zona de carga máxima.

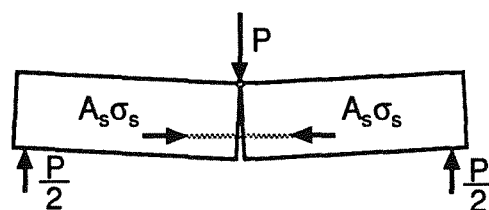


Fig. 8. Cuando la fisura ha progresado mucho, la viga se comporta como este mecanismo formado por dos bloques rígidos unidos por una rótula y por la barra de acero anclada.

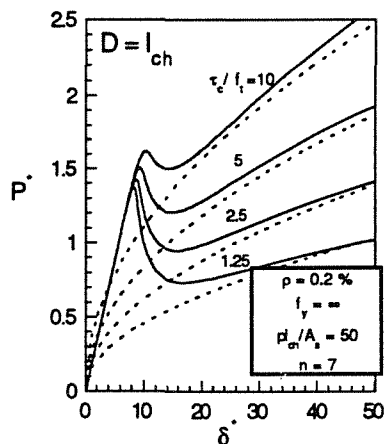


Fig. 9. Curvas P - δ (adimensionalizadas) para la misma viga variando la adherencia (τ_c). En trazo discontinuo se representa la solución para el modelo rígido-plástico de la Fig. 8.

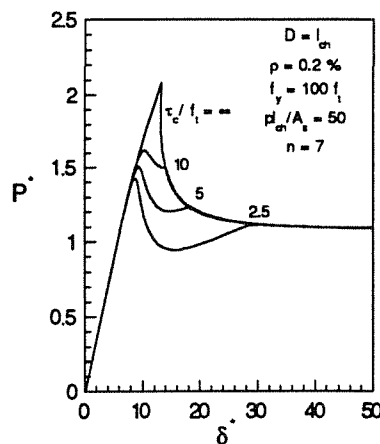


Fig. 10. Curvas P - δ (adimensionalizadas) para la misma viga variando la adherencia (τ_c) —acero elástico-perfectamente plástico—.

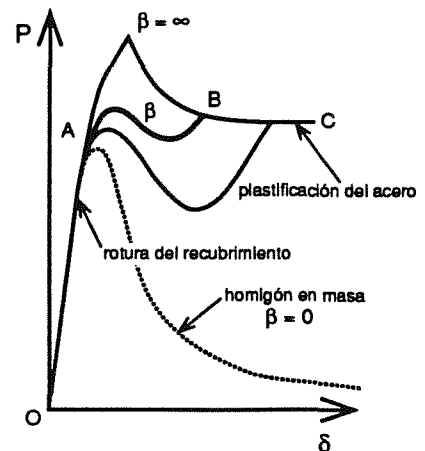


Fig. 11. Esquema de la forma característica de la curva P - δ en un ensayo de flexión en tres puntos para una viga armada.

b) Del estudio de las ecuaciones que rigen la propagación de la fisura cohesiva se concluye que ésta depende de los cuatro parámetros definidos en la ecuación (3).

c) Se aprecia el efecto de escala observado experimentalmente en estructuras reales. La diferencia entre las cargas máxima y última disminuye si aumentamos el tamaño y mantenemos constante la cuantía.

d) Es necesario contrastar los resultados que este modelo ofrece con datos experimentales antes de sacar conclusiones definitivas sobre el comportamiento en flexión de vigas débilmente armadas.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología la ayuda económica recibida a través del Proyecto nº PB90-0276.

7. REFERENCIAS

- [1] ACI Committee 446, "Fracture mechanics of concrete: concepts, models and determination of material properties", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Bazant Z. P.), Chapter 5, pp. 58-67, Elsevier Science Publishers Ltd, London (1992).
- [2] "Bond in concrete. From research to practice", (Ed. Riga Technical University and CEB), International Conference held at Riga, Latvia, Oct. 15-17 (1992).

- [3] Ruiz, G., Planas, J. y Elices M., "Propagación de una fisura cohesiva en vigas de hormigón débilmente armadas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 10, pp. 141-146, (1993).

- [4] ACI Committee 446, "Fracture mechanics of concrete: concepts, models and determination of material properties", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Bazant Z. P.), Chapter 8, p. 109, Elsevier Science Publishers Ltd, London (1992).

- [5] Bazant, Z. P., and Cedolin, L., "Fracture mechanics of reinforced concrete", *J. Engng. Mech. Div., ASCE*, 106, No. EM6, Proc. Paper 15917, pp. 1287-1306 (1980); with Discussion and Closure, 108, EM2, pp. 464-471, (1982).

- [6] Bosco, C. y Carpinteri, A., "Fracture mechanics evaluation of minimum reinforcement in concrete structures", in *Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete* (Ed. Carpinteri, A.), pp. 347-377, Elsevier Science Publishers Ltd., London, (1992).

- [7] Hawkins, N. y Hjortset, K., "Minimum reinforcement requirements for concrete flexural members", in *Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete* (Ed. Carpinteri, A.), pp. 379-412, Elsevier Science Publishers Ltd., London, (1992).

- [8] Gerstle, W. H., Partha, P. D., Prasad, N. N. V., Rahulkumar, P. and Ming, X., "Crack growth in flexural members—A fracture mechanics

approach", ACI Structural Journal, 89, No. 6, pp. 617-625, (1992).

- [9] Ulfkjær, J. P., Hededal, O., Kroon, I. and Brincker, R., "Simple application of fictitious crack model in reinforced concrete beams—Analysis and experiments", Separate paper presented at International Workshop on Size Effect in Concrete Structures, JCI, held at Sendai, Japan, Oct 31-Nov 2 (1993).
- [10] Elices, M. y Planas J., "Material Models", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures* (Ed. Elfgren, L.), Chapter 3, pp. 16-66, Chapman and Hall Ltd., London (1989).
- [11] Melan, E., "Der spannungszustand der durch eine einzelkraft in innern beanspruchten halbscheibe", 2 Angew. Math. Mech., 12, Band 12, Heft 6, (1932).
- [12] Planas, J., and Elices, M., "Drying shrinkage eigenstresses and structural size-effect", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Bazant, Z. P.), Chapter 11, pp. 939-950, Elsevier Science Publishers Ltd, London (1992).
- [13] Planas, J., and Elices, M., "Drying shrinkage effect on the modulus of rupture", in *Creep and Shrinkage of Concrete* (Ed. Z. P. Bazant and I. Carol), pp. 357-368, E&FN Spon, London (1993).

INDICE DE AUTORES**A**

Aernoudt, Etienne A.	104
Aguado, Antonio	318
Alcalá, J.	266, 283, 289
Álvarez Alba, J.	243, 443
Álvarez, J. A.	258, 413
Amador, J.	156
Anglada Gomila, Marcos	184, 266, 283, 289, 377, 405
Arana Antelo, María	164
Ashby, Michael F.	8

B

Barr, Ben I. G.	318
Bastero de Eleizalde, Carlos	49
Bastero de Eleizalde, J. M.	68
Beesley, Colin P.	354
Belza, E.	457
Belzunce Varela, Francisco J.	273
Bermudo, J.	277
Bernacchia, L.	289
Bernardo Sánchez, A.	56, 62
Betegón Biempica, C.	56, 62
Bilbao, P.	96
Blanco del Prado, Carmen	68
Bonhomme, J.	273
Brass, A. M.	119
Bryars, Lee	318

C

Caballero, L.	435
Campillo, A.	289
Cañas, J.	334, 360
Carol, Ignacio	75
Casado, J. A.	450
Cortés, R.	141, 435
del Coz Díaz, J. J.	170, 326
Cumbrera, F. L.	303

CH

Chêne, J.	119
-----------	-----

D

Díaz, M. R.	297
Domínguez Rodríguez, Arturo	303

E

Elices Calafat, Manuel	89, 112, 127, 310, 427, 464
Erauzkin, Estibaliz	178, 457
Estevas-Guilmain, Javier	457

F

Fardeyn, J.	236
Fernández, Claudio	96

Fernández Canteli, A.	56, 62, 170, 326, 384
Fernández, J.	112, 148
Fuentes Pérez, Manuel	81, 164, 216, 354

G

Gálvez, J.	464
Gallardo, J. M.	229, 480
García, J. M.	334
García-Alonso Montoya, S.	354
García-Álvarez, Victor O.	75
Gathercole, N.	384
Gettu, Ravindra	75, 318
Gil, Francisco Javier	399, 420
Gil Sevillano, Javier	104, 208, 216
Goes, Bart	104
Gómez, F. J.	112
González, J.	266, 283
González, J. J.	119
González, Rafael	250
Gorrochategui I.	413, 472
Güemes, J. A.	340
de la Guerra, R.	450
Guiberteau, F.	303
Guinea, G. V.	127
Guraya Díaz, Teresa	133
Gutiérrez Sanz, Isabel	492
Gutiérrez-Solana S., Federico	236, 413, 450 472

H

Hernández, M. T.	258
Herrera, E. J.	229, 480
Hinton, Chris	487

I

Irisarri, Angel M.	178, 221, 500
Iturgoyen, L.	184, 377, 405

J

Jauregui, Sebastián	156
Jiménez, Rafael	250

K

Kalthoff, J. F.	170
-----------------	-----

L

Laceur, J.	413
Lamela Rey, M. J.	384
Lapeña, J.	258
Larburu, José Ignacio	492
Lefever, Ignace	104
Lewis, M. H.	18

Linaza, M. A. 156, 192, 200,
391
López, F. 340

LL

LLano, J. M. 492
LLanes, L. 283, 289, 405
LLorca Martínez, Javier 346, 464

M

Manero, J. M. 399, 420
Martín Meizoso, Antonio 81, 104, 216,
354
Martín, Santiago 200
Martínez, A. B. 297
Martínez Arnaiz, C. 457
Martínez Esnaola, J. Manuel 68, 81, 164
Martínez, M. A. 141
MasPOCH i Rulduà, M. LLuisa. 297
Mateo, A. 184, 377, 405
Medina Perilla, Jorge Alberto 208
Méndez, G. 413
Molleda, Francisco 250
Monsalve, A. 492
Moya Corral, José Serafín 27, 277, 366

O

Ocaña Arizcorreta, Ibón 216
Ocina, J. R. 133
Osendi, María I. 277

P

Pajares Vicente, Antonia 303
París, Federico 334, 360
Pastor, José Ygnacio 310
Perosanz, F. J. 258
Petite del Villar, María del Mar 492
Pintado Fé, José María 243, 443
Planas Roselló, Jaime 127, 310, 506
Planell, J. A. 399, 420
Plaza, Luis M. 221
Polanco, J. A. 450
Poza, P. 346
Puente Urruzmendi, Iñigo 354

R

Reiter, H. 384
Rocco, C. 127
Rodríguez, C. 273
Rodríguez Ibabe, J. María 156, 192, 200,
370, 391
Rodríguez, J. 141
Rodríguez, J. A. 229, 480
Román, M. A. 500
Romero, J. M. 192, 200, 391
Ruiz, Gonzalo 506
Ruiz, J. 427

S

Salan, N. 289
San Martín, I. 200
Sánchez, J. 360
Sánchez, L. 236
Sánchez Benito, M. I. 49
Sánchez-Gálvez, Vicente 141
Sánchez-Herencia, A. Javier 366
Sánchez Moreno, José Manuel 354
Servent Miró, R. 243, 443
Smith, Edwin 41
Soria, L. 480
Suárez, Juan C. 250, 340

T

Talacchia, Sandra 156
Toribio, Jesús 435

U

Urcola Galarza, José Javier 133, 156, 192,
200, 370, 391,
492
Ustáriz, F. 89

V

Valer Goñi, Juana 370
Valiente Cancho, Andrés 89, 112, 148,
258, 435
Varona, J. M. 472
Verstraeten, S. 236
Viña Olay, I. 56, 62, 326, 384

Z

Zapirain, F. 221

ÍNDICE TEMÁTICO**A**

Aceros:

al carbono	104, 170, 391
bainítico	216
de alta resistencia	112, 133
de herramientas	156, 480
de media-alta resistencia	200
dúctiles	148
ferríticos	258
inoxidables:	178, 184, 236,
	243, 405, 435
microaleados	119, 192, 250
Adhesión	229
Alambres	104
Aleaciones:	
de aluminio	427
de titanio	208, 221, 399,
	420, 457
de níquel	133, 164
hipereutéctica Al/Si	370
Alta temperatura	277
Alúmina	366
Aluminio	229
Al ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃ (ZrO ₂)	366
Apantallamiento de grietas	81
Autorradiografía de tritio	119

C

Capas delgadas	283
Carbono/Epoxy	340
Carburo de silicio	354
Carga última	360
CAS/SiC	354
Circonia parcialmente estabilizada	289, 303
Compuestos de matriz:	
cerámica	18, 354
metálica	346, 370
orgánica	326, 334, 340
Consolidación de polvos	156, 229, 480
Corrosión	178
Corrosión-fatiga	427

D

Daño	360
Defectos de producción	340
Dislocaciones	399

E

Efectos tamaño	41
Emisión acústica	96
Energía de fractura	127
Ensayos de	
rasgadura	492
tracción	133, 141, 148,
	354
Entallas	112, 148, 221

Envejecimiento	236
----------------	-----

F

Factores de intensidad de tensiones	62, 68, 89
Fatiga termomecánica	164
Ferrocarril	170, 450
Fibras de:	
acero	318
carbono	340, 384
grafito	334
Nicalón®	354
vidrio	326
Fisura cohesiva	506
Forja	192
Fractales	208
Fractografía	208, 243
Fractura:	
dinámica	170, 326
frágil	112, 192, 216
interlaminar	340
Fragilización	184, 405, 435,
	443
Fragmentación	104
Frecuencia	427

G

Grafito/Epoxy	334
Grietas:	
circulares	62
superficiales	81

H

Hidrógeno	435
Hormigón	41, 75, 318, 506

I

Impacto	326, 334, 450
Inclusiones no metálicas	200
Indentación	266, 303, 310
Integral J	413
Intercaras	68, 133
Irradiación neutrónica	258

L

Laminados	96, 366, 384
-----------	--------------

M

Materiales:	
aleados mecánicamente	229
anisótropos	68, 208, 221,
	354
bimetálicos	133
pétreos	127
Mecanismos de rotura	346, 354
Medida de la longitud de grietas	283

Medios salinos	420	Simulación numérica	75
Método de los Elementos Finitos	133	SiC	354
Mezclas multifásicas	297	Si ₃ N ₄	277
Mg-PSZ	289	Soldaduras	250, 500
Microconstituyentes frágiles	250	Superaleaciones monocristalinas	164
Micromecanismos de fractura	192		
Modelos		<u>T</u>	
estadísticos	56, 384	Tensiones residuales	266, 303
probabilísticos	216	Textura cristalográfica	208
Modo II	62	Torsión	104
<u>N</u>		Trabajo esencial de fractura	273
Nitruro de silicio	277	Tracción de bimetálicos	133
Nucleación de grietas	377	Tratamientos térmicos	178
		Tuberías	472
<u>P</u>		<u>V</u>	
Parámetro R	377	Vapor de agua	427
PEI-Fibra de vidrio	326	Velocidad de:	
Plataformas offshore	250	deformación	141, 354
Polímeros	273, 297	propagación	377, 391, 413
Presas de gravedad	464	Vidrio	56
Propagación dúctil	216		
<u>R</u>		<u>Z</u>	
Ramificación de grietas	49	Zona:	
Recubrimientos	68, 81, 164	afectada por el calor	250
Relación resiliencia - tenacidad	236	de contacto	49
		de transición	200, 216
<u>S</u>			
Selección de materiales	8	4Y-PSZ	303