# Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XIV ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

---

*Ribadesella*

*9, 10 y 11 de Abril de 1997*

# ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA

BIBLIOTECA ESII
UNIVERSIDAD DE NAVARRA
N. R. 27.683
N. C. R-006-1440

## NUMERO 14, AÑO 1997

Excluido

*E27683*

**Editado por la Secretaría del**
**Grupo Español de Fractura**

Depósito Legal: AS/434-97

Imprime: Servicio de Publicaciones
de la Universidad de Oviedo

# EDITORIAL

Este volumen XIV de ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA contiene las comunicaciones presentadas en Ribadesella con ocasión del decimocuarto Encuentro del Grupo Español de Fractura, junto con las conferencias invitadas de los profesores K.H. Schwalbe (GKSS Forschungszentrum, Alemania), J.W. Hancock (University of Glasgow, U.K.), Federico Gutiérrez-Solana (Universidad de Cantabria) y Andrés Valiente Cancho (Universidad Politécnica de Madrid).

Este volumen de los Anales no cuenta con la aportación de un colaborador habitual: el Prof. J. Javier Urcola Galarza. Su muerte, ocurrida en un trágico accidente el pasado mes de agosto en las estribaciones del Pirineo Oscense, nos priva de su asistencia y de sus tradicionales contribuciones sobre la interrelación microestructura/propiedades mecánicas. Para quienes tuvieron el privilegio de trabajar con Javier Urcola y beneficiarse de su buen saber, y todos aquéllos que apreciaron sus singulares virtudes humanas y profesionales, su muerte representa una pérdida irreparable. Los editores desean que este volumen sea un homenaje y un recuerdo a quien contribuyó de manera asidua y entusiasta a los Encuentros del Grupo Español de Fractura. Javier, descansa en Paz.

El tema de fondo elegido para este Encuentro ha sido la *Fractura Elastoplástica* y cuatro expertos nos han brindado sus puntos de vista sobre este campo de gran actualidad. Las comunicaciones se han distribuido siguiendo la pauta establecida en anteriores Encuentros: Modelos analíticos y numéricos, Métodos experimentales, Fractura de materiales metálicos, Fractura de materiales no metálicos, Fractura de materiales compuestos, Fatiga e interacción con el medio ambiente y Aplicaciones.

Los editores desean hacer constar su agradecimiento a todas las entidades colaboradoras en este evento (Universidad de Oviedo, Caja de Asturias, Colegio de Ingenieros Industriales y Principado de Asturias) y muy en particular a todos los autores, sin cuyo esfuerzo y cooperación no hubiera sido posible la publicación de este volumen. El número y la calidad de las contribuciones en él recogidas constituyen el mejor exponente del grado de madurez que la Mecánica de la Fractura ha alcanzado en nuestro entorno, un hecho que debe llenarnos de satisfacción a todos los que, a lo largo de los últimos catorce años, hemos contribuido a introducir esta disciplina en nuestro país.

Ribadesella, abril de 1997.

Manuel Elices Calafat
Manuel Fuentes Pérez
Franciso Javier Belzunce Varela
Covadonga Betegón Biempica
Cristina Rodríguez González

# INDICE

## CONFERENCIAS INVITADAS


Plane strain elastic plastic crack tip fields unified by constraint
J.Li y J.W. Hancock 1

Estabilidad de fisuras críticas en vigas hiperestáticas con rotura por desgarramiento dúctil
A. Valiente 20

Recent developments in elastic-plastic fracture mechanics with particular reference to heterogenoeus structures
K.H. Schwalbe 30

Caracterización universal de procesos de fisuración y su aplicación a fenómenos inducidos por el ambiente
F. Gutiérrez-Solana y J.A. Alvarez 50


## METODOS ANALITICOS Y NUMERICOS


Efecto de la zona de contacto entre fibra y matriz en las propiedades de fractura de materiales compuestos sometidos a carga transversal
F. Paris, J.C. Caño y J. Varna 69

Análisis mediante elementos de contorno de problemas de propagación cuasi-estática de fisuras
J. Beltrán, J. Dominguez y R. Gallego 75

Modelización numérica del comportamiento de una grieta en presencia de tensiones residuales de soldadura durante el ensayo CTOD
J.C. Suárez, H. Murakawa y Y. Ueda 81

Fiabilidad en el proceso de crecimiento de grieta en fatiga aleatoria mediante elementos finitos probabilistas y modelos B
J.A. Bea, M. Doblaré y L. Gracia 87

Modelling hydrogen diffusion in metals near a blunting crack tip
V. Kharin y J. Toribio 93

La grieta acodada en elasticidad anisótropa
C. Blanco, J.M. Martínez Esnaola, C. Atkinson y J.M. Bastero 99

Estudio de fibras de forma laminar en un campo de tensión uniforme: Grietas, anti-grietas y cuasi-grietas
J.A. Hurtado 105

Estados bidimensionales en mecánica de la fractura: Consideraciones dimensionales
J. Setién y M.M. Varona 111

Aplicación de criterios de fractura para el cálculo de componentes cerámicos
M.D. Rubio, C.J. Crespo, R. Jakel, P. Dietz y A. Villellas 118

Predicción de vida y optimización de componentes cerámicos
C.J. Crespo, M.D. Rubio, R. Jakel, P. Dietz y A. Villellas 124

## METODOS EXPERIMENTALES

Influencia de los tratamientos térmicos en la tenacidad a la fractura de los aceros de herramientas para trabajado en frío
M. Bernal, G. Roujeau, J.M. Casals, R. Rios y A. Villellas 130

Experiencias del uso del ensayo de tenacidad a la fractura con probetas pequeñas y entalla tipo Chevron
J.M. Casals, R. Rios y A. Villellas 135

Cualificación de un método para el cálculo de la tenacidad de fractura a través de ensayos dinámicos
F.J. Perosanz, M. Serrano, C. Martínez y J. Lapeña 141

Caracterización de la fractura de chapas metálicas en tensión plana
A. Galarza, A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola y J. Gil Sevillano 147

Parámetros que caracterizan la fractura dúctil en aceros de bajo contenido de carbono
A. Monsalve, A. Galarza, I. Gutierrez y J.J. Urcola 153

Determinación experimental del cierre de grieta en fatiga
B. Moreno, J. Zapatero y J. Pascual 159

Fisuración del hormigón por deslizamiento de barras corrugadas en piezas de hormigón armado
B. Tork, J. Gálvez, J. Planas y M. Elices 164

Estudio experimental sobre los mecanismos de rotura del ensayo de compresión diametral
C. Rocco, G.V. Guinea, J. Planas y M. Elices 170

Caracterización a elevadas temperaturas de materiales cerámicos compuestos
I. Caro, M. Gutierrez, A. Odriozola, F. Seco y E. Erauzkin 176

Caracterización dinámica del intermetálico TiAl por compresión en caliente
H. Miguélez, R. Cortés, C. Navarro, P. Gardanier, B. Dodd y Y. LePetitcorps 182

## FATIGA

Daño superficial asociado a fatiga en un acero inoxidable dúplex
A. Mateo, P. Violan, M. Marsal, L. Llanes, J. Méndez y M. Anglada 188

Relación entre parámetros microestructurales y la curva esfuerzo-deformación cíclica de aceros inoxidables austeno-ferríticos
A. Mateo, L. Llanes y M. Anglada 194

Influencia de la microestructura en la fatiga de la mullita
D. Casellas, C. Baudín, M. Osendi, L. Llanes y M. Anglada 200

Influencia de la distribución y morfología de las fases en la sensibilidad a fatiga de materiales cerámicos
D. Casellas, R. Fernández, M.M. Nagl, J. Alcalá, L. Llanes y M. Anglada 206

Efecto del nivel tensional y del tiempo de espera en los criterios de rotura establecidos para poliamidas reforzadas ensayadas a fatiga
J.A. Casado, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Polanco e I. Carrascal 212

Sobre la evaluación de resultados dispersos de fatiga estadísticamente no-homogéneos
A. Fernández Canteli, M.J. Lamela, M.A. García Prieto y E. Castillo 219

Ciclos de fuerzas y tensiones en fretting fatiga
J. Dominguez y C. Vallellano 225

Sensibilidad y efecto de tamaño en entallas: Interpretación mediante un modelo de propagación de microgrietas
C. Vallellano y A. Navarro 237

Variación de las propiedades de memoria de forma en una aleación Ni-Ti sometida a deformación cíclica
F.J. Gil y J.A. Planell 245

Comportamiento intrínseco en fatiga de materiales metálicos y efecto del medio ambiente
J. Méndez 250

## FRACTURA ASISTIDA POR EL MEDIO AMBIENTE

Daño progresivo por plasticidad y fragilización por hidrógeno en acero austenítico 316L
J. Toribio y E.R. Justo 255

Aproximación global al fenómeno de fragilización por hidrógeno en acero austenítico 316L
J. Toribio, E.R. Justo, R. Cortés, L. Caballero y A. Valiente 262

Fatiga y fractura de aceros perlíticos con diferentes grados de trefilado
M. Toledano y J. Toribio 267

Efecto de la temperatura en la velocidad de propagación de fisuras en el acero pretensado
J. Fullea, C. Alonso, C. González, C. Andrade y V. López 273

Algunos aspectos de las roturas por la influencia del hidrógeno
G. Delojo Morcillo, J.M. Pintado Fé y J. Alvarez Alba 279

## MATERIALES COMPUESTOS


Distribución de la resistencia mecánica de monofilamentos de SiC recubiertos de grafito
I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano y M. Fuentes 288

Comportamiento a tracción de un composite de matriz Ti/6Al/4V reforzado con fibras Sigma
I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano y M. Fuentes 294

Influencia de la composición en el comportamiento en fractura del hormigón
K.M. El-Sayed, C. Rocco, G.V. Guinea y M. Elices 300

Modelización de la degradación de la tenacidad a fractura en composites de poliéster-vidrio expuestos a luz solar
C. Ferrer, F. Segovia, V. Amigó y A. Vicente 306

Estudio de superficies de fractura interlaminar en materiales compuestos carbono/epoxi Γ-irradiados
J.M. Pintado Sanjuanbenito y J. Alvarez Alba 312

Caracterización de la resistencia a la deslaminación en modos I y II de composites fibrosos
F. J. Belzunce 319

Dimensionado y reducción de datos de probetas carbono/epoxi para ensayos de tipo flexión con entalla final en carga estática y dinámica
F. Cabrerizo García 325

Fractura a baja velocidad de deformación de polipropileno copolímero cargado con hidróxido de magnesio
J.I. Velasco, C. Morhain y A.B. Martínez 331

Fractura de un polimetacrilato de metilo (PMMA) modificado con microesferas de vidrio
M.LL. Maspoch y A.B. Martínez 338

Influencia de la degradación de las fibras y de la intercara en la resistencia a fractura a alta temperatura de materiales cerámicos reforzados con fibras
C. González, J.A. Celemín, J.Y. Pastor y J. Llorca 344

Modelo de extracción de las fibras de refuerzo para un material compuesto de matriz cerámica (CAS/SiC)
A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez Esnaola, M.R. Elizalde, I. Puente y M. Fuentes 350

Efecto de la oxidación en las propiedades mecánicas de la intercara de un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC
M.R. Elizalde, A.M. Daniel, I. Puente, A. Martín Meizoso y J.M. Martínez Esnaola 355

Carga de rotura de un material compuesto de matriz cerámica tejido en dos direcciones
J.M. Martínez Esnaola, A. Martín Meizoso, A.M. Daniel, M.R. Elizalde, I. Puente y M. Fuentes 361

Propiedades mecánicas de nanocompuestos $Al_2O_3$-SiC
J. Pérez-Rigueiro, J.Y. Pastor, J. LLorca, M. Elices, J.S. Moya, P. Miranzo y M. Belmonte 367

## APLICACIONES

Identificación de mecanismos y caracteres fractográficos específicos en fallos de álabes de motores de aviación
P. Sebastián Quetglás y R. Servent Miró 372

Aplicación de los criterios de tolerancia al daño al diseño de componentes aeronáuticos
A.M. Irisarri, A. Sáenz, A. Pelayo y E. Martínez 380

Valoración de la tenacidad de las uniones soldadas de chapas gruesas de dos aleaciones de titanio por el proceso de soldadura por plasma-arco
L.M. Plaza, I. Eizaguirre, F. Santamaría y A.M. Irisarri 386

Comportamiento frente a la fluencia de una aleación Ti-6Al-4V en diferentes estados de tratamiento térmico
F.J. Seco, F. Zapiráin, F. Peñalba y A.M. Irisarri 392

Estudio de las causas que originaron el fallo de un cigüeñal por fatiga
E. Porto, F. Iglesias, R. Iglesias, P. Merino, A. Collazo, M.J. Cristobal y G. Pena 398

Influencia del trabajado en frío y los tratamientos térmicos sobre la naturaleza de la fractura y energía absorbida de deformación mediante ensayos "CERT" con aceros inoxidables austeníticos y en condiciones de BWR
G. De Diego, M. Hernández y A. Torres 404

Método de aplicación al diseño para aceros inoxidables dúplex envejecidos
L. Sanchez y F. Gutiérrez-Solana 410

Presente y futuro de los procedimientos de evaluación de la integridad estructural de componentes fisurados
J. Ruiz Ocejo, M.A. González-Posada, I. Gorrochátegui y F. Gutiérrez-Solana 417

Caracterización de la tenacidad a la fractura de aceros de vasijas con probetas reconstituidas y probetas Charpy prefisuradas
F. De Backer, F. Gutiérrez-Solana, R. Versteirt y J.A. Alvarez 421

Influencia del grado de aleación y del método de fabricación en el comportamiento mecánico de aceros de carril
J.L. González, C. Rodríguez y F.J. Belzunce 427

## MATERIALES METALICOS

Mecanismos de deformación cíclica de una aleación Al-Li-Cu-Mg-Zr
P. Poza y J. LLorca 434

Influencia de la naturaleza y la resistencia de la matriz en la tensión crítica de fractura por clivaje de aceros microaleados
A. Echevarría, M.A. Linaza y J.M. Rodríguez Ibabe 440

Relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros de contenido medio en carbono
J.I. San Martín, M.A. Linaza y J.M. Rodríguez Ibabe 446

Cinética de envejecimiento a baja temperatura y fractura de aceros inoxidables austeno-ferríticos de moldería
J. González, L. Sánchez, F. Gutierrez-Solana y J. Setién 452

Efecto de la orientación de las inclusiones en la tenacidad a fractura de tubos de acero al carbono
M.González Posada, C. Aguilar, F. Gutiérrez-Solana, I. Gorrochátegui, L. Sánchez y F. De Backer 461

## MATERIALES NO METALICOS

Fractura a bajas velocidades de solicitación de mezclas de Policarbonato (PC) con Acrilonitrilo-Butadieno-Estireno (ABS)
O. Santana y A.B. Martínez 468

Aplicación del modelo cohesivo al estudio de la rotura del PMMA
F.J. Gómez, M. Elices y A. Valiente 474

Propagación de grietas en modo mixto en vigas de hormigón
J. Gálvez, J. Planas y M. Elices 480

Tracción en materiales cerámicos a altas velocidades de deformación
F. Gálvez, J. Rodríguez y V. Sánchez-Gálvez 486

Resistencia mecánica de los materiales biológicos
J. Pérez-Rigueiro y M. Elices 491

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PLANE STRAIN ELASTIC PLASTIC CRACK TIP FIELDS UNIFIED BY CONSTRAINT

*J. Li and J. W. Hancock*
*Department of Mechanical Engineering*
*University of Glasgow*
*Scotland G12 8QQ*

## Abstract

Plane strain slip line fields for a range of elastic-plastic contained yielding problems have been constructed. These include cracks in homogeneous materials subject to both mode I and mixed mode loading. Fields have also been constructed for cracks on the interface between a rigid substrate and a perfectly plastic material, subject to mixed mode loading which may lead to matrix failure. On the plane of maximum hoop stress, fields for non hardening and moderate hardening rates can be interpreted as belonging to a single family which differ by a hydrostatic term ( $Q$), but are deviatorically similar. The fracture resistance of these configurations can thus be unified by a constraint based fracture toughness relation ( $J$ - $Q$).

## 1. Introduction

The deformation fields of strain hardening materials interpolate between linear elastic materials and those which exhibit a non-hardening response. This leads naturally to the concept that structural materials with low and moderate hardening rates develop deformation fields which share many non-hardening features. The present work develops this theme in the context of elastic-plastic fracture mechanics. Kinematically similar fields which differ only through a hydrostatic stress term have been identified for non-hardening materials. These are re-examined with strain hardening to investigate the possibility of a constraint based characterisation. Three classes of problem have been examined under plane strain, contained yielding conditions. In the first group of problems crack tip plasticity is discussed for a mode I crack in a homogeneous non-hardening material. The role of higher order terms in determining the level of hydrostatic stress at the crack tip is developed following Du and Hancock (1). In this class of problem loss of crack tip constraint is associated with negative values of the T stress. The same technique has been used to study crack tip plasticity in plane strain mixed mode I and II problems (2), where the loss of constraint is due to mode mixity. Finally small scale yielding fields associated with a crack lying on the interface of a rigid substrate and an elastic-plastic material have been examined under combinations of mode I and II loading which may lead to matrix failure (3). In each case slip line fields have been

constructed from finite element analyses based on boundary layer formulations. These have been used to identify families of fields which are hydrostatically different but deviatorically similar for weak and moderately hardening materials. These form the basis of a two parameter, constraint characterisation of a wide family of crack tip fields (4,5,6) which is now shown to include both mode I and mixed mode fields, as well as interface crack problems in which matrix failure occurs. In each case, the level of constraint can be quantified by a distance independent hydrostatic term, Q (5,6). The loss of constraint leads to enhanced levels of toughness by cleavage or void growth mechanisms (7), which can be quantified by a constraint dependent fracture toughness in the form of a J-Q failure locus (8, 9, 10). This allows unconstrained mode I fracture toughness data to be applied to mixed mode problems in both single and two phase materials.

## 2. Numerical method

### 2.1 Boundary layer Formulations

Fracture processes occur in a physically small region close to the crack tip where plastic deformation occurs. In order to investigate the nature of elastic-plastic crack tip fields it is desirable to avoid modelling a complete engineering structure. This problem is resolved by the use of boundary layer formulations (11) in which displacements associate with the asymptotic elastic field are applied to an arbitrary region surrounding the crack tip. For an elastic crack in a homogeneous isotropic solid under tension or shear the relevant analysis has been given by Williams (12) using cylindrical co-ordinates $(r,\theta)$ centred at the crack tip.

$$\sigma_{ij} = A_{ij}(\theta) r^{-\frac{1}{2}} + B_{ij}(\theta) + C_{ij}(\theta) r^{\frac{1}{2}} + \ldots \qquad (1.)$$

The displacements corresponding to the first terms of this series can be applied as remote boundary conditions for an elastic-plastic analysis under the restriction that plasticity is restricted to a small fraction of the outer boundary. For incompressible elastic deformation ( $\nu = 0.5$), the displacements ( $u$, $v$ ) associated with a mode I stress intensity factor $K_I$, and a mode II stress intensity factor $K_I$, can be written in the form:

$$\begin{Bmatrix} u_r(r,\theta) \\ u_\theta(r,\theta) \end{Bmatrix} = \frac{1}{4G}\sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left\{ K_I \begin{bmatrix} \cos\frac{\theta}{2} - \cos\frac{3\theta}{2} \\ -3\sin\frac{\theta}{2} + \sin\frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} + K_{II} \begin{bmatrix} -\sin\frac{\theta}{2} + 3\sin\frac{3\theta}{2} \\ -3\cos\frac{\theta}{2} + 3\cos\frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} \right\} \qquad (2.)$$

A modification of this technique allows a more refined representation of the outer elastic field by applying displacements which correspond to the first two terms of the Williams expansion, K and T. Modified boundary layer formulations allowed the effect of the non-singular T stress on crack tip plasticity to be demonstrated by Larsson and Carlsson (13). Detailed investigations (1, 4, ,14) have shown that compressive levels of the T stress

cause a loss of crack tip constraint, while parallel experimental work has demonstrated that this leads to enhanced levels of toughness (8, 9, 10).

Crack tip fields have been examined by the finite element analysis of boundary layer formulations using meshes similar to that shown in Figure (1). The mesh shown has been used to examine mode I deformation of a crack in a homogeneous material, in which symmetry allows the problem to be represented by a symmetric half. The mesh comprised 570 second order quadrilateral elements implemented in ABAQUS. The crack tip was represented by twelve collapsed quadrilaterals such that the crack tip comprised 25 coincident but independent nodes. The mesh was highly focused such that the size of the crack tip elements were approximately one millionth of the radius of the outer boundary. Mode I problems can be represented by a symmetric half, but the loss of symmetry associated with mixed mode loading requires the complete angular span of elements surround the crack tip to be modelled.

The structure of elastic interfacial crack fields has been reviewed by Rice (15), Comminou (16), Hutchinson and Suo (17) and Shih (18). In general, analyses based on traction free crack flanks (19) lead to oscillatory displacement fields which are fundamentally different to those of cracks in homogeneous materials. However for the particular case of incompressible elastic deformation (v = 0.5) and a rigid substrate, the dominant term in the asymptotic solutions of interface cracks and cracks in homogeneous materials are identical (20). Both exhibit identical stress singularities with a strength r-1/2, and the displacements (u,v) of both types of problem can be written identically in terms of elastic stress intensity factors $K_I$ and $K_{II}$ which have conventional interpretations as given by equations (2, 3). Symmetry conditions are required directly ahead of the mode I crack in a homogeneous material, while the representation of a rigid interface requires that all the displacements are fully restrained as given by equations 3 and 4.

$$u_r = u_\theta = 0\,,\ \theta = 0 \qquad (3.)$$

$$\sigma_{r\theta} = \sigma_{\theta\theta} = 0 \quad \theta = \pm\pi \qquad (4.)$$

Calculations on homogeneous materials and interfacial cracks were performed for a range of plane strain mixed mode fields with elastic mixity values shown in Table I. Although a complete range of mixities for the interface crack problem have been examined (3), only those with negative mode II components are discussed here, as these lead to fields in which the maximum hoop stress is located in the matrix, and leads to the possibility of matrix rather interface failure.

Table 1. Elastic mode mixity for a range of mixed mode problems.

| | $M_{el}$ |
|---|---|
| $K_I$ | 1.00 |
| $K_I = \pm 2K_{II}$ | ±0.71 |
| $K_I = \pm K_{II}$ | ±0.50 |
| $K_I = \pm 0.5K_{II}$ | ±0.30 |
| $\pm K_{II}$ | 0.00 |

## 2.2 Material response

In uniaxial tension the material which has been modelled has an isotropic elastic response at stresses less than the yield stress. Reference will be made to calculations by Hancock and co-workers (1, 2) in which Poisson's ratio was 0.3, allowing elastic dilation. This was shown not to affect the stress fields within the plastic zones. However in interface crack problems elastic compressibility strongly affects the fields and elastic incompressibility was ensured in the calculations of Li (3, 21) for both interface and homogeneous crack problems.

Plastic flow was analysed using incremental plasticity within the framework of small strain deformation, using the Prandtl-Reuss flow rules. The uniaxial yield stress, so, was related to the yield stress in shear, k , through the Mises yield criterion $\sigma_o = \sqrt{3}k$ .

Calculations were initially performed with a non-hardening response, and then with strain hardening. Details of the strain hardening calculations are given elsewhere (2, 3, 21). Data were written to a file which was subsequently interrogated with a post-processing programme. The stress field at the crack tip was determined by extrapolating the stress to the tip (r = 0) along radial lines such that the tip was approached asymptotically from different angles.

## 2.3 Slip Line Fields

Plane strain deformation of perfectly plastic solids can be usefully represented by slip line fields (7, 22). The slip lines are directions of maximum shear stress, on which the shear stress is k. The stresses are then completely defined from the orientation of the slip lines and the mean stress, such that the in-plane principal stresses $\sigma_1$ , $\sigma_2$ and the out of plane stress $\sigma_3$ are defined by the mean stress $\sigma_m$ and the yield stress in shear, k:

$$\sigma_1 = \sigma_m + k \qquad (5\text{-}1.)$$

$$\sigma_2 = \sigma_m \qquad (5\text{-}2.)$$

$$\sigma_3 = \sigma_m - k \qquad (5\text{-}3.)$$

The equilibrium equations referred to the curve-linear slip lines as axes lead to the Hencky equations (7, 22), which express stress gradients in terms of the rotation of the slip lines. The structure of the plastic sectors of the plane strain crack tip field can be identified from the hydrostatic component. Rice (23) has shown that for incompressible deformation, combination of the yield criterion, the plane strain condition and the necessity for the crack tip stresses to be bounded leads to two possible forms for the plastic sectors. The first condition corresponds to sectors in which the shear stress in cylindrical co-ordinates does not change with angle. As the slip lines are trajectories of constant shear stress, this corresponds to centred fans, in which the hydrostatic stress varies linearly with angle. The second condition corresponds to regions in which the mean stress is independent of the angular co-ordinate around the tip, and are thus constant stress sectors in which the slip lines are straight.

These features in association with the yield criterion enable the angular span of the elastic and plastic sectors to be identified and assembled. The elastic sector is identified by the angular range over which the yield criterion is not satisfied. The stress field within the elastic sector can be expressed analytically by reference to the solution for a semi-infinite elastic wedge, loaded by constant surface traction (24, 25). Although equilibrium generally allows discontinuities in $\sigma_{rr}$ along radial lines, proximity of an elastic sector and a centred fan requires continuity of all the stress components. The boundary conditions of the elastic sector are identified by noting the continuity of $\sigma_{\theta\theta}$ and $\sigma_{r\theta}$ across the elastic plastic boundary. In all the cases discussed in the present work, elastic sectors lie between traction free crack flanks and a centred fan. On the crack flanks, traction free conditions are satisfied, while on the radial elastic plastic boundary $\sigma_{r\theta}$ equals the yield stress in shear, k. Compatibility conditions are satisfied across the boundary between the centred fan and the elastic sector as in both as $\varepsilon_{\theta\theta} = \varepsilon_{rr} = 0$ for incompressible deformation in both sectors.

## 3. Analytical methods

Without loss of generality the crack tip stress fields can be taken to comprise plastic and elastic sectors.

**3.1 Stress distribution in elastic sectors** The elastic sector is identified by the angular range over which the yield criterion is not satisfied. In all the cases discussed in the present work, elastic sectors lie between traction free crack flanks and centred fans. The stress field within these elastic sectors on the traction free crack flank ($\sigma_{r\theta} = \sigma_{\theta\theta} = 0$) can be expressed analytically by reference to the solution for a semi-infinite elastic wedge, loaded by constant surface tractions (24) as shown schematically in Figure 2:

$$\sigma_{\theta\theta} = 2A(\cos 2\theta - 1) - 2B(\sin 2\theta + 2\pi - 2\theta) \qquad (6\text{-}1.)$$

$$\sigma_{r\theta} = -2A \sin 2\theta - 2B(\cos 2\theta - 1) \qquad (6\text{-}2.)$$

$$\sigma_{rr} = -2A(\cos 2\theta + 1) - 2B(2\pi - 2\theta - \sin 2\theta) \tag{6-3.}$$

where

$$A = \frac{H(\cos 2\varphi - 1) + K(\sin 2\varphi - 2\varphi)}{4(1 - \cos 2\varphi - \varphi \sin 2\varphi)} \tag{7-1.}$$

$$B = \frac{H \sin 2\varphi + K(\cos 2\varphi - 1)}{4(1 - \cos 2\varphi - \varphi \sin 2\varphi)} \tag{7-2.}$$

here $H$ and $K$ are the hoop and shear stresses respectively on the boundary between the elastic sector and a centred fan. $K$ is equal to the yield stress in pure shear, $k$. Li and Hancock (1996a) have shown that complete continuity of stresses is required between a centred fan and an elastic sector. Thus the value of $H$ can be obtained by equating the hoop and radial stresses on the boundary from equations (3) and (5):

$$H = \frac{2\varphi k \cos 2\varphi - k \sin 2\varphi}{1 - \cos 2\varphi} \tag{8.}$$

Thus the stress distribution in these elastic sectors is only a function of the critical elastic wedge angle, φ. This can also be applied to any elastic sector adjacent to a centred fan. Further details are given by Li and Hancock (1996b).

## 3.2 Stress distribution in plastic sectors

The stresses within the plastic sectors can be conveniently represented by slip line fields. In the Prandtl (HRR) field, the yield criterion is satisfied at all angles and the crack tip stress distribution can be solved by starting the boundary condition on the traction free flank ($\theta = \pm\pi$, $\sigma_{r\theta} = \sigma_{\theta\theta} = 0$) into the constant stress sector ahead of the crack. However, for fields in which plasticity does not surround the tip, a slip line can only start or terminate from the boundary of elastic and plastic sectors. The stresses in the plastic sectors can, therefore, be expressed in terms of the hoop and shear stresses ($H$ and $K$) on the elastic-plastic boundary. For the particular case of an elastic sector adjoining a centred fan, the value of $K$ is equal to the yield stress in pure shear $k$.. The analytical solution within a centred fan can thus be written as:

$$\sigma_{\theta\theta} = 2k(\pi - \varphi - \theta) - H \tag{9-1.}$$

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} \tag{9-2.}$$

$$\sigma_{r\theta} = k \tag{9-3.}$$

Within a constant stress sector,

$$\sigma_{\theta\theta} = k\cos 2\theta + H - \frac{kH}{2} + 2k(\pi - \varphi) \qquad (10\text{-}1.)$$

$$\sigma_{rr} = k(-\cos 2\theta - 2\varphi + \frac{3\pi}{2}) - H \qquad (10\text{-}2.)$$

$$\sigma_{r\theta} = k\sin 2\theta \qquad (10\text{-}3.)$$

### 3.3 Assembly of the sectors

The features of plastic and elastic sectors in association with the yield criterion enable the angular span of the elastic and plastic sectors to be identified and assembled. Although equilibrium generally allows discontinuity in radial stress, proximity of an elastic sector and a centred fan can be shown to require continuity of all the stress components. The boundary conditions of the elastic sector are identified by noting the continuity of all stresses across the elastic plastic boundary. Compatibility conditions are satisfied across the boundary as both hoop and radial strains are zero for incompressible deformation in the two types of sector.

## 4. Results

### 4.1 Mode I Fields

The mode I slip line fields constructed by Du and Hancock (1) are shown in Figure (3). As T is proportional to the applied load, the T = 0 field is significant in the sense that it is the field which applies at very small load levels, and is thus the small scale yielding field. In the small scale yielding (T = 0), plasticity at the crack tip extends to an angle close to 1300, and the field comprises of a constant stress sector directly ahead of the crack, a centred fan and an elastic sector extending to the crack flanks. The effect of a compressive T stress is to decrease the angular span of the centred fan and increase the span of the elastic wedge on the crack flanks. In contrast for tensile T stresses, plasticity extends to the crack flank and the elastic wedge at the crack tip disappears.

The essential result is that in the sectors ahead of the crack the crack tip fields are kinematically similar and differ only hydrostatically. The effect of compressive levels of T is to decrease the hydrostatic stress, while tensile values of T cause the fully constrained Prandtl field to be developed. Restricting interest to the diamond ahead of the crack the fields can be expressed in terms of the maximum hydrostatic stress directly in the fully constrained Prandtl field $\sigma_m = k(\pi + 1)$.

Using the notation of O'Dowd and Shih (5, 6) the corresponding hydrostatic stress in the unconstrained fields is denoted, $\sigma_m$ + Q. For a given value of Q the elastic and plastic sectors Li (21) has assembled the sectors around the crack tip analytically as shown in Figures 4. In these Figures the finite element solutions ( v = 0.49 ) are given as data points, while the analytic solutions are given by the lines. Q determines the stress state in the constant stress sector, which has a span of $\pm \pi/4$. The span of the centred fan is fixed by the requirement of continuity traction between the fan and the elastic sector. There is

complete agreement between the analytic and numerical solutions for the full angular span. Further details are given by Li (21). This now gives a complete solution of the near fields, it has not proved possible to couple the near and far fields analytically, although this can be achieved computationally.

## 4.2 Mixed Mode Fields

The slip line fields for a range of mixed mode problems constructed by Hancock, Nekkal and Karstensen (2) are shown in Figure (5) and may be compared with those of Shih (26).The fundamental difference is that the fields shown in Figure (5) do not exhibit stress discontinuities, and feature an elastic sector on one crack flank. The mode I field is the incomplete Prandtl field (1). With increasing levels of mixity the constant stress diamond ahead of the crack rotates. The angle of maximum principal stress and also the maximum hydrostatic stress is the direction from the tip radially out through the constant stress diamond. This angle is of particular interest in terms of stress controlled brittle fracture. It is frequently argued that such failure occurs at the orientation at which the propagating crack extends in mode I. In the case of non-hardening plasticity the stress at this angle may be matched with the stress in an unconstrained mode I field. For non-hardening plasticity, the fields within $\pm\pi/4$ of the direction of maximum hoop stress can only differ by a hydrostatic term. However Hancock, Nekkal and Karstensen (2) have also shown that for moderately hardening materials the fields also differ hydrostatically but are deviatorically similar. On this basis the constraint of mode I fields parameterised by $Q$ or $T$ can be correlated with the constraint of mixed mode fields parameterised by elastic mixity, as shown in Figure (6).

## 4.3 Interface Cracks

The problem of an interfacial crack between a perfectly plastic material and a rigid substrate has been discussed by Zywicz and Parks (25) and Fang and Bassani (20) for the complete range of mode mixities. Positive shear stresses lead to the maximum hoop stress being located across the interface. Here we only focus on loading with a negative mode II component such that the maximum hoop stress is located in the matrix. For strong interfaces these modes may thus lead to matrix rather than interface failure. For the non-hardening material response this plane is orientated diagonally through the constant stress diamond, as shown in Figure (7). On this plane, whose orientation depends on the mixity, the hoop stress, $\sigma_{\theta\theta}$ is shown in Figure (8) for a strain hardening material. The Figure also shows the corresponding deviatoric stress $\sigma_{\theta\theta}$. As in both the homogeneous mode I and mixed mode problems the stress fields are hydrostatically different but deviatorically similar. As such they can be parameterised by J and Q, where Q is defined using the small scale mode I field for a homogeneous material as the reference at a distance $r = 2J/\sigma_o$ from the crack tip.

## 5. Conclusions

Plane strain slip line fields for a range of elastic plastic contained yielding problem have been constructed from strain boundary layer formulations. Cracks in homogeneous materials subject to mode I loading show a loss in constraint which depends on the T stress. This feature is retained by weak and moderately strain hardening materials. The loss in constraint can be quantified by Q, while the relevant fracture toughness depends on constraint through a J-Q failure locus.

Mixed mode loading also result in a loss in crack tip constraint. On the plane of maximum hoop stress, the mode I and mixed mode fields are hydrostatically different but deviatorically similar for both non hardening and moderately hardening materials. This has allowed relations to be established between Q and mode mixity.

Finally, slip line fields have been constructed for cracks on the interface between a rigid substrate and a perfectly plastic material, subject to mixed mode loading which may lead to matrix failure. On the plane of maximum hoop stress the fields can be interpreted as belonging to a single family which differ hydrostatically but deviatorically similar, for both non hardening and moderate hardening rates.

For all these problems in angular sectors around the plane of maximum hoop stress the strength of the dominant singularity is similar to the mode I field. Constraint loss occurs by a distance independent second order term, Q, which is largely hydrostatic in nature. For mixed mode problems at a given hardening rate, Q has been correlated with mixity. The fracture resistance of these configurations can thus be unified by a single constraint based fracture toughness locus.

## Acknowledgements

J.W.Hancock acknowledges the support and encouragement of Prof J.Sumpter of D.R.A. Dunfermline, Fife. J. Li acknowledges the support of an award from S.H.E.F.C. The authors acknowledge their debt to Z-Z. Du, A. Nekkal and A. Karstensen, whose work has been widely used in this paper. ABAQUS was made available by H.K.S under academic license.

## References:

1. Z-Z. Du and J. W. Hancock, The effect of non-singular stresses on crack tip constraint, J. Mech. Phys Solids, 39, (1991), 555-567.

2. J. W. Hancock, Nekkal and A. D. Karstensen, "Mixed Mode and Mode I Crack tip field unified by constraint", (Submitted for publication, 1996).

3. J. Li and J. W. Hancock, Small Scale Yielding Analysis of an Interfacial crack under Mixed Mode loading, (Department of Mechanical Engineering University of Glasgow Internal Report, 1996).

4. C. Beteg—n and J. W. Hancock, "Two parameter characterisation of elastic-plastic crack tip fields", . J. Appl. Mech., 58, (1991),104-110.

5. N. P. O'Dowd and C. F. Shih, Family of crack tip fields characterised by a triaxiality parameter-I. Structure of fields, J. Mech. Phys Solids, 39, (1991), 989-1015.

6. N. P. O'Dowd and C. F. Shih, Family of crack tip fields characterized by a triaxiality parameter-II.Fracture applications,Ó J. Mech Phys Solids, 40, (1991), 939-969.

7. McClintock F.A. Plasticity aspects of fracture in Fracture 2, 47-225 ed Liebowitz H. (Academic Press New York ,1971 )

8. C. Beteg—n and J. W. Hancock Two parameter characterisation of elastic-plastic crack tip fields and an associated failure criterion,. In Fracture behaviour and design of materials and structure. 999-1002, European Conference on Fracture 8, (ed D. Firrao), Warley , EMAS, 1990

9. J. W. Hancock, W. A. Reuter . and D. M Parks,Toughness and Constraint parameterised by T, Constraint effects in Fracture STP 1171, 121-40 ed E. M. Hackett, K-H, Schwalbe and R. H.Dodds ( Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1993)

10. M. T. Kirk, K. C. Koppenhoefer and C. F. Shih, Effect of constraint on dimensions needed to obtain structurally relevant toughness measures, Constraint effects in fracture ASTM STP 1171, 121-40 ed E.M.Hackett, K-H. Schwalbe and R. H. Dodds( Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1993).

11.Rice J. R and Tracey D. M. Numerical and Computational Methods in Structural Mechanics ed Fenves S. J. et al (Academic Press New York, 1973).

12. M. L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crackÓ, J. Appl. Mech., 24, (1957), 111-114.

13. Larsson and Carlsson, Influence of Non-singular terms on the and specimen geometry on small scale yielding at crack tips in elastic-plastic materials, Int J. Fracture, 19, (1973), 263-278.

14. B. A. Bilby, G. E. Cardew, M. R. Goldthorpe and I. C. Howard, A finite element investigation of the effect of specimen size and geometry on the field of stress and strain at the tip of stationary cracks, In Size effects in Fracture, (I. Mech. E., Lond, 1986), 37-46.

15. J. R. Rice, "Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks," J. Appl. Mech., 55, (1988), 98-103.

16. M. Comninou, "An overview of interface cracks," Engng. Frac. Mech., 37, (1990), 197-208.

17. Hutchinson, J. W., and Suo, Z. "Mixed mode fracture in laminated solids," Advances in applied mechanics, ed J. W. Hutchinson and T. Y. Wu, (Pergamon Press, 1991), 28.

18. C. F. Shih, "Cracks on bi-material interfaces: Elasticity and plasticity aspects," Mat. Sci. Engn., (1991).

19. M. L. Williams, "The stresses around a fault or crack in dissimilar media," Bull. seism. Soc. Am., 49, (1959), 199.

20. Fang N J-J and Bassani J. L., Non-Linear analysis of Interfacial Cracks, IUTAM Symposium on Non-Linear Analysis of Fracture, ed Willis J. R. (Kluwer Press 1995).

21. J. Li, Mode I cracks under Small Scale Yielding, (Department of Mechanical Engineering University of Glasgow Internal Report, 1996).

22. Hill R., The Mathematical Theory of Plasticity, (Oxford University Press Oxford, 1983).

23. Rice J. R., Mechanics of Solids, The Rodney Hill 60th anniversary Volume, ed Hopkins H. and Sewell (Pergamon Press, 1982), 439-562

24. Timoshenko S. P. and Goodier J. N., Theory of Elasticity 3rd edition, (McGraw-Hill, New York, 1970).

25. Z. Zywicz and D. M. Parks, Elastic-plastic analysis of frictionless contact at interfacial tips, International Journal of Fracture, 42, (1990), 129-143.

26 Shih C. F, Small scale yielding analysis of mixed mode plane strain crack problems, In Fracture Analysis, ASTM STP 560, (American Society for Testing and materials Philadelphia, (1974), 187-210.

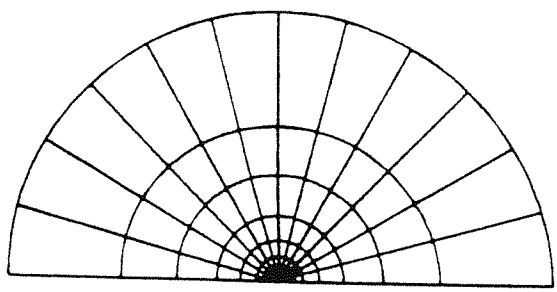


Figure 1. The Boundary layer formulation mesh.

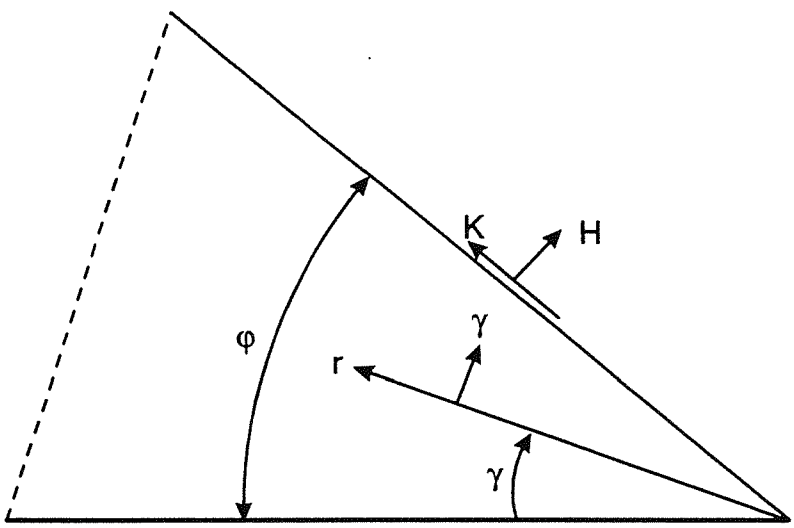



Figure 2. Elastic wedge on a crack flank.

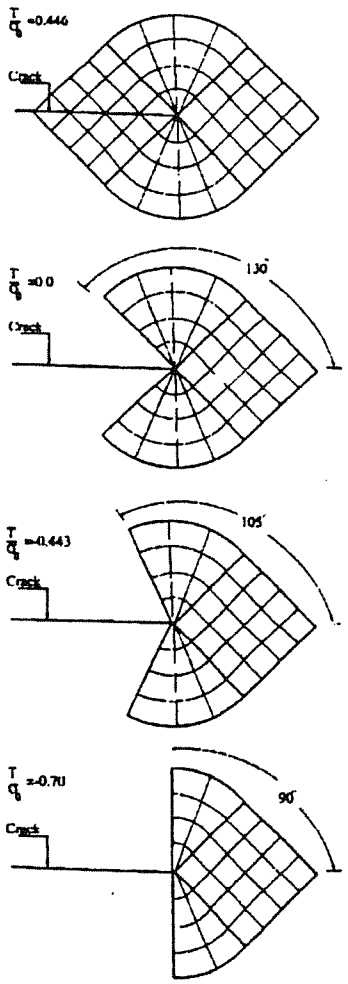
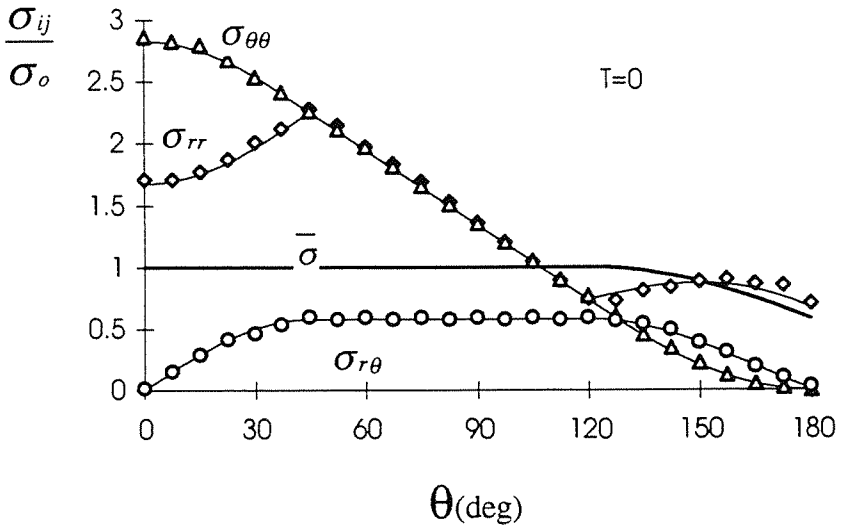
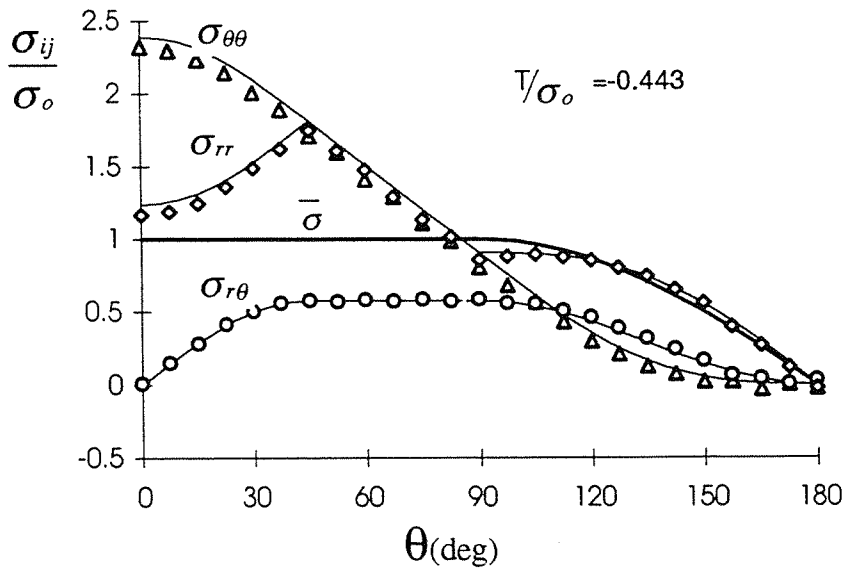



Figure 3. The effect of T on mode I crack tip fields, after Du and Hancock.




(a)




(b)

Figure 4. Stress distribution around the crack tip, after Li ( 21. ).

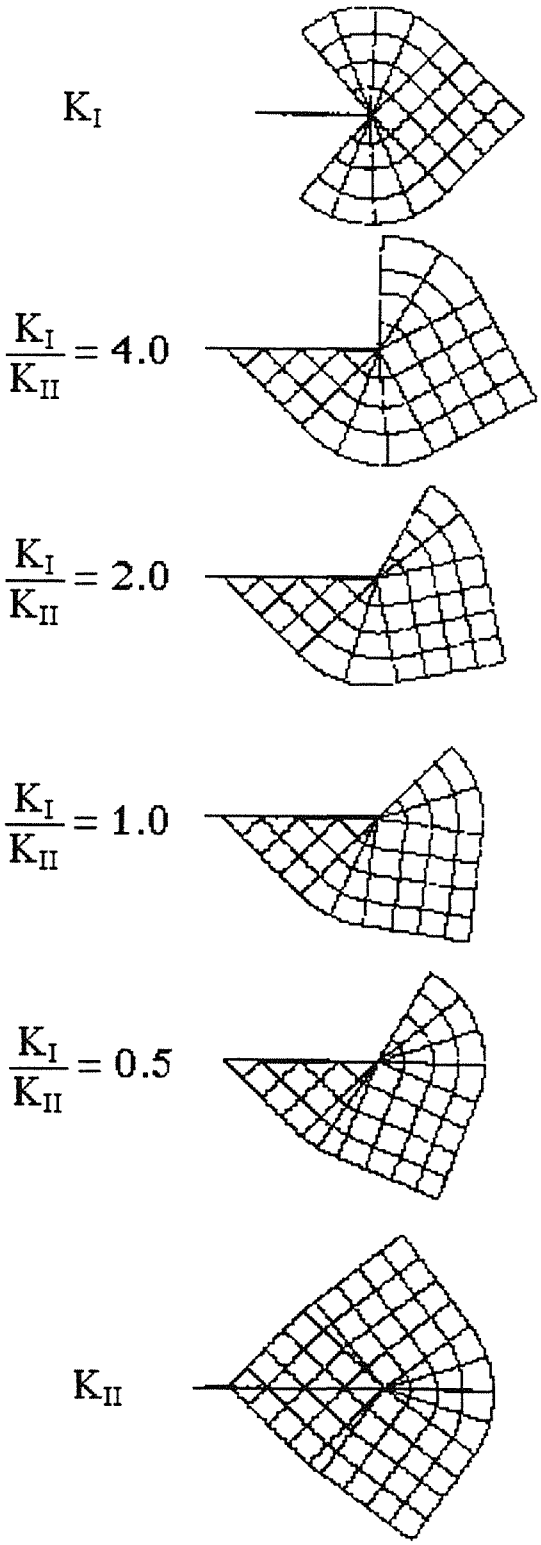



Figure 5. Slip line fields for mixed mode loading, after Hancock, Nekkal and Karstensen.

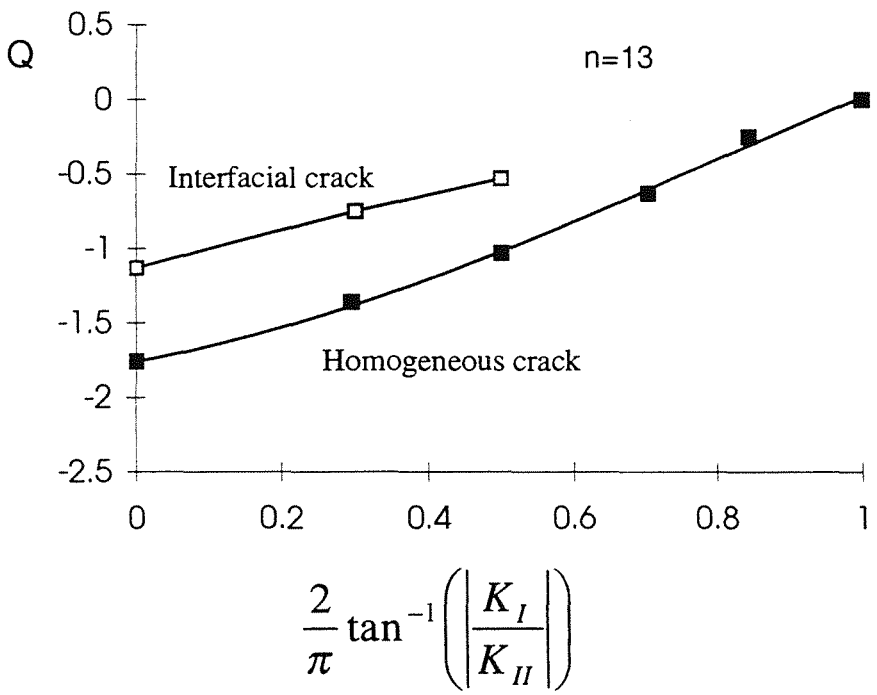



Figure 6. The relationship between Q and the elastic mixity for cracks in a homogeneous strain hardening material (2), and for interfacial cracks (3) with a similar material on a rigid substrate.

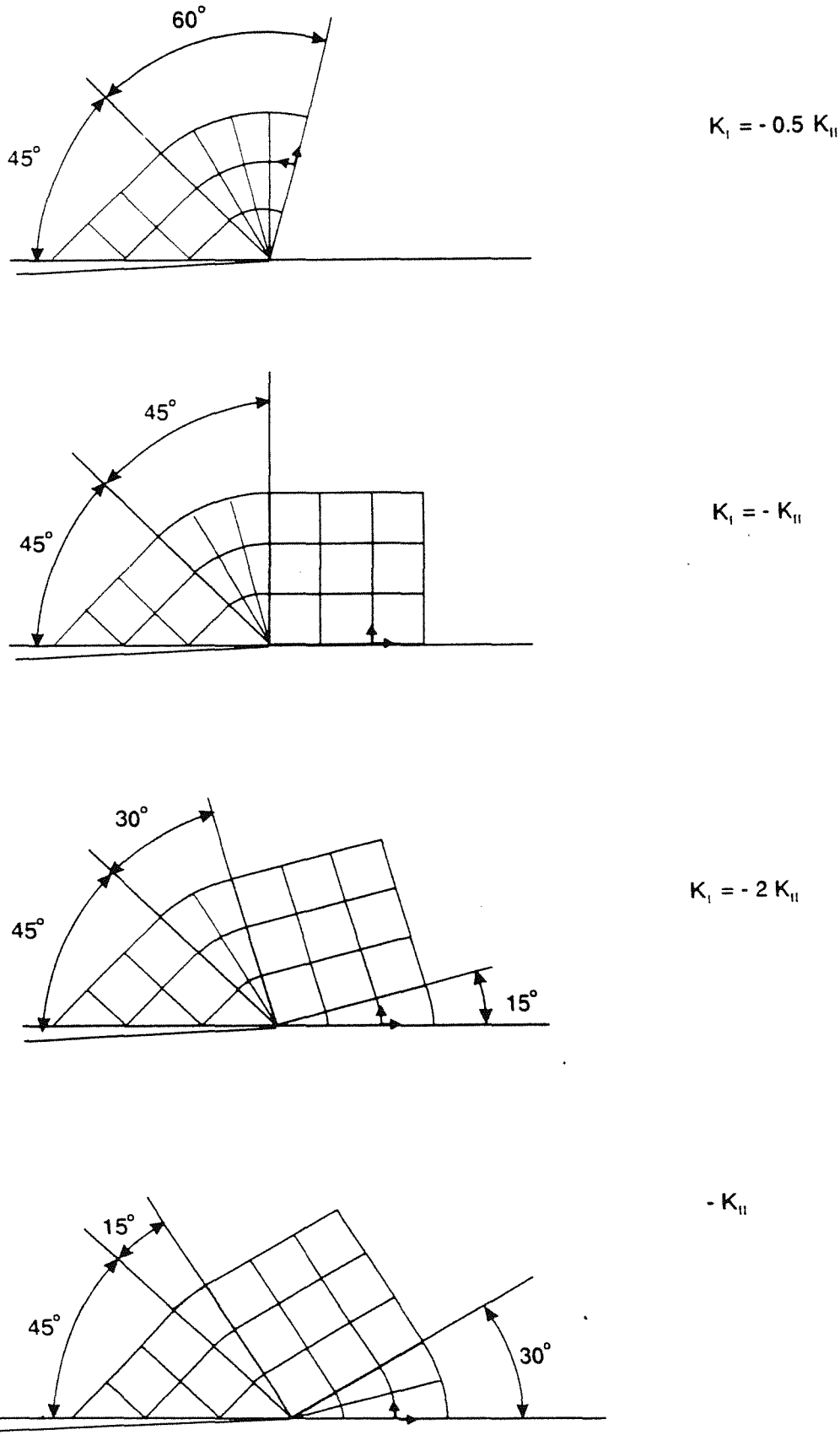



Figure 7. Slip line fields for interfacial cracks after Li and Hancock (3).

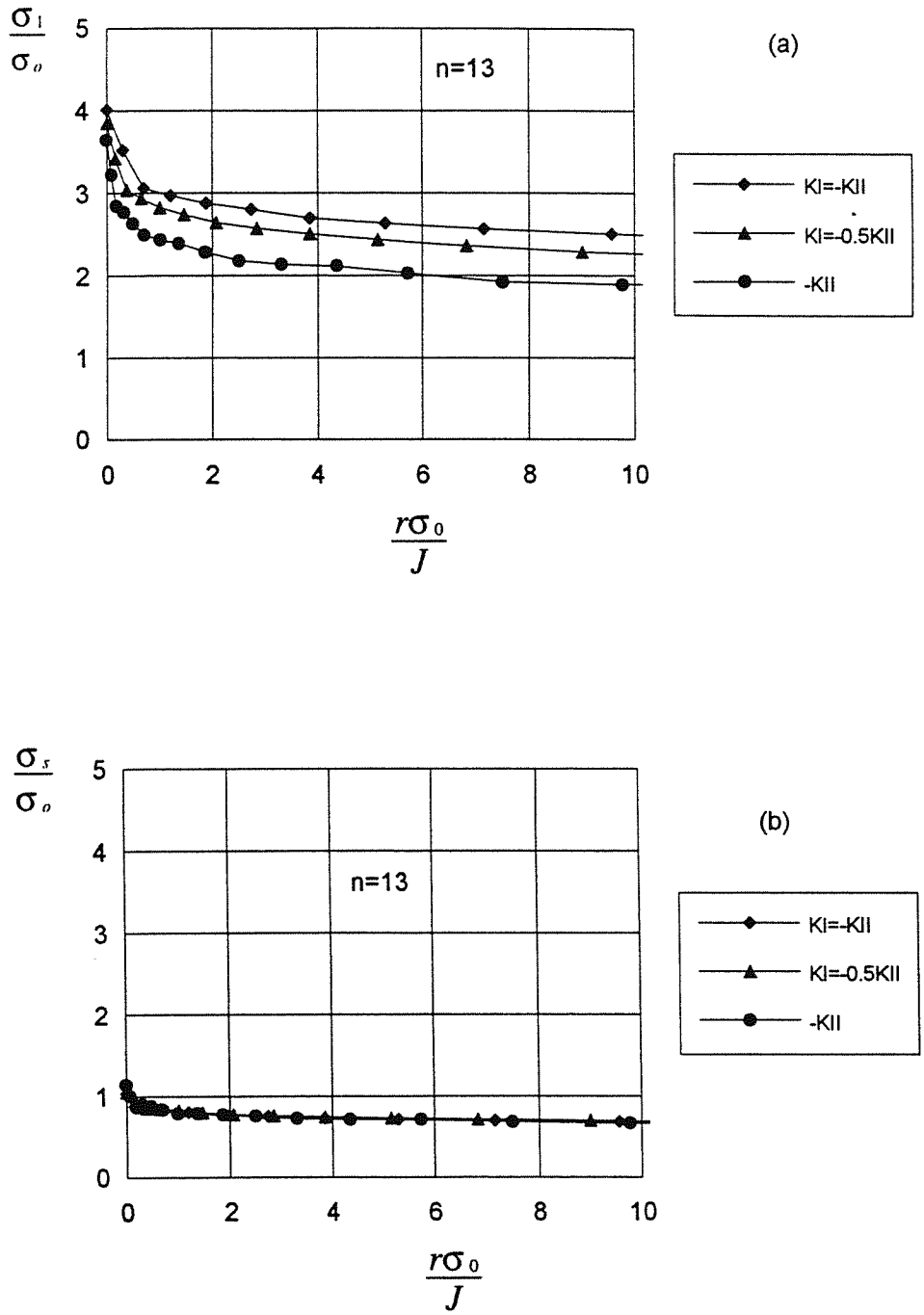



Figure 8. The maximum hoop stress and the corresponding deviatoric stress for interfacial cracks under mixed mode loading with a strain hardening matrix.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ESTABILIDAD DE FISURAS CRITICAS EN VIGAS HIPERESTATICAS CON ROTURA POR DESGARRAMIENTO DUCTIL

**A. Valiente**

**Departamento de Ciencia de Materiales**
**E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid**

**Resumen.** Este trabajo presenta una metodología sistemática para resolver el problema acoplado de análisis estructural y de integridad estructural que plantea una viga hiperestática fisurada cuya rotura se produce por desgarramiento dúctil del material de que está hecha. El método se basa en la separación de la sección fisurada del resto de la viga y en la formulación de una ecuación característica para cada parte, la primera obtenida con arreglo a las teorías de rotura aplicables al material y la segunda deducida de la Resistencia de Materiales. Esta pareja de ecuaciones resuelve el problema de análisis estructural y propicia la resolución del problema de integridad estructural, permitiendo la determinación de la integral J y la aplicación de los criterios de iniciación y propagación del desgarramiento dúctil para establecer mediante ellos las condiciones de fisura crítica y de estabilidad postcrítica.

**Abstract.** The coupled problem of structural analysis and structural integrity due to a statically indeterminate cracked beam made of a material failing by ductile tearing is examined in this paper. Crack effects are assumed to be concentrated on the cracked cross section, so this section can be analyzed separately from the rest of the beam. This method provides a Fracture Mechanics based equation characterizing the cracked section behaviour and also a linear relation derived from classical beam theory which includes all the structural restrictions. The solution of this two equations gives the solution for the structural analysis problem and allows the structural integrity problem to be approached, since they can be used for calculating the J integral values of a cracked beam and for predicting ductile tearing initiation and stability of subsequent crack growth.

## 1. Introducción

La ductilidad es una de las propiedades mecánicas que ha contribuido decisivamente al auge alcanzado por los materiales metálicos en el campo de las aplicaciones estructurales. La resistencia a las concentraciones de tensión y la facilidad para diluirlas que lleva aparejadas esta propiedad dan lugar a que las estructuras construidas con materiales dúctiles sean muy tolerantes al daño, lo que constituye una de las grandes ventajas que ofrecen los materiales metálicos como materiales estructurales.

La tolerancia al daño proporcionada por la ductilidad hace que la mayor parte de los defectos debidos a la fabricación, ejecución o servicio de las estructuras metálicas convencionales no representen un riesgo importante para la integridad estructural. Esto ha permitido que durante mucho tiempo el diseño estructural con materiales metálicos haya podido ignorar la existencia de tales defectos. Sin embargo, la gran responsabilidad de algunas funciones estructurales confiadas en las últimas décadas a los materiales metálicos ha planteado nuevas necesidades en relación con la seguridad. Consisten estas necesidades en predecir el comportamiento de la estructura bajo hipótesis de carga extremas, no para preservar la integridad estructural, sino para optimizar la forma de fallo mitigando sus consecuencias.

La Mecánica de Fractura Elastoplástica ha impulsado fuertemente el desarrollo de criterios de diseño acordes con las nuevas tendencias de seguridad. Según estos criterios, en el caso de materiales metálicos con riesgo de verse afectados por fenómenos de fisuración subcrítica (fatiga, fluencia, corrosión bajo tensión, etc.), no basta determinar el tamaño para el cual una fisura se transforma en crítica bajo un sistema de cargas dado. Es también preciso determinar si las condiciones de carga y sustentación de la estructura hacen que una fisura crítica sea estable o inestable, porque a diferencia de lo que sucede con los materiales frágiles, la iniciación de la rotura en un material dúctil no conlleva necesariamente la propagación, y consecuentemente tampoco el colapso automático de la estructura. En la separación de las dos fases de la rotura intervienen factores inherentes al material y factores de diseño, debido a lo cual el riesgo de fallo catastrófico se puede limitar sensiblemente adoptando medidas que eviten el encadenamiento de ambas fases. De ahí el

interés en poder predecir las condiciones para las cuales la propagación de la rotura dúctil no sigue necesariamente a la iniciación.

La mayor parte de las aproximaciones teóricas disponibles para abordar este problema tienen su origen en los casos de fisuración subcrítica que se han observado en las tuberías de acero inoxidable empleadas en los circuitos de intercambio de calor para producción de energía, especialmente en centrales nucleares. Tada, Paris y Gamble [1] analizaron el caso de una tubería sometida a flexión pura con una sección transversal fisurada en todo el espesor de pared a lo largo de un sector circular. Para ello consideraron que la sección fisurada se comportaba como una rótula plástica de material rígido-plástico perfecto y emplearon la condición de estabilidad basada en la teoría del módulo de desgarramiento [2], es decir, en una curva R recta. Idéntico procedimiento se ha empleado posteriormente para analizar la estabilidad de tuberías con fisura del mismo tipo bajo distintas condiciones de carga: flexión simple por carga sobre el extremo libre de una ménsula [3]; flexión simple por movimientos arbitrarios de los extremos [4, 5]; y flexión compuesta por momento flector y esfuerzo axil uniformes [6, 7]. Como experimentación para contrastar los resultados teóricos pueden mencionarse los ensayos de rotura con tubos de bronce de pequeña sección descritos en la referencia [3].

La hipótesis de material rígido-plástico perfecto limita la aplicación del análisis de estabilidad a los casos en los que la condición de fisura crítica se produce después de que la sección esté plásticamente agotada, y que la deformación elastoplástica previa al agotamiento no contribuye significativamente a vencer la resistencia del material a la rotura. Sin embargo, esta contribución se puede tener en cuenta aplicando la solución ingenieril propuesta por Shih [8] y Shih y Hutchinson [9] para material elastoplástico bajo procesos de carga proporcional y creciente. Dicha solución consiste en calcular los desplazamientos y la integral J como suma de los que se obtienen sustituyendo el material real por: a) el material hookeano de las mismas constantes elásticas (incluidas las correcciones por plastificación del frente de fisura), y b) el material elástico no lineal incompresible de igual densidad de energía de deformación (descrita analíticamente mediante una curva tensión-deformación de Rambert-Osgood). Los resultados así obtenidos para diversos casos particulares han sido satisfactoriamente contrastados con otros disponibles de demostrada exactitud [10].

El método adoptado en este trabajo para analizar la estabilidad de fisuras críticas en vigas hiperestáticas combina las soluciones anteriores para material elastoplástico y para material rígido-plástico perfecto con la teoría de estabilidad de la curva R y del módulo de desgarramiento. Esta misma combinación se ha empleado previamente para la evaluación de tuberías de acero austenítico con defectos [11], en las cuales las diferencias que presentan las distintas variedades de material, aún exhibiendo todas ellas una altísima ductilidad, dan lugar a que la condición de fisura crítica no siempre se produzca después del agotamiento plástico de la sección fisurada. La referencia [12] contiene un exhaustivo análisis teórico y experimental acerca de la rotura de tuberías este tipo con sustentación hiperestática.

Las hipótesis y el fundamento del método se formulan en los dos apartados siguientes, separando las que son de carácter general, es decir, no específicas de vigas (apartado 2) de las que lo son (apartado 3). Los apartados 4 y 5 están dedicados al problema acoplado de análisis estructural y de integridad estructural que encierra una viga elastoplástica hiperestática con una sección fisurada. En el apartado 4 se demuestra como el desarrollo de las hipótesis conduce a equiparar la sección fisurada a una rótula con resistencia al giro y a la obtención de la relación momento-giro correspondiente. Esta relación es característica de la forma de la sección y del material de la viga, y por tanto reviste el carácter de ecuación constitutiva o ecuación intrínseca. En el apartado 5 se deduce la relación estructural que las cargas y la sustentación de la viga imponen a las mismas variables, y que combinada con la relación constitutiva, resuelve el problema de análisis estructural. Finalmente, en los apartados 6 y 7 se aborda el problema de integridad estructural con la determinación de la integral J (apartado 6) y su aplicación al análisis de la estabilidad de las fisuras críticas según la teoría del módulo de desgarramiento (apartado 7). A fin de ilustrar la aplicación del método, paralelamente a su desarrollo en los sucesivos apartados, se particulariza para la sección tubular con fisura anular representada en la figura 1, con ayuda de los datos de la referencia [13].

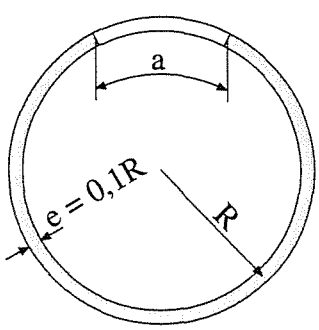



**Fig. 1.** Sección tubular utilizada como ejemplo.

## 2. Hipótesis generales

Para la resolución del problema de integridad estructural se admitirán las hipótesis enumeradas a continuación, cuyo significado e implicaciones pormenorizados pueden consultarse en [14]:

- Los fenómenos físicos que determinan el proceso de rotura tienen lugar en un entorno del frente de la fisura interior a la zona HRR, donde la integral J do-

mina los campos de tensiones y deformaciones. Para material dado y solicitación en modo puro, dichos campos son siempre homotéticos y el factor de proporcionalidad es función biunívoca de la integral J.

- La integral J coincide con la derivada de la energía de deformación respecto al área fisurada, es decir, el proceso de carga se desarrolla en las condiciones que dan lugar a los mismos campos de tensiones y deformaciones para material elastoplástico y elástico no lineal con igual densidad de energía de deformación.
- El macromecanismo de rotura es desgarramiento dúctil. De acuerdo con la hipótesis de dominio de la integral J, la condición de iniciación del desgarramiento es que dicha integral alcance un valor dado $J_{Ic}$, y la de propagación posterior es que J varíe según un conjunto creciente de valores $J_R$ dados por la curva R, una función $J_R(\Delta a)$ que establece el valor requerido para que el tamaño de la fisura aumente por desgarramiento dúctil en $\Delta a$. El valor crítico $J_{Ic}$ y la función $J_R(\Delta a)$ son propios del material, de la temperatura y del espesor.
- La condición de estabilidad de una fisura crítica es que no progrese, conforme a la teoría del módulo de desgarramiento. Una fisura se transforma en crítica al alcanzar la integral J el valor $J_{Ic}$ y se propaga por desgarramiento dúctil si los valores que alcanza seguidamente son iguales o superiores a los de la curva R. Si las condiciones de carga hacen que la integral J aumente más deprisa que la función $J_R(\Delta a)$ al aumentar el tamaño de fisura por encima del crítico, el proceso de rotura se acelera inestablemente. Si por el contrario, la integral J aumenta menos que la función $J_R(\Delta a)$ el crecimiento postcrítico de la fisura no se produce. Como frontera de separación entre ambas situaciones está el caso de propagación postcrítica estable, por coincidir los valores de la integral J y la curva R. Cuando estos valores dejan de coincidir la propagación postcrítica se transforma en inestable o se extingue. Este último caso no se incluye entre los de fisura estable según la teoría del módulo de desgarramiento, con lo cual la condición de estabilidad queda determinada por la pendiente de la curva R en el origen y se puede formular como sigue:

$$\left.\frac{dJ}{da}\right|_{J=J_{Ic}} > \left.\frac{dJ_R}{d(\Delta a)}\right|_{\Delta a=0} \qquad (1)$$

donde a es el tamaño de fisura.

## 3. Hipótesis específicas

Para el problema de análisis estructural de una viga elastoplástica fisurada, se admitirán las siguientes hipótesis:

- La fisura aumenta la deformabilidad de la viga a flexión y a cortante, pero este último efecto no se tendrá en cuenta porque generalmente es despreciable frente al primero y porque las secciones más propicias a la aparición de fisuras son las de máximo momento flector, donde el esfuerzo cortante es nulo. El giro relativo que, por causa de la fisura, experimentan dos secciones situadas a distinto lado de la sección fisurada, se considera concentrado en esta última. Consecuentemente, el diagrama de los giros de las secciones transversales a lo largo de la viga presenta una discontinuidad en la sección fisurada, lo que permite representarla como una rótula a efectos de cálculo.
- Para un tamaño de fisura dado, el giro debido a la fisura crece con el momento flector que actúa sobre la sección fisurada, hasta que la sección se agota plásticamente dando lugar a que el momento flector se estabilice y el giro aumente sin hacerlo el momento. En consecuencia, la rótula mediante la cual se representa la sección fisurada debe ofrecer una resistencia creciente al giro hasta alcanzar un punto de saturación a partir del cual ha de mantener una resistencia constante. Puesto que el tamaño de fisura influye en el valor del momento de agotamiento plástico y en el valor del giro anterior al agotamiento, la relación momento-giro que determina la resistencia de la rótula depende del tamaño de fisura.
- La relación momento-giro anterior al agotamiento plástico de la sección fisurada se establece admitiendo que el giro $\Theta$ para un momento flector dado M es la suma del giro $\Theta_e$ correspondiente al material real con comportamiento elástico lineal ilimitado, pero con tamaño de fisura corregido por la deformación plástica del frente, y del giro $\Theta_p$ correspondiente al material elástico no lineal equivalente al real cuando las deformaciones elásticas son despreciables. Si la curva tensión-deformación del material ($\sigma$-$\varepsilon$) se describe mediante una ecuación de Ramberg-Osgood con parámetros n y $\sigma_0$ ($\sigma = \sigma_0\varepsilon^n$), la relación entre ambos giros y el momento es del tipo:

$$\begin{aligned}\Theta_e &= MC_e(a') \\ \Theta_p &= M^n C_p(a)\end{aligned} \qquad (2)$$

donde a y a′ son el tamaño de fisura sin corregir y corregido, y $C_e(\cdot)$ y $C_p(\cdot)$ son funciones que dependen del material y de la geometría de la sección. Tras el agotamiento plástico el giro deja de estar determinado por el momento, sumándose una tercera componente indeterminada $\Theta_Y$ a las dos anteriores.

- El momento de agotamiento plástico $M_Y$ se determina con las condiciones de equilibrio habituales empleando un límite elástico ideal $\sigma_Y$ establecido experimentalmente y basado en la curva tensión-deformación del material. Por ejemplo, en la referencia [11] se adopta el valor mínimo resultante de comparar la resistencia a tracción y 2,7 veces el límite elástico al 0,2%.

Para hacer más general la formulación del método, es

conveniente adimensionalizar las ecuaciones básicas empleando como unidades respectivas de longitud, momento e integral J, la longitud $W$ del ligamento, el momento de agotamiento plástico $M_0$, ambos en ausencia de fisura, y el producto $\sigma_Y W \equiv J_0$ (para la sección de la figura 1, los valores respectivos de estas tres unidades son $2\pi R$, $4\sigma_Y R^2 e$ y $\sigma_Y 2\pi R$). Los valores relativos del tamaño de fisura, $a/W$, del momento flector, $M/M_0$, y de la integral J, $J/J_0$, se representarán por x, m y j, respectivamente. De este modo, las expresiones de los giros y del momento de agotamiento plástico adoptan la forma:

$$\Theta_e = m\frac{\sigma_Y}{E}c_e(x') \tag{3}$$

$$\Theta_p = m^n\frac{\sigma_Y^n}{\sigma_0^n}c_p(x,n) \tag{4}$$

$$M_Y = M_0 m_Y(x) \tag{5}$$

donde $E$ es el módulo elástico del material, $\sigma_0$ y $n$ las constantes de Ramberg-Osgood, $x'$ el tamaño relativo de fisura corregido, y $c_e(\cdot)$, $c_p(\cdot)$ y $m_Y(\cdot)$ funciones adimensionales propias de la forma de la sección, la última de las cuales coincide además con el valor relativo del momento de agotamiento plástico. Para la sección de la figura 1, las dos primeras pueden obtenerse a través de los gráficos, tablas y fórmulas de la referencia [13], mientras que la del momento de agotamiento plástico viene dada por:

$$m_Y(x) \equiv \cos\frac{x\pi}{2} - \frac{1}{2}\operatorname{sen}\pi x \tag{6}$$

## 4. Relación intrínseca momento-giro

La relación momento-giro que caracteriza una sección fisurada para un material y una configuración geométrica dados es consecuencia inmediata de las hipótesis formuladas. Antes del agotamiento plástico, esto es, para valores del momento flector inferiores a $M_Y$, el giro $\Theta$ se obtiene sumando las componentes $\Theta_e$ y $\Theta_p$, mientras que después del agotamiento, el momento es $M_Y$ y el giro tiene una componente adicional indeterminada $\Theta_Y$:

$$\Theta = \begin{cases} m\dfrac{\sigma_Y}{E}c_e + m^n c_p & M < M_Y \\ m_Y\dfrac{\sigma_Y}{E}c_e + m_Y^n c_p + \Theta_Y & M = M_Y \end{cases} \tag{7}$$

Esta relación depende del tamaño de fisura y por tanto no está definida por una sola curva $m = m(\Theta)$, sino por una familia paramétrica de curvas $m = m(\Theta, x)$ dependientes del tamaño relativo de fisura. La figura 2 muestra la familia de curvas correspondiente a la sección de la figura 1, con valores del exponente $n$ y de los cocientes $E/\sigma_Y$ y $\sigma_Y/\sigma_0$ 7, 400 y 0,87, respectivamente. Dados los fines ilustrativos de la figura, la corrección por plasticidad de la componente elástica del giro no se ha tenido en cuenta.

La línea de trazos separa los dos tramos de cada curva anterior y posterior al agotamiento plástico de la sección. El tramo posterior es horizontal como corresponde a la condición de que el momento es el de agotamiento plástico y el giro no está determinado por el momento.

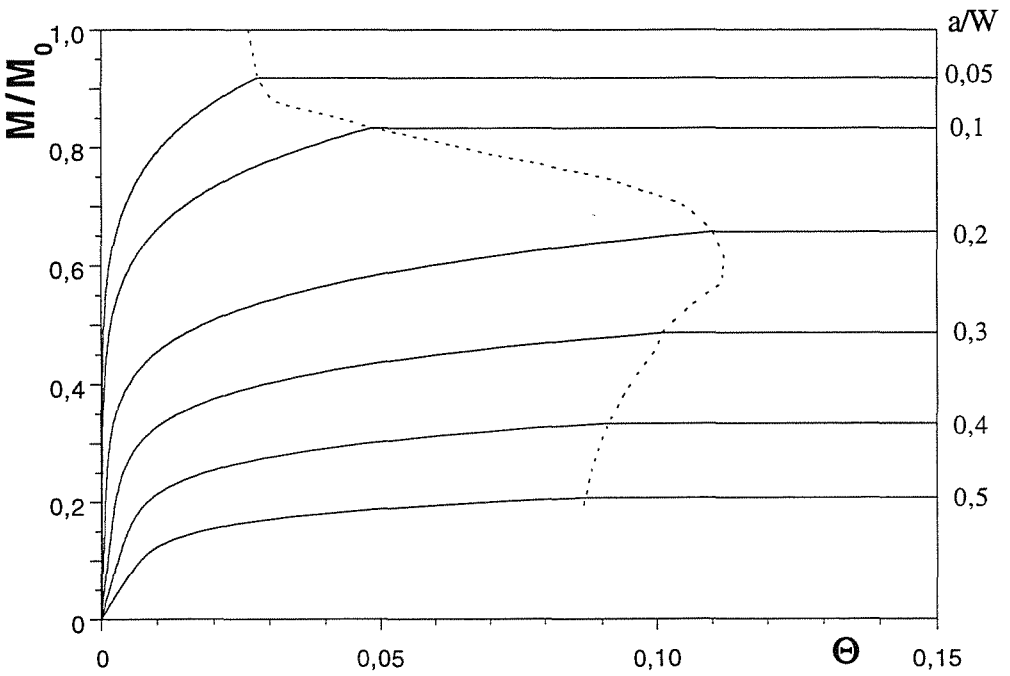



**Fig. 2.** Relación intrínseca momento-giro para una sección fisurada elastoplástica.

## 5. Relación estructural Momento-Giro

La viga de la que forma parte la sección fisurada impone a ésta una segunda relación momento–giro determinada por la configuración geométrica, la sustentación, las cargas y las condiciones de carga. En el caso de una viga hiperestática, la relación puede deducirse con carácter general separando la sección fisurada del resto de viga, tal como muestra la figura 3.

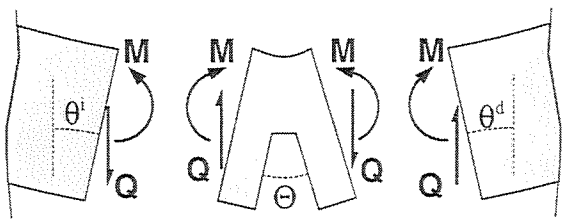



**Fig. 3.** Interacción de la viga con la sección fisurada.

En virtud del hiperestatismo y de la primera hipótesis del apartado 3, las dos partes en que la viga queda dividida son estructuras convencionales elástico-lineales. Por tanto, los giros $\theta^i$ y $\theta^d$, y las flechas $v^i$ y $v^d$ de las secciones extremas son funciones lineales de las acciones que soportan ambas estructuras parciales, incluidas las que transmite la sección fisurada, esto es, el momento flector $M$ y el esfuerzo cortante $Q$. Luego:

$$\begin{aligned}\theta^i &= \theta_0^i + C_{M\theta}^i M + C_{Q\theta}^i Q \\ \theta^d &= \theta_0^d - C_{M\theta}^d M - C_{Q\theta}^d Q \\ v^i &= v_0^i + C_{Mv}^i M + C_{Qv}^i Q \\ v^d &= v_0^d - C_{Mv}^d M - C_{Qv}^d Q\end{aligned} \tag{8}$$

donde $C_{M\theta}^i$, $C_{Q\theta}^i = C_{Mv}^i$, $C_{Qv}^i$, $C_{M\theta}^d$, $C_{Q\theta}^d = C_{Mv}^d$ y $C_{Qv}^d$ son constantes de flexibilidad de las estructuras parciales (las igualdades son consecuencia del teorema de reciprocidad), y $\theta_0^i$, $\theta_0^d$, $v_0^i$ y $v_0^d$ representan los movimientos debidos a las acciones externas que recibe cada una de estas estructuras procedentes de las aplicadas sobre la viga original. Consecuentemente, todas estas cantidades son independientes del tamaño de fisura.

Los movimientos a ambos lados de la sección fisurada han de ser compatibles con las discontinuidades que en ella se producen como rótula con resistencia interna a la cual ha sido asimilada:

$$\begin{aligned}\Theta &= \theta^d - \theta^i \\ 0 &= v^d - v^i\end{aligned} \tag{9}$$

Por eliminación de las variables $Q$, $\theta^i$, $\theta^d$, $v^i$ y $v^d$, el sistema de ecuaciones (8) y (9) puede reducirse a una sola igualdad que relaciona el momento $M$ y el giro $\Theta$:

$$\Theta = \Theta_0 - CM \tag{10}$$

donde se ha adoptado la notación:

$$\begin{aligned}\Theta_0 &\equiv \theta_0^d - \theta_0^i - \frac{C_{Mv}^d + C_{Mv}^i}{C_{Qv}^d + C_{Qv}^i}(v_0^d - v_0^i) \\ C &\equiv C_{M\theta}^d + C_{M\theta}^i - \frac{(C_{Mv}^d + C_{Mv}^i)^2}{C_{Qv}^d + C_{Qv}^i}\end{aligned} \tag{11}$$

La ecuación (10) es la relación estructural momento-giro o condición impuesta a la sección fisurada por el resto de la viga. Es una relación lineal cuyo coeficiente $C$ depende de la geometría y la sustentación de la viga sin fisura, y cuyo término independiente $\Theta_0$ depende además de las acciones externas, ya sean éstas fuerzas aplicadas o movimientos impuestos. El término independiente se transforma introduciendo el momento flector de la sección en ausencia de fisura o momento de proyecto $M_p$:

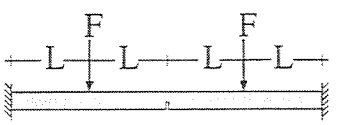
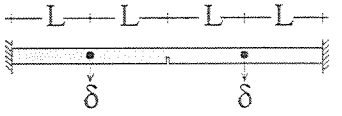
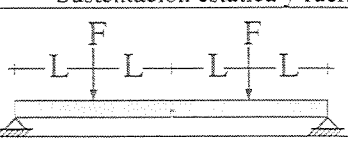
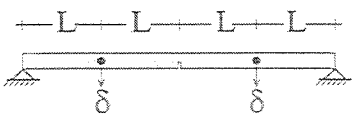
$$\left.\begin{aligned}\Theta &= 0 \\ M &= M_p\end{aligned}\right\} \Rightarrow \begin{aligned}\Theta_0 &= CM_p \\ \Theta &= C(M_p - M)\end{aligned} \tag{12}$$

Para vigas isostáticas cuyas acciones exteriores consisten en desplazamientos impuestos, la relación estructural momento-giro es formalmente idéntica a la de las vigas hiperestáticas, pero si las acciones exteriores son fuerzas aplicadas el momento en la sección fisurada está estáticamente determinado y la condición a emplear es:

$$M = M_p \tag{13}$$

que, no obstante, puede considerarse un caso particular de (12) con $C^{-1} = 0$. Como ejemplo comparativo, en la tabla 1 figuran los valores de $C$ y $\Theta_0$ para una viga fisurada de rigidez a flexión $EI$, bajo distintas condiciones de sustentación y de carga.

**Tabla 1**. Ejemplos de relación estructural $M$-$\Theta$.

| | |
|---|---|
| Sustentación hiperestática y fuerzas impuestas | |
|   | $C = \frac{4L}{EI}$ <br> $\Theta_0 = \frac{FL^2}{EI}$ |
| Sustentación hiperestática y movimientos impuestos | |
|   | $C = \frac{2,5L}{EI}$ <br> $\Theta_0 = 3\frac{\delta}{L}$ |
| Sustentación estática y fuerzas impuestas | |
|   | $C = \infty$ <br> $M = FL$ |
| Sustentación estática y movimientos impuestos | |
|   | $C = \frac{8L}{3EI}$ <br> $\Theta_0 = 2\frac{\delta}{L}$ |

Para un tamaño de fisura dado, el momento y el giro de la sección fisurada se obtienen resolviendo el sistema de ecuaciones formado por las dos relaciones $M-\Theta$, la intrínseca dada por (7) y la estructural dada por (12). Esta última puede formularse en las mismas magnitudes adimensionales que la primera definiendo un nuevo coeficiente adimensional $k$, que tampoco depende de las cargas ni del tamaño de fisura:

$$k \equiv CM_0 \tag{14}$$

De este modo, (12) se transforma en:

$$m = m_p - k^{-1}\Theta \tag{15}$$

El sistema formado por las ecuaciones (7) y (15) aparece gráficamente resuelto en la figura 4 para la sección tubular de la figura 2, suponiendo un momento de proyecto $0{,}7M_0$, y tres valores del coeficiente $k$ que varían en proporciones similares a los de los casos de la tabla 1.

El momento a que está sometida la sección fisurada es la ordenada del punto de intersección de la recta y la curva que constituyen la representación gráfica de las dos ecuaciones del sistema. Como se observa en la figura, la intersección puede producirse en la rama ascendente o en el tramo horizontal de la curva, con el resultado de que en el segundo caso la sección estaría agotada plásticamente y en el primero no. El factor determinante para que suceda una cosa u otra es el tamaño de fisura, de suerte que el crecimiento subcrítico de la fisura desplaza el punto de intersección sobre la recta $M$-$\Theta$ en sentido descendente, y hace disminuir el momento pero provoca el agotamiento plástico. Sólo si la recta es horizontal por ser la viga isostática y consistir las cargas en fuerzas impuestas, el momento se mantiene constante y la fisura alcanza el tamaño crítico cuando aquel es suficiente para producir el agotamiento plástico de la sección.

## 6. Integral J para vigas fisuradas

Una vez resuelto el problema de análisis estructural, la determinación de la integral J es condición previa a la resolución del problema de integridad estructural. La hipótesis segunda del apartado 2 permite calcular dicha integral mediante la expresión:

$$J = \frac{P - \dot{U}}{\dot{A}} \tag{16}$$

referida a un crecimiento virtual de la fisura durante el cual las fuerzas exteriores desarrollan una potencia $P$, el área de fisura $A$ aumenta a velocidad $\dot{A}$, y la energía de deformación varía a velocidad $\dot{U}$.

De acuerdo con las hipótesis del apartado 3, la energía de deformación de la viga se compone de una parte distribuida a lo largo de la directriz $\Gamma$ de la viga y de otra concentrada en la rótula a que equivale la sección fisurada. Si $M$ y $Q$ son los valores del momento flector y del esfuerzo cortante, y $r_M$ y $r_Q$ las rigideces a flexión y a cortante de la viga, la energía de deformación es:

$$U = \int_\Gamma \frac{1}{2}\left(\frac{M^2}{r_M} + \frac{Q^2}{r_Q}\right) ds + \int_0^\Theta M d\Theta \tag{17}$$

y su derivada respecto al tiempo:

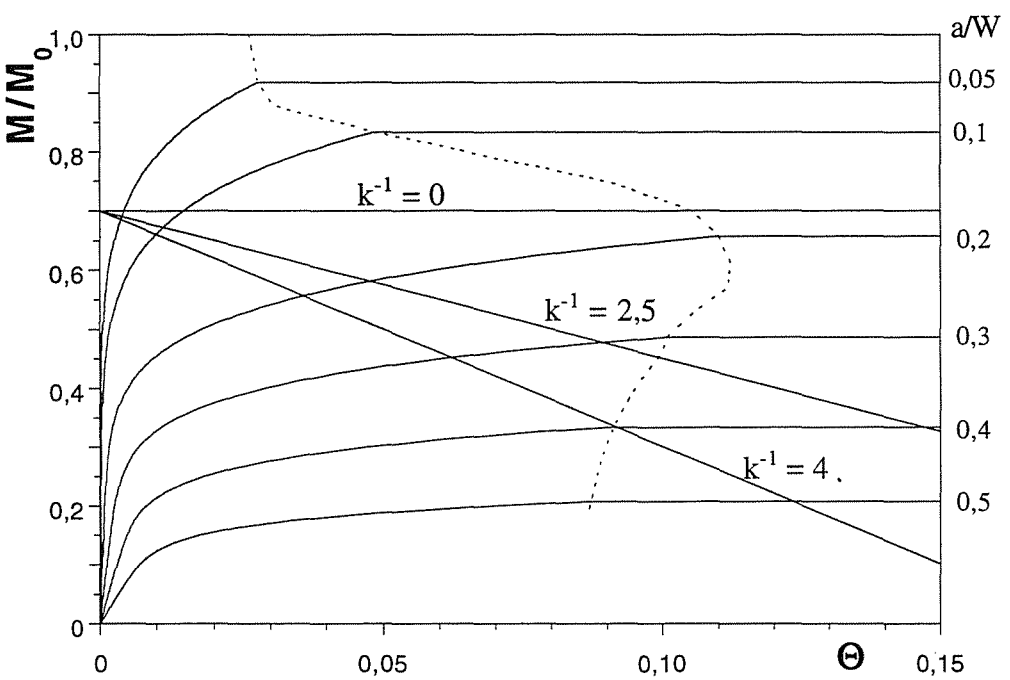



**Fig. 4**. Resolución gráfica del problema estructural para una viga elastoplástica fisurada.

$$\dot{U}=\int_\Gamma(\frac{M\dot{M}}{r_M}+\frac{Q\dot{Q}}{r_Q})ds+M\dot{\Theta}+\int_0^\Theta \dot{M}d\Theta \qquad (18)$$

La potencia P se puede expresar en función de las fuerzas internas de la viga aplicando el teorema de los trabajos virtuales a la velocidad $\dot{\Theta}$ de variación del ángulo $\Theta$, y a las velocidades $\dot{\kappa}$ y $\dot{\gamma}$ de variación de la curvatura $\kappa$ y de la deformación angular $\gamma$ a lo largo de $\Gamma$:

$$P=\int_\Gamma(M\dot{\kappa}+Q\dot{\gamma})ds+M\dot{\Theta} \qquad (19)$$

Ahora bien, $M$ y $Q$ son respectivamente proporcionales a $\kappa$ y a $\gamma$, siendo los factores de proporcionalidad las rigideces $r_M$ y $r_Q$. Luego:

$$P=\int_\Gamma(\frac{M\dot{M}}{r_M}+\frac{Q\dot{Q}}{r_Q})ds+M\dot{\Theta} \qquad (20)$$

Sustituyendo (18) y (20) en (16) y simplificando resulta:

$$J=-\frac{1}{\dot{A}}\int_0^\Theta \dot{M}d\Theta=-\int_0^\Theta\left(\frac{\partial M}{\partial A}\right)_\Theta d\Theta \qquad (21)$$

La ecuación (21) pone de manifiesto que la integral J está determinada por la relación intrínseca momento-giro y su variación con el tamaño de fisura, si bien sus valores dependen de los del momento y del giro, en cuya determinación interviene también la relación estructural.

En formulación adimensional, la expresión de la integral J dada por (21) es:

$$j\equiv\frac{J}{J_0}=-\frac{M_0}{J_0}\frac{dx}{dA}\int_0^\Theta\left(\frac{\partial m}{\partial x}\right)_\Theta d\Theta=-\eta\int_0^\Theta\left(\frac{\partial m}{\partial x}\right)_\Theta d\Theta \qquad (22)$$

donde se ha introducido un nuevo factor adimensional:

$$\eta\equiv\frac{M_0}{J_0}\frac{dx}{dA} \qquad (23)$$

cuyo valor, para secciones tubulares de pared delgada como la de la figura 1, es $\pi^{-2}$.

La integral J correspondiente a la relación momento-giro (7) se obtiene particularizando (7) en (22). Dado que las curvas determinadas por esta relación para los diferentes tamaños de fisura están formadas por dos tramos, el cálculo de la integral se simplifica empleando distinto procedimiento según que el intervalo de integración se extienda a los dos tramos o sólo al primero. En este último caso, la sección fisurada no se ha agotado plásticamente y el ángulo girado $\Theta_{ep}$ está determinado por el momento. La integral J adimensional es:

$$j=-\eta\int_0^{\Theta_{ep}}\left(\frac{\partial m}{\partial x}\right)_\Theta d\Theta=\eta\int_0^m\left(\frac{\partial\Theta}{\partial x}\right)_m dm=$$

$$=\eta\int_0^m(m\frac{\sigma_Y}{E}\frac{dc_e}{dx}+m^n\frac{dc_p}{dx})dm=$$

$$=\eta(\frac{m^2}{2}\frac{\sigma_Y}{E}\frac{dc_e}{dx}+\frac{m^{n+1}}{n+1}\frac{\sigma_Y^n}{\sigma_0^n}\frac{dc_p}{dx}) \qquad (24)$$

Si la sección está agotada plásticamente, la integración se efectúa en dos partes: primero hasta el ángulo $\Theta_{epY}$ para el cual se produce el agotamiento, y a continuación para el ángulo adicional independiente del momento $\Theta_Y$. La primera integración es idéntica a (24) sustituyendo $\Theta_{ep}$ por $\Theta_{epY}$ y m por $m_Y$. Así pues:

$$j=-\eta\left(\int_0^{\Theta_{epY}}\left(\frac{\partial m}{\partial x}\right)_\Theta d\Theta+\int_{\Theta_{epY}}^\Theta\frac{dm_Y}{dx}d\Theta\right)=$$

$$=\eta(\frac{m_Y^2}{2}\frac{\sigma_Y}{E}\frac{dc_e}{dx}+\frac{m_Y^{n+1}}{n+1}\frac{\sigma_Y^n}{\sigma_0^n}\frac{dc_p}{dx}-\frac{dm_Y}{dx}\Theta_Y) \qquad (25)$$

El primer sumando de (24) y (25) representa la componente elástica de la integral J, y el segundo la componente plástica asociada al endurecimiento por deformación. El tercer sumando de la ecuación (25) es la componente plástica asociada a la deformación sin endurecimiento que se produce tras el agotamiento plástico.

El valor de la integral J para un tamaño de fisura dado se obtiene por medio de las ecuaciones (24) y (25), si bien es necesario antes hallar el momento o el giro adicional mediante las relaciones momento-giro (7) y (15). Obrando de este modo se ha construido la figura 5, donde la integral J aparece representada en función del tamaño de fisura para las relaciones momento-giro de la figura 4. La línea de trazos dibujada en la figura es la de transición al agotamiento plástico. Como se observa en la figura, con sustentación isostática y fuerzas impuestas, la integral J crece inestablemente tras el agotamiento plástico.

## 7. Estabilidad de fisuras críticas

La cuarta hipótesis del apartado 2 establece las bases mediante las cuales se determina en una viga la condición de fisura crítica y su posterior estabilidad. La clave del análisis es la curva de valores de la integral J frente al tamaño de fisura correspondiente a la sección, a las condiciones de carga, y a la sustentación de la viga. La fisura es crítica cuando la integral J alcanza el valor de iniciación del desgarramiento $J_{Ic}$, es decir, cuando verifica:

$$j=\frac{J_{Ic}}{J_0}=\frac{J_{Ic}}{\sigma_Y W}\equiv j_{Ic} \qquad (26)$$

y crece inestablemente si la pendiente de dicha curva en el punto de ordenada $J_{Ic}$ es mayor que la de la curva R en la iniciación del desgarramiento:

$$\left.\frac{dj}{dx}\right|_{j=j_{Ic}}>\left.\frac{W}{J_0}\frac{dJ_R}{d(\Delta a)}\right|_{\Delta a=0}=\left.\frac{1}{\sigma_Y}\frac{dJ_R}{d(\Delta a)}\right|_{\Delta a=0}\equiv\omega \qquad (27)$$

La igualdad (26) y la desigualdad (27) son las que determinan el tamaño crítico de fisura y la estabilidad postcrítica.

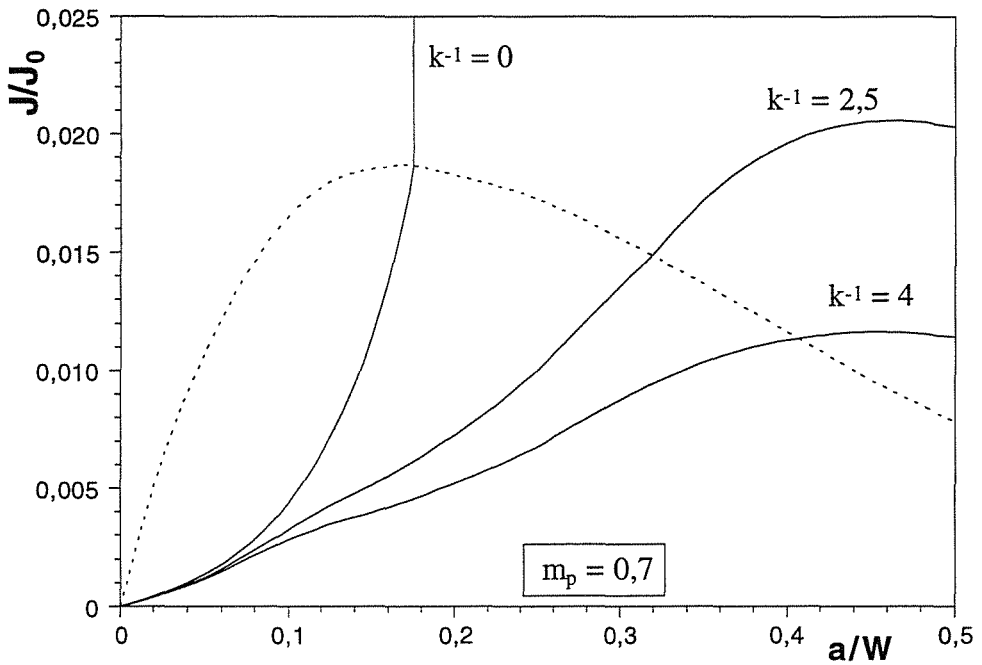



**Fig.5**. Integral J para una viga elastoplástica fisurada bajo diferentes condiciones estructurales.

El procedimiento gráfico para aplicar estas relaciones es muy sencillo. Basta con representar en un plano cartesiano la curva de valores adimensionales de la integral J y del tamaño de fisura, trazar una recta de ordenada el valor $j_{Ic}$ definido en (26), y por el punto de intersección con la curva otra de pendiente el valor $\omega$ de (27). El tamaño crítico de fisura es la abscisa del punto de intersección y la fisura crítica es estable si la inclinación de la curva en ese punto es igual o inferior a la de la recta de pendiente $\omega$. La condición de fisura crítica se alcanza con la sección agotada plásticamente cuando el punto de intersección esté situado sobre el tramo de la curva posterior al agotamiento plástico, de acuerdo con la línea que delimita la transición. La figura 6 muestra el resultado de aplicar el procedimiento gráfico a las curvas de la figura 5. En una viga cargada mediante fuerzas impuestas, con igual momento de proyecto en la sección fisurada, las diferencias debidas a que la sustentación sea la isostática o

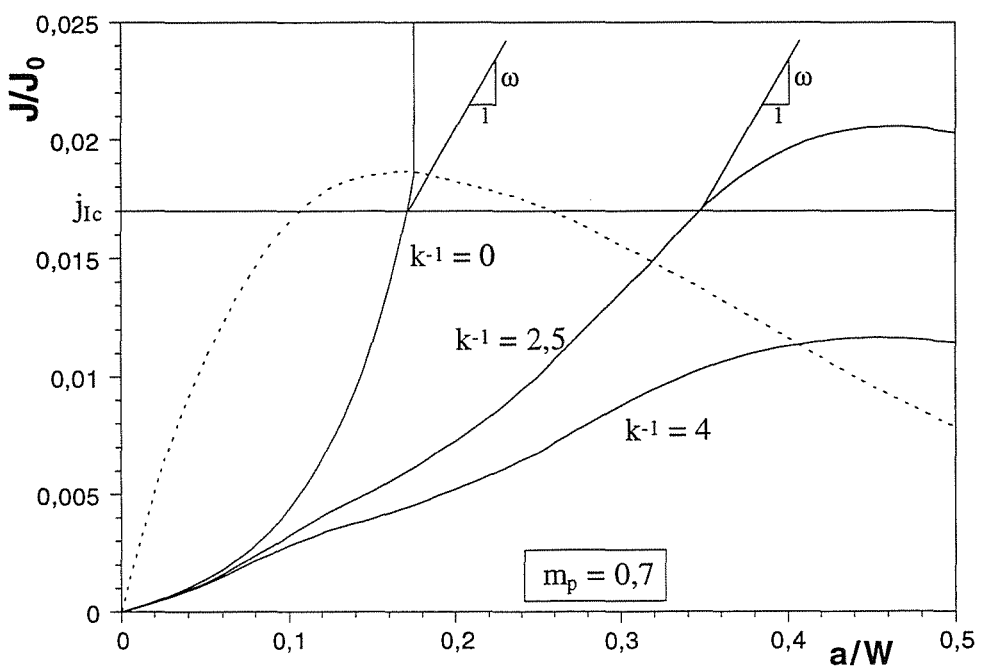



**Fig.6**. Condición de fisura crítica y de estabilidad en una viga elastoplástica.

la hiperestática de la tabla 1, son que el tamaño crítico de fisura se duplica, que la condición de fisura crítica se produce tras el agotamiento plástico en lugar de antes, y que la fisura crítica es estable en lugar de inestable. El cambio de sustentación manteniendo la carga por fuerzas impuestas produce los mismos efectos que el cambio de fuerzas impuestas a desplazamientos impuestos manteniendo la sustentación isostática. Con ambos cambios el resultado es aún más positivo, porque la condición de fisura crítica ni siquiera llega a producirse.

El método de análisis aplicado revela la existencia de un efecto del tamaño sobre la integridad estructural de la viga. Con arreglo a la formulación adimensional utilizada no habría tal efecto si todas las constantes y funciones adimensionales introducidas como datos al desarrollar el método fuesen independientes del tamaño de la viga. Así sucede con $c_e(\cdot)$, $c_p(\cdot)$, $m_Y(\cdot)$, $k$, $\eta$, $j_e(\cdot)$, $j_p(\cdot)$ y $\omega$, pero no con $j_{Ic}$, ya que según (26) es inversamente proporcional al tamaño de la viga, representado por la dimensión $W$. Debido a ello, el análisis de integridad estructural de dos vigas idénticas en todo excepto en el tamaño empezaría a diferir al construir la figura 6, porque las rectas de ordenada $j_{Ic}$ no serían la misma, situándose por debajo la correspondiente a la viga de mayor tamaño. Las conclusiones en cuanto al tamaño crítico de fisura, el régimen en que se produce la condición de fisura crítica (antes o después del agotamiento plástico), y su estabilidad posterior serían distintas, siempre más desfavorables para vigas de mayor tamaño

## 8. Conclusiones

La Mecánica de Fractura Elastoplástica ofrece soluciones al problema acoplado de análisis estructural y de integridad estructural que plantea la determinación de la resistencia de una viga fisurada de material dúctil con sustentación hiperestática. El método aquí expuesto entronca con los métodos clásicos de Resistencia de Materiales al identificar el efecto de la fisura con el de una unión articulada con resistencia al giro. El problema estructural queda reducido a la resolución de un sistema de dos ecuaciones, una no lineal característica de la sección fisurada y otra lineal determinada por el resto de la viga. A diferencia de esta última, cuya única base es la Resistencia de Materiales, la primera procede de la Mecánica de Fractura y es susceptible de adaptación a la teoría que mejor describa la rotura del material. Contemplando principalmente el caso de los aceros estructurales de alta ductilidad y gran capacidad de endurecimiento, las teorías aquí empleadas han sido la del agotamiento plástico ideal del ligamento resistente y la de superposición de las soluciones para material hookeano y para material de Ramberg-Osgood.

La resolución del problema de análisis estructural proporciona los elementos necesarios para abordar el de integridad estructural. El modelo de viga empleado ha hecho posible la determinación de la integral J y con ella la aplicación de las condiciones de fisura crítica y de estabilidad postcrítica según las teorías de iniciación y de propagación del desgarramiento dúctil basadas en la integral J. De este modo ha sido posible demostrar que las condiciones de estabilidad de una fisura crítica en una viga hiperestática cargada mediante fuerzas impuestas son análogas a las de una viga isostática cargada mediante desplazamientos impuestos. Por tanto, en vigas hiperestáticas carga por fuerzas impuestas no implica necesariamente desgarramiento dúctil inestable como sucede en vigas isostáticas.

## 9. Referencias

[1] Tada, H., Paris, P.C. y Gamble, R. M., A Stability Analysis of Circumferential Cracks for Reactor Piping Systems, ASTM STP 700, 296-313, American Society for Testing and Metals, Philadelphia, U.S.A. (1980).

[2] Paris, P.C., Tada, H., Zahoor, A. y Ernst, H., The Theory of Instability of the Tearing Modulus of Elastic-Plastic Crack Growth, ASTM STP 668, 5-36, American Society for Testing and Metals, Philadelphia, U.S.A. (1979).

[3] Smith, E. y Wilding M. J., The Effect of Non-Uniform Bending Deformation on the Stability of Circumferential Growth of Through-Wall Cracks in Brass Tubes, J. Mech. Phys. Solids, **31**, 223-229 (1983).

[4] Smith, E., The Stability of a Circumferential Crack in a Pipe I. The Influence of the Boundary Conditions imposed at the Ends, J. Mech. Phys. Solids, **32**, 359-365 (1984).

[5] Smith, E., The Stability of a Circumferential Crack in a Pipe II. A Simple Procedure for Determining the Effective Pipe Length, J. Mech. Phys. Solids, **32**, 367-372 (1984).

[6] Smith, E., The Effect of a Superimposed Compressive Load on the Failure of a stainless Steel Pipe Containing a Through-Wall Circumferential Crack. Part I: Bending Deformation is Load Controlled, Int. J Pres. Ves. & Piping, **26**, 263-273 (1986).

[7] Smith, E., The Effect of a Superimposed Compressive Load on the Failure of a stainless Steel Pipe Containing a Through-Wall Circumferential Crack. Part II: Bending Deformation is Displacement Controlled, Int. J Pres. Ves. & Piping, **27**, 17-31 (1987).

[8] Shih, C. F., J- Integral Estimates for Strain-Harde-

ning Materials in Antiplane Shear Usinh Fully Plastic Solutions, ASTM STP 590, 3-26, American Society for Testing and Metals, Philadelphia, U.S.A. (1976).

[9] Shih, C. F. y Hutchinson, J. W., Fully Plastic Solutions and Large Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems, J. Eng. Mat. Tech., **98**, 289-295 (1976).

[10] Kumar, V., German, D. y Shih, C. F., An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, EPRI NP-1931, Electric Power Research Institute, Palo Alto California (1981).

[11] ASME Section XI Task Group for Piping Flaw Evaluation, Final Report on Evaluation of Flaws in Austenitic Piping, American Society of Mechanical Engineers (1985).

[12] Gorrochategui, I., Comportamiento en rotura de tuberías de alta tenacidad con sustentación hiperestática en régimen elastoplástico, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria (1993).

[13] Zahoor, A. Ductile Fracture Handbook, Volume 1, EPRI NP-6301, Electric Power Research Institute, Palo Alto California (1989).

[14] Elices, M. Mecánica de la Fractura Elastoplástica, Publicaciones de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid (1997).

## AGRADECIMIENTOS

El autor desea expresar su agradecimiento a la Dirección General de Enseñanza Superior por la financiación recibida a través del proyecto PB95-0238.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# RECENT DEVELOPMENTS IN ELASTIC-PLASTIC FRACTURE MECHANICS WITH PARTIUCLAR REFERENCE TO HETEROGENEOUS STRUCTURES

**Karl-Heinz Schwalbe**
**GKSS-Forschungszentrum Geesthacht**
**21502 Geesthacht, Fed. Republic of Germany**

**Abstract.** The fracture parameters being used in EPFM are the J-integral and the crack tip opening displacement. Methods are available for determining J and CTOD as driving force paramters as functions of applied load or strain. When using J and CTOD in testing for determining the fracture resistance of a material it is seen that they do not uniquely describe a material's fracture behaviour. This is due to constraint effects which depend on a number of paramters, in particular geometrical parameters.
Recently a further source of constraint effects has been extensively reported: if a crack is located near the interface between two mechanically dissimilar materials then the crack tip field may be disturbed, resulting in a variation in the driving force and constraint and hence crack growth resistance.
Methods are being developed for determining the driving force and crack growth resistance under these circumstances.

## 1. INTRODUCTION

Loss of lives and of capital investment as well as severe pollution of the environment can be the result of failure of engineering structures, such as pipelines, aeroplanes, pressure vessels, to name only a few examples. In order to minimize these risks - which are increasingly unacceptable by society - critical conditions of flawed structures must be quantified. Although fracture mechanics has developped powerful tools which are mature for routine applications the assessment of the severity of crack-like flaws is frequently unduly conservative, with unknown safety margins. Recent developments in fracture mechanics have therefore been aimed at gaining better insight into the mechanics and mechnisms of fracture and consequently at deriving more accurate assessments.
The present contribution describes some of these developments; it is not supposed ro represent a comprehensive review, it is rather mainly a brief overview on work performed in the author's laboratory. Due to space limitations the material properties considered are restricted to ductile stable crack growth, whereas statistical aspects of the ductile-to-brittle transition regime of steels are not considered.

The basic equation

$$\text{Driving Force} = \text{Resistance}$$

expressed in terms of stress intensity fractor, K, J-integral, or crack tip opening displacement (CTOD), $\delta$, gives a failure condition, either as stable or unstable extension of a pre-exsisting crack.
For determining the driving force, simplified engineering estimation procedures or full scale finite element analyses are in use. The material's resistance against crack growth is usually determined using standard test methods which are designed to provide high constraint conditions in the test specimen and hence to result in lower bound fracture resistance.

In the following, both the fracture resistance and the crack driving force will be closely examined. This will be done within the framework of the newly developped GKSS procedure *Engineering Flaw Assessment Method (EFAM)* [1-4].

## 2. FRACTURE RESISTANCE

When determining the stable crack growth behaviour of a given material, the non-uniqueness of the crack growth resistance curve (R-curve) arises as a matter of concern. The reasons are:

- Effects of constraint on crack growth resistance,
- Ability of the fracture parameter J or CTOD to correlate uniquely only a limited amount of crack growth.

### 2.1 Effects of Constraint

The micromechanisms of ductile crack growth - formation, growth, and coalescence of microvoids - and hence the macroscopically determined resistance against crack growth depend strongly on the degree of triaxiality of the stress state, often referred to as „constraint", Fig. 1. Constraint in turn is affected by parameters such as

- Relative crack length, a/W
- Slenderness of remaining ligament, (W-a)/B
- Biaxiality of applied load
- Loading mode tension versus bending
- Strain hardening
- Degree of plastification.

Figs. 2 and 3 illustrate the frequently observed effects of thickness and of loading mode on crack growth resistance. This can be easily understood qualitatively, as greater thickness tends to promote conditions of plane strain and hence lower crack growth resistance. Similarly, under bending loading a specimen can more easily

maintain plane strain conditions than a tensile loaded specimen, provided in that specimn the crack runs against a free edge. If, however, a double edge cracked tensile specimen (symbol DENT in Fig. 3) is looked at, plane strain is again easily realized which manifests itself in a low resistance against crack growth.

On the other hand, thin sections tend to be in plane stress conditions, irrespective of specimen geometry or loading mode. The term „thin" can be defined such that the size of the plastic zone exceeds the specimen thickness. The data shown in Fig. 4 were obtained on different specimen geometries, yet they form a common scatter band. The specimens had a thickness of 5 mm and can be regarded as „thin" according to the above dfinition. In this diagram the crack growth resistance is measured as the $\delta_5$ type CTOD [8].

A further finding of interest is summarized in Fig. 5: Thickness alone is not sufficient for a specific state of stress, it is the gemetry of the remaining ligament, defined as the slenderness

$$S = \frac{(W - a_o)}{B} \qquad (1)$$

which controls the conditions in the specimen [10]. S≈1 characterizes a square ligament, a geometry which is used in standard test procedures. When S>1, then the out-of-plane constraint is relaxed until a saturation at S≈3 is reached. This means that when in a CT specimen S≥3 the R-curve determined is characteristic of thickness only. It is not clear whether other specimen geometries exhibit a similar behaviour. The relaxation of out-of-plane constraint has been demonstrated by means of measurements of the thickness reduction of the specimens tested [10], Fig. 6.

Due to the complex interaction of geometrical parameters and crack growth resistance the elastic-plastic standard test methods [11-14] restrict the specimen geometry to single edge cracked bend (SENB) and compact tension (CT) specimens with square ligaments; the tests are thus aimed at generating lower bound values.

### 2.2 CTOD ($\delta_5$) as a Correlation Parameter

A further source of R-curve variability is given by the experience that J or CTOD characterize the crack growth process only for a limited amount of crack growth

$$\Delta a^* = \alpha(W\text{-}a_o) = \alpha b_o, \qquad (2)$$

Fig. 7. Empirical evidence shows that the crack tip opening displacement, $\delta_5$, correlates a greater amount of crack growth than J, see Fig. 7. The example in Fig. 8 demonstrates this clearly. It should be noted that this kind of investigation has to be carried out on specimens with the same constraint conditions. In the example shown in Fig. 8 plane stress conditions can be assumed for all specimens tested.

The suitability of $\delta_5$ as an operational definition of the CTOD and as a parameter for correlating crack growth has been described elsewhere [2, 8]. In short, due to ist local measurement at the crack tip $\delta_5$ is independent of the global behaviour of the specimen. The direct displacement measurement does not require calibarion functions, so that $\delta_5$ can be measured on any specimen or component with a surface breaking crack, thus facilitating transferability studies. Studies of the behaviour of mismatched welded joints take also advantage of the local nature of $\delta_5$ measurements [16]. Crack growth under corrosive conditions, cyclic loading, and under creep conditions has also been successfully described using $\delta_5$. Furthermore, it can be demonstrated that at least in the domain of elastic-plastic fracture mechanics $\delta_5$ is close to the standardized CTOD [1, 12-14].

$$\delta_{standard} = \frac{K^2(1-\upsilon^2)}{2R_{p0.2}E} + \frac{0.6\Delta a + 0.4(W - a_o)}{0.6(a_o + \Delta a - 0.4W + z} v_{pl}, \qquad (3)$$

with the advantage that $\delta_{standard}$ can only be determined on bend and CT specimens whereas $\delta_5$ is independent of this restriction, as stated above. Fig. 9 presents two examples. In addition, $\delta_5$ is uniquely - i.e. size and geometry independently - correlated with the J-integral. In Fig. 10 the J-$\delta_5$ correlations of a CT and a CCT specimen are identical up to the limit of J-controlled crack growth in the CT specimen [18] which - according to Eq. (2) and Fig. 7 is given by $\alpha$=0.1. For more examples see Refs. [5, 7, 8, 9 , 17].

### 2.3 Adjusted Testing

As it was stated above, elastic-plastic fracture mechanics test standards are restricted to determining lower bound R-curves, see Fig. 1, which are sometimes representative of the conditions present in a component. According to Fig. 11 the R-curve determined on a bend specimen matches perfectly that obtained on a tubular joint for which an FE analysis has shown that the cracked cross section is primarily under bending [18]. However, structural situations are often characterized by constraint lower than that present in CT or bend specimens with square ligaments. The GKSS test procedure EFAM GTP 94 [1] provides some hints for testing in order to avoid unnecessary conservatism. The hatched bands in Fig. 12 represent the variation of crack growth resistance for several specimen configurations. Windows 1 and 2 can be deduced from Fig. 5, window 3 represents the behaviour of CCT specimens. It should be noted that EFAM GTP 94 is the only test method proposing elastic-plastic testing of CCT specimens in procedural form.

### 2.4 Mismatched Welds

Yield strength mismatched welds represent an important class of heterogeneous structures and add an additional source of constraint with related consequences for crack growth resistance. Comprehensive compilations of this topic can be found in Refs. [19, 20]. The

many parameters involved can be condensed to three main parameters controlling the constraint conditions [16], Fig. 12:

- Ligament to weld width

$$\psi = \frac{W - a}{H} \tag{4}$$

  Thickness to weld width, B/H, for three-dimensional cases
- Yield strengh mismatch ratio

$$M = \frac{\sigma_{YW}}{\sigma_{YB}} \tag{5}$$

  with $M < 1$ referring to undermatch
  and $M > 2$ referring to overmatch,

  where $\sigma_{YW}$ and $\sigma_{YB}$ designate the yield strength of weld metal and base plate, respectively.

The determination of structurally relevant crack growth resistance has to account for the thus induced constraint effects. Fig. 14a shows that for a given combination of weld metal and base plate the resistance against crack growth is reduced if the width of the undermatched weld metal strip is reduced, corresponding to an increase in $\psi$. The orgin of this behaviour is the increase in contraint if a softer material is surrounded by a less deformable material; for more information see Section 3.2 below.

The toughness of a given heat affected zone (HAZ) can widely vary depending on the yield strength of the weld metal next to it, Fig. 14b. A soft weld metal leads to a reduction in constraint in the HAZ as compared to an overmatched weld metal and hence to an increase in toughness.

Outside specific windows (given by M and $\psi$) the determination of critical J values or J-R-curves requires additional J calibrations [16] also in this case the $\delta_5$-technique can be easily applied as no calibration functions are needed.

### 2.5 Combinded Testing and Micromechanics Analysis

A contribution on recent developments would be incomplete without making mention of the merits of micromechanics. In principle, micromechanics models are aimed at predicting the behviour of notched or cracked components from experimental data obtained by tests on smooth and notched tensile bars which are needed to calibrate the models. In view of the still existing difficulties a combination of R-curve testing and micromechanics analysis seems to be an attractive alternative. A standard test - which may be required anyway for characterising the material - delivers the lower bound R-curve in Fig. 1 as the basic fracture information, and a micromechanics model tuned by that R-curve. may then by used to drive the crack through a component of any size and geometry.
For example, the cohensive zone model (CZM) assumes that a fracture energy, $\Gamma_o$, is constant throughout the whole process of crack growth whereas the increase of experimentally determined crack growth resistance is due to the plastic work required for driving the cohesive zone through the material. [23-25]. Fig. 15 displays the basic idea of the CZM.
The separation process in the cohesive zone can be characterized by the fracture energy, $\Gamma_o$, which can be determined in a fracture mechanics test as $\Gamma_o$ is identified as the initiation value, $J_i$, and by the separation stress, $T_o$, which can be determined in a suitable tensile test [24, 25]. The plastic work can be computed using the deformation properties of the material. Although strictly spoken no R-curve is needed for calibrating the CZM it may be useful for fine tuning the computational model. A validation is shown in Fig. 16: an aerospace material - aluminium alloy 2024-T351 - was tested as two 50 mm wide and two 1 m wide CT specimens. The CZM matches the small specimens perfectly, some deviation on the conservative side is observed for the large specimens.
Similar thoughts and applications apply for other micromechanical models, such as the Gurson model.

## 3. CRACK DRIVING FORCE

The crack driving force for a structural component can either be computed using well developed finite element codes or estimated using engineering assessment methods, e.g. the R6 method [26], the BSI method PD 6493 [27] or the ETM [3, 4]. An advantage of the engineering assessment methods is that they are comprehensive, i.e. in addition to estimating the driving force they give guidance on treating input quantities. In the following, some basic items of the ETM will be described.

### 3.1 Homogeneous Structrues

*Contained yielding ($F \le F_Y$)*
Contained yielding is defined as that regime where the applied force, F, is smaller than or equal to the net section yield load, $F_Y$, for which a number of solutions are given in an appendix in [3]. The CTOD in terms of $\delta_5$ is given by

$$\delta_5 = \frac{\beta_1}{E} K + \frac{K_{eff}^2}{mE\sigma Y}\left[\frac{F}{F_Y}\right] \tag{6}$$

where $K_{eff}$ is the plasticity corrected, effective stress intenstiy factor, in plane stress, m = 1 and $\beta_1 = 2.41\sqrt{mm}$, in plane strain, m = 2 and $\beta_1 = 2.09\sqrt{mm}$

.

the J-integal is estimated by

$$J = \frac{K_{eff}^2}{E} \tag{7}$$

*Fully plastic state ($F > F_Y$)*
The driving force is given by

$$\frac{\delta_5}{\delta_{5Y}} = \left[\frac{J}{J_Y}\right]^{\frac{1}{1+N}} = \left[\frac{F}{F_Y}\right]^{\frac{1}{N}} = \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_Y} \qquad (8)$$

which is a size and geometry independent master curve, depending on the material by the strain hardening exponent which is defined by

$$\frac{\sigma}{\sigma_Y} = \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_Y}\right]^N \qquad \text{for } \sigma > \sigma_Y \qquad (9)$$

In Eq. (8) $\varepsilon_a$ is the applied strain, $\varepsilon_Y = \sigma_Y/E$, $\delta_{5Y}$ is $\delta_5$ as evaluated with Eq. (6) at $F=F_Y$, and $J_Y$ is J as evaluated with Eq. (7) at $F=F_Y$.

Fig. 17 shows the driving force curve for $\delta_5$ and the determination of critical conditions if the material is represented by a single-valued parameter, $\delta_{5mat}$. Cricical conditions can also be estimated using the R-curve technique, for both load control and strain control. The ETM allows also the treatment of cracks at stress concentrations and the estimation of the load line displacement.

Compilations of solutions for the stress intensity factor and for the yield load and guidance for transferring material properties from a specimen to a structural component are given in appendices.

For a more detailed description including some validation see Ref. [28].

### 3.2 Heterogeneous Structures

The effect of mechanical heterogeneity - of which yield strength mismatched welded joints are almost important example - has recently prompted a vast amount of research work [19-22]. Form the application point of view the most important outcome of these research activities is the rapid exploitation for practical use: test procedures for welded joints are being modified and the driving force estimation procedures are being revised to account for mismatch effects [16].
At fist sight the effect of mismatch on the driving force is very complicated. The analyses, however, have shown that most of the mismatch effect can be captured by determining the appropriate, driving force which in turn is governed by $\Psi$ = (W-a)/H. Strain hardening seems also to play a role, but very little quantitative work is available.

In order to cover as many aspects as possible, a separate ETM document, the ETM-MM [4] has been developped which offers a number of alternatives. Essentially, in the contained yielding regime $\delta_5$ and J are given by Eqs. (6) and (7), respectively. For fully plastic conditions only the $\delta_5$ route has been worked out:

$$\frac{\delta_5}{\delta_{5YM}} = \left[\frac{F}{F_{YM}}\right]^{\frac{1}{N_M}} \qquad (10)$$

where $F_{Ym}$ is the mismatch yield load for which a number of solutions are compiled in an appendix, $\delta_{5YM}$ is $\delta_5$ as evaluated using Eq. (6) at $F = F_{YM}$, and $N_M$ is a mismatch hardening exponent.

Much of the mismatch effect can be explained by means of Fig. 18 showing the mismatch yield load, $F_{YM}$, normalized by $F_{YB}$ - which is the base plate yield load for the same crack length - as a function of (W-a)/H. It is seen that - with the exception of plane stress/undermatch - long ligaments tend to wipe out the effect of the presence of the weld metal strip on $F_{YM}$ and hence on the driving force. In contrast to this, an undermatched weld in plane stress behaves like an all-weld metal structure.
A comparison of the ETM-MM estimate with experimental results is shown in Fig. 19.

## 4. CONCLUSIONS

One of the most important issues in elastic-plastic fracture mechanics is the effect of constraint on fracture properties. It has been shown that variations in constraint are mainly a function of geometrical parameters and mechanical heterogeneity. These effects complicate the transferabilities of fracture properties determined on a laboratory specimen to a structural component. Adjusted testing is a pragmatic way of generating structurally relevant data. A very elegant and promising alternative is the combination of testing and microstructural analysis.

Under elastic-plastic conditions, the crack driving force can be easily estimated by engineering assessment methods; examples have been given for the ETM. A particular problem arises for heterogeneous structures. Most of the effect of heterogeneity on the driving force is captured by determining the appropriate yield load.

## REFERENCES

[1] Schwalbe, K.-H., Neale, B.K., and Heerens, J. (1994), „The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94“, Report GKSS 94/E/60, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, Geesthacht, Germany.

[2] Schwalbe, K.-H., „The Engineering Flaw Assessment Method EFAM 96“, to appear as a GKSS report.

[3] Schwalbe, K.-H., Zerbst, U., Brocks, W., Cornec, A., Heerens, J. and Amstutz, H., „EFAM ETM 97: The ETM method for assessing the significance of crack-like defects in engineering structures“, to appear as a GKSS report.

[4] Schwalbe, K.-H., Kim, Y.-J., Hao, S., Cornec, A., and Koçak, M., „EFAM ETM-MM 96: The ETM method for assessing the significance of crack-like defects in joints with mechanical heterogeneity (strength mis-match)", to appear as a GKSS report.

[5] Schwalbe, K.-H., and Hellmann, D. (1984), „Correlation of stable crack growth with the J-integral and the crack tip opening displacement, effects of geometriy, size, and material", Report GKSS 84/E/37, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, Geesthacht, Germany.

[6] J. Heerens, Unpublished work.

[7] Hellmann, D. and Schwalbe, K.-H., „R-curve behaviour of double edge notched tension specimens in plane stress", Z, Werkstofftech. **17**, 280-285 (1986).

[8] Schwalbe, K.-H. (1996) „Introduction of $\delta_5$ as an operational definition of the CTOD and its practical use", Fracture Mechanics: 26th Volume, ASTM STP 1256, W.G. Reuter, J.H. Underwood, and J.C. Newman, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA.

[9] Schwalbe, K.-H., and Heerens, J., „R-curve testing and relevance to structural asessment", to be published in Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures.

[10] Hellmann, D., Heerens, J., and Bosse, R. (1994), „Größeneinfluß auf das stabile Rißwachstum und auf die Probeneinschnürung bei unterschiedlich schlanken CT-Proben", Proceedings of the 26th session of the German Fracture Group, Deutscher Verband für Materialprüfung, Berlin.

[11] ASTM E1152-95, Standard Test Method for Determining J-R Curves (1996), Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01, American Society of Testing and Materials, Philadelphia.

[12] „ESIS Recommendation for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials: ESIS P1-92", European Structural Integrity Society (1992), Delft, The Netherlands.

[13] „ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials: ESIS P2-92", European Structural Integrity Society (1992), Delft, The Netherlands.

[14] Draft International Standard: „Metallic Materials - Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness, Committee Document ISO/CD 12135 (Rev 1), ISO/TC164/SC4-F (1995).

[15] Schwalbe, K.-H., Cornec, A., and Baustian, K., „Application of fracture mechanics principles to austenitic steels", Int. J. Pres. Ves. & Piping **65**, 193-207 (1996).

[16] Schwalbe, K.-H. Ainsworth, R.A., Eripret, Ch., Gilles, P., Koçak, M., Pisarski, H. and Wang, Y.-Y., (1997) „Common views on the effects of yield strength mis-match on testing and structural assessment", K.-H. Schwalbe and M. Koçak, Eds., Mis-Match '96, 2nd International Symposium on Mis-Matching of Welds, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, Geesthacht, Germany.

[17] Reese, E. (1996), „Zur Anwendung des R-Kurven-Verfahrens der elastisch-plastischen Bruchmechanik auf Polymere", PhD dissertation, Technische Universität Hamburg-Harburg, Hamburg, Germany.

[18] Zerbst, U., Heerens, J., and Schwalbe, K.-H., „Fracture mechanics analysis based on a local simulation principle" Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. **18**, 371-376 (1995).

[19] „Mis-Matching of Welds, ESIS 17" (edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak) Mecahnical Engineering Publications, London, UK, (194).

[20] Mis-Match '96 - 2nd International Symposium on Mis-Matching of Welds (edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak) GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, Geesthacht, Germany (1997).

[21] Michiba, K., Hiramatsu, H., Hasegawa, H., Matsumara, H., and Toyoda, M., „An experimental study on the behaviour of stable crack growth in heterogeneity", M. Toyoda, Ed., 2nd Workshop on Constraint Effects on the Structural Performance of Welded Joints, Osaka Unviersity (1994).

[22] Pisarski, H.-G., Wang, Y.-Y., Kirk, M., and Gordon, R., „The effect of yield strength mismatch on CTOD and J estimation procedures for weld metals fracture toughness determination. 14th OMAE Conference, Copenhagen (1995), ASME Vol. III, 75-85.

[23] Tvergaard, V., and Hutchinson, J.W., „On the toughness of ductile adhesive joints, J. Mech.. Phys. Solids **44**, 789-800 (1996).

[24] Lin, G., and Cornec, A., „Numerische Untersuchung zum Verhalten von Rißwiderstandskurven: Simulation mit dem Kohäsivmodell", Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. **27**, 252-258 (1996).

[25] Lin, G., Cornec, A., and Schwalbe, K.-H., „Cohesive zone model for ductile fracture. Comparison of predition with experiment". ECF 11 - 11th European Conference on Fracture, Poitiers, France, 3-6 September (1996).

[26] Milne, I., Ainsworth, R.A., Dowling, A.R., and Stewart, A.T., R6-Rev. 3, „Assessment of the integrity of structures containing defects", Central Electricity Generating Board, London, UK (1990).

[27] PD 6493: 1991, „Guidance on methods for asessing the acceptability of flaws in fusion welded structures", Britisch Standards Institution, Milton Keynes, UK (1991).

[28] Schwalbe, K.-H., Zerbst, U., Brocks, W., Cornec, A., Heerens, J., and Amstutz, H., „Status of the ETM method for assessing the significance of crack-like defects in engineering structures", to appear in Fatigue Fract., Engng. Mater. Struct.

[29] Hao, S., Cornec, A., and Schwalbe, K.-H., „Plastic stress-strain fields and limit loads of a plane strain cracked tensile panel with a mismatched welded joint", Int. J. Solids Structures, 34, 297-326 (1997).

[30] Hao, S., Unpublished work.

Figure Captions

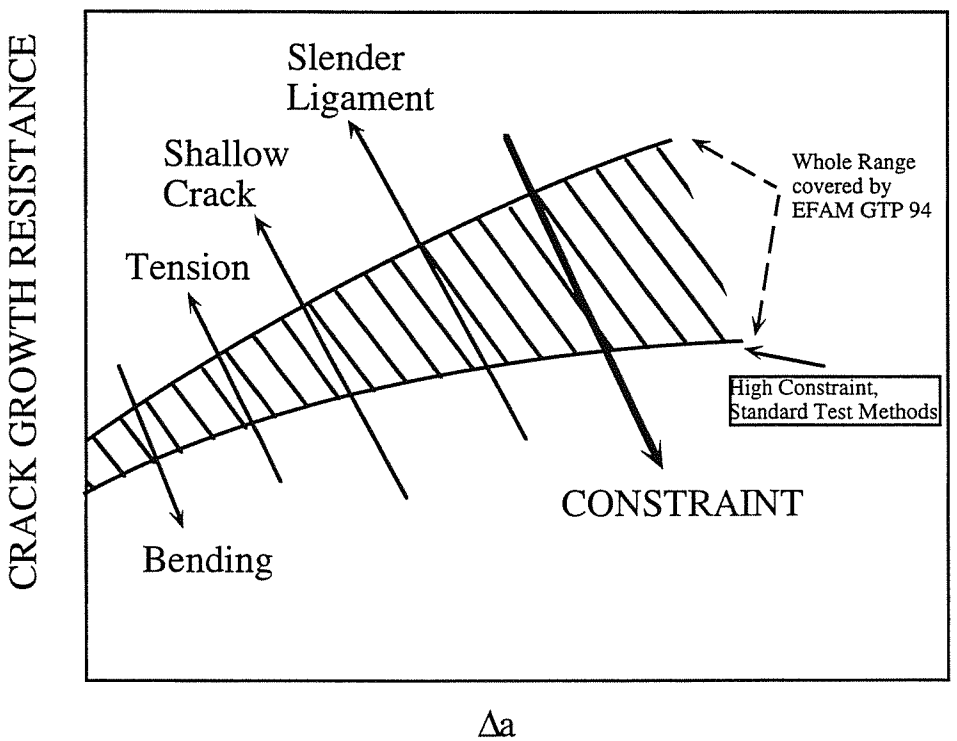



Fig. 1: Effect of various parameters on constraint and on crack growth resistance.

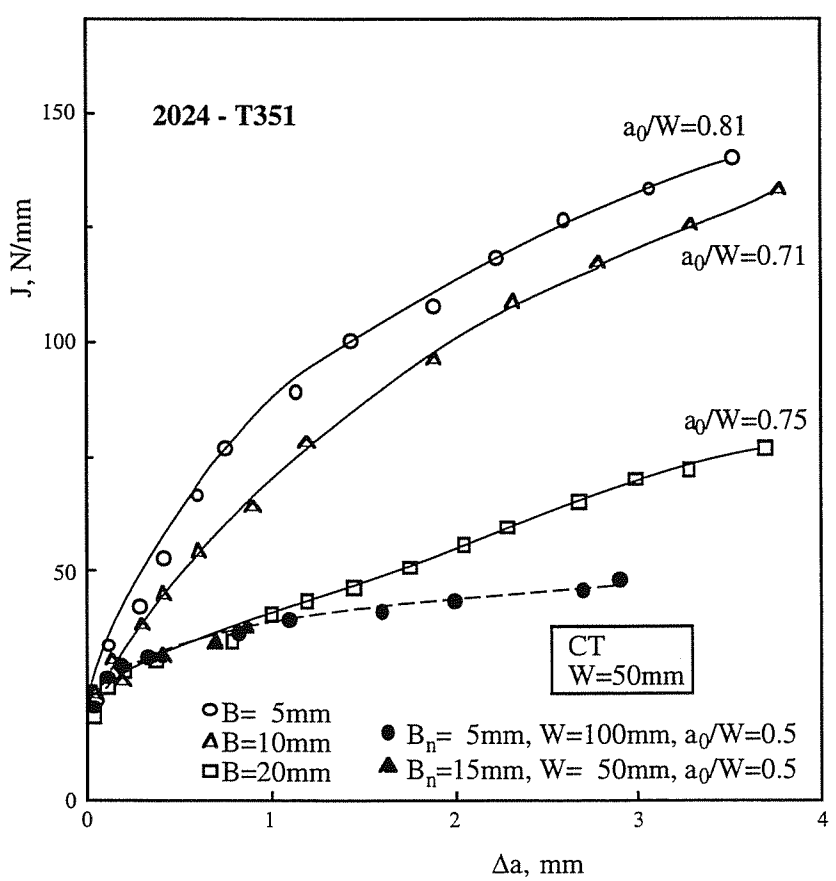



Fig. 2: J-R-curve of an age-hardened aluminium alloy as affected by specimen thickness [5].

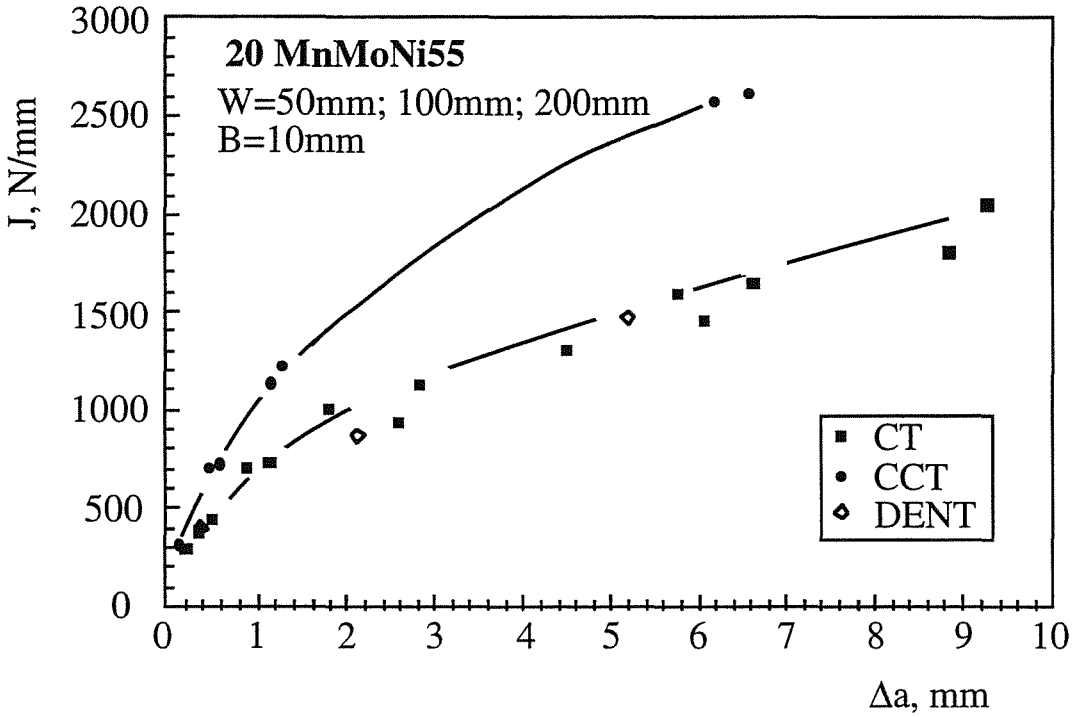



Fig. 3: Effect of specimen geometry on the J-R-curve of a pressure vessel steel [6].

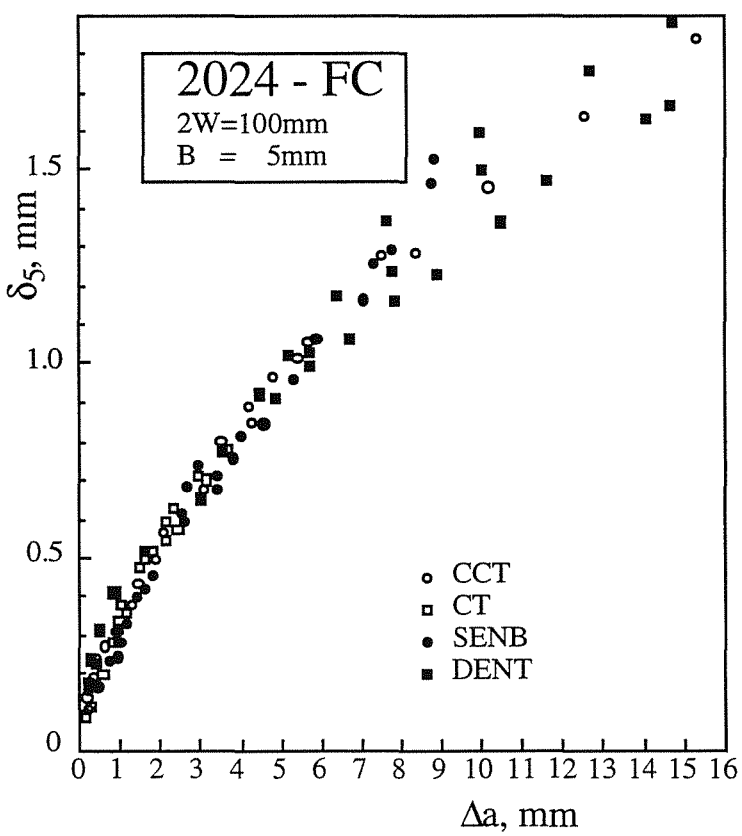



Fig. 4: CTOD R-curves for different specimen geometries of the aluminium alloy 2024 - FC [7].

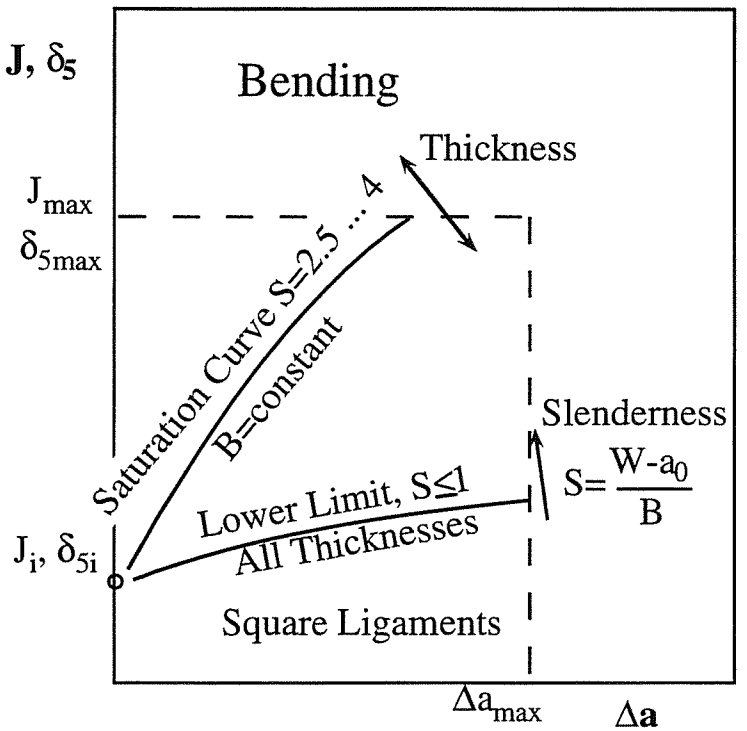



Fig. 5: Schematic showing the effect of slenderness of the remaining ligament of CT specimens on crack growth resistance [9].

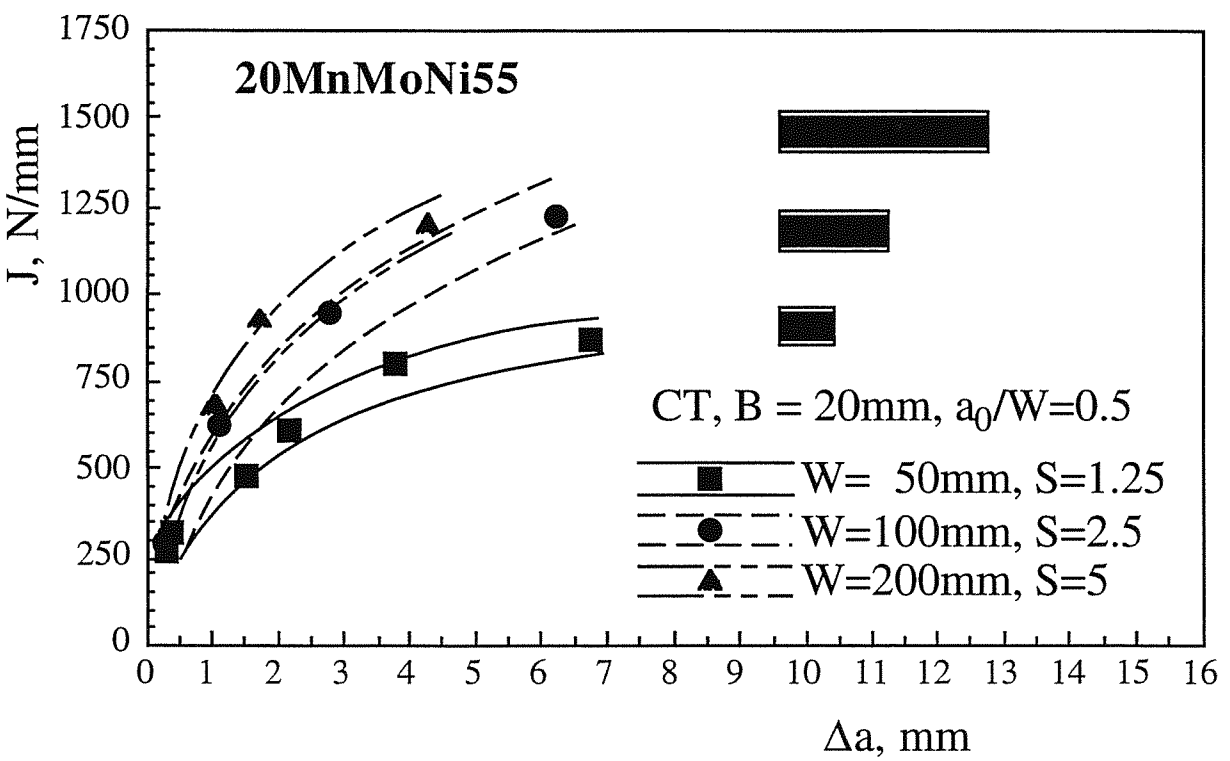
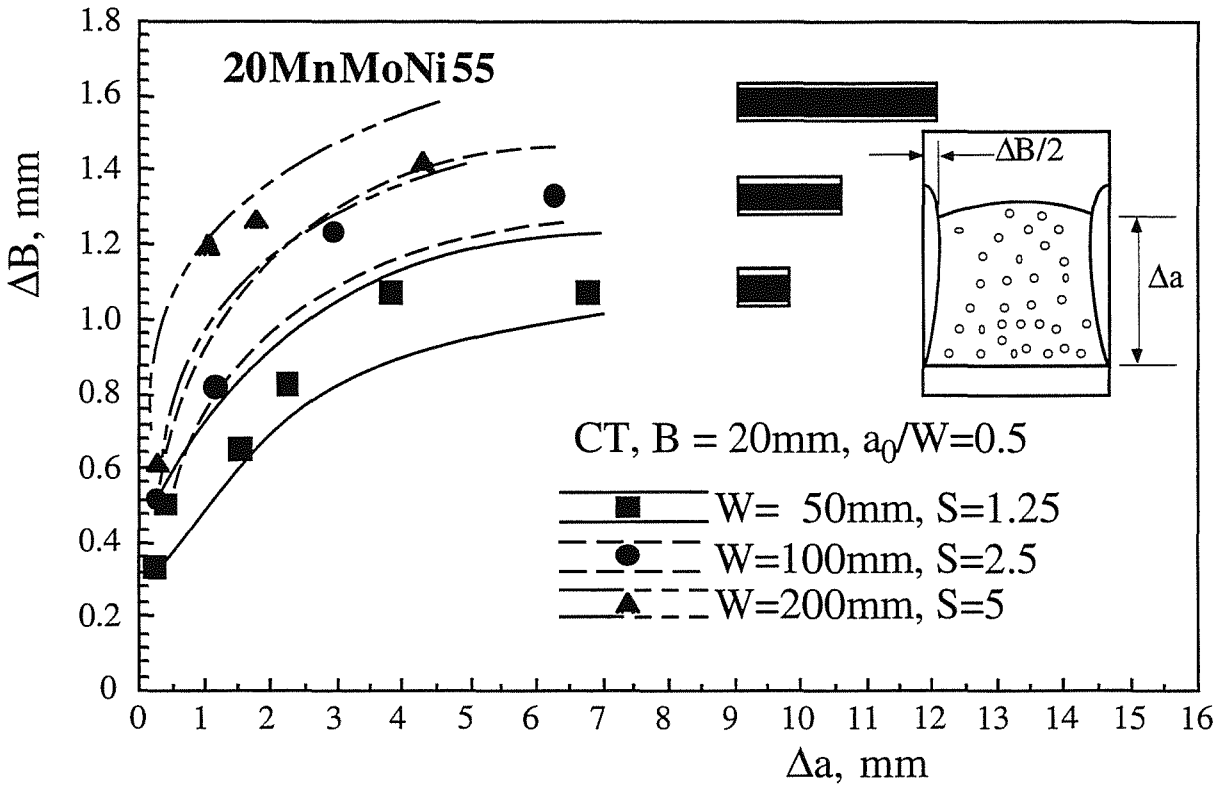



Fig. 6: Thickness reduction and R-curve behaivour of CT specimens with different degrees of slenderness, S [10].
a) R-curve behaviour




b) Thickness reduction

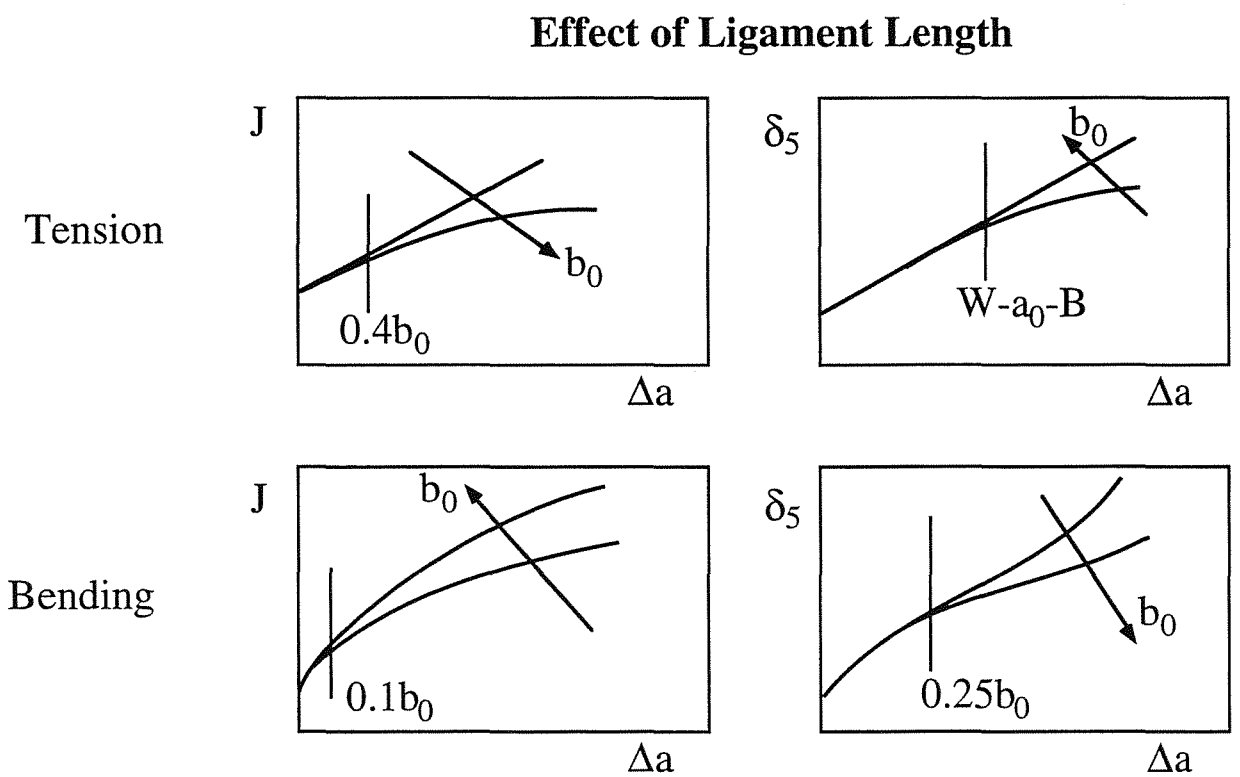



Fig. 7: Size independence of R-curves as a function of loading type and correlation parameter.

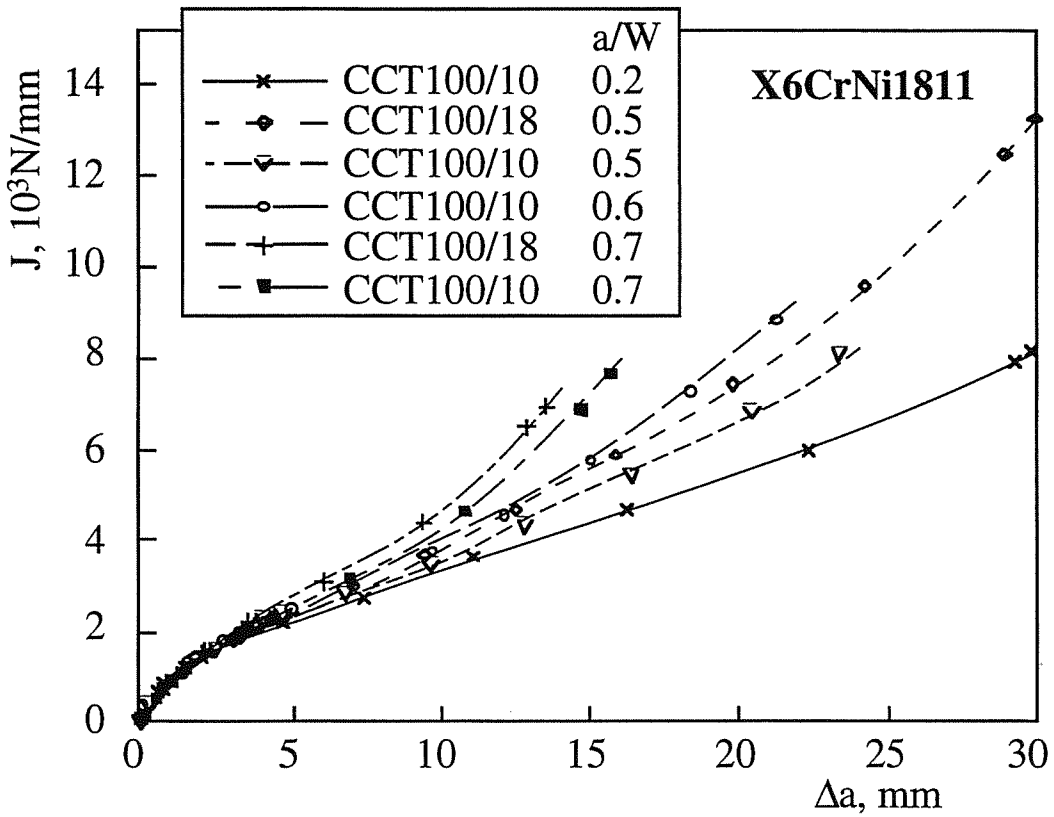
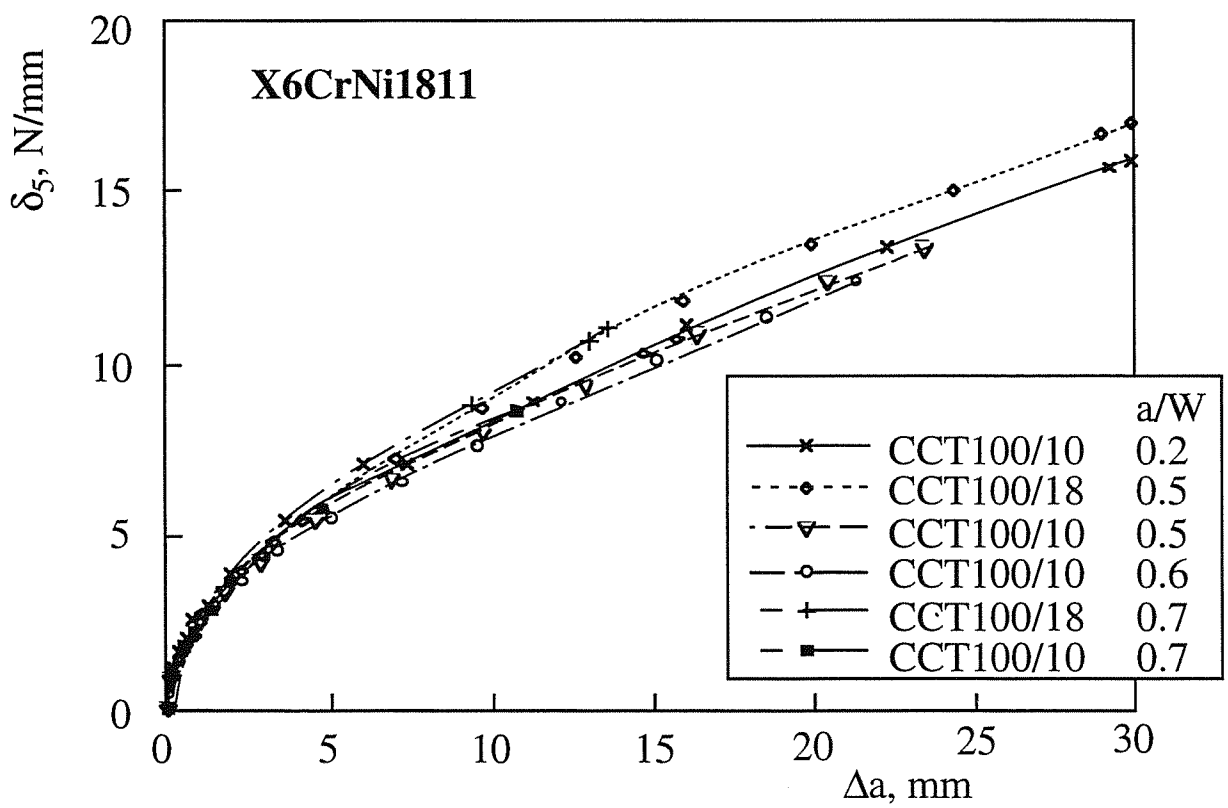



Fig. 8: R-curves for CCT specimens of the austenitic steel X6CrNi1811 [15]; the first number after the specimen type designation refers to the width, the second one to the thickness of the specimen, in mm.
a) J-R-curves




b) $\delta_5$-R-curves.

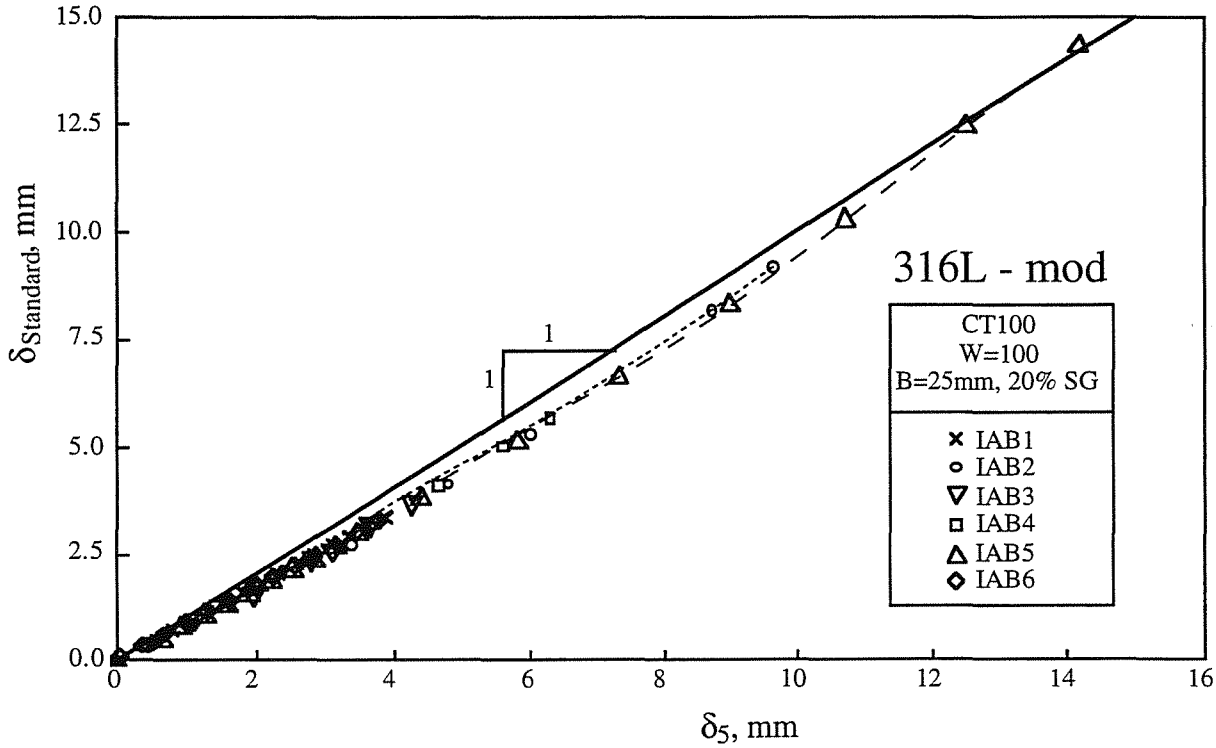
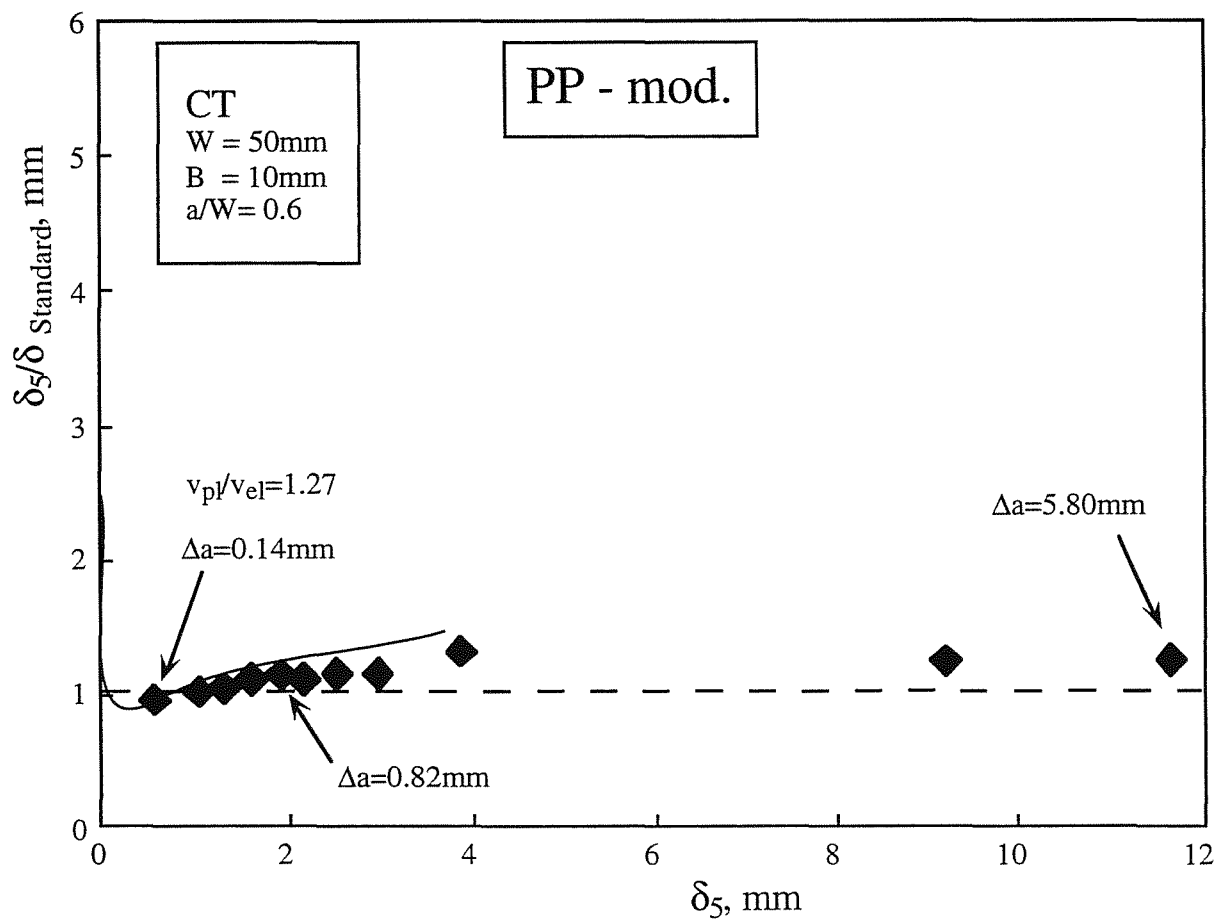



Fig. 9: Correlation beween $\delta_5$ and $\delta$ as determined using standard test procedures.
a) Austenitic stainless steel 316L-mod [15],




b) Polypropylene [17].

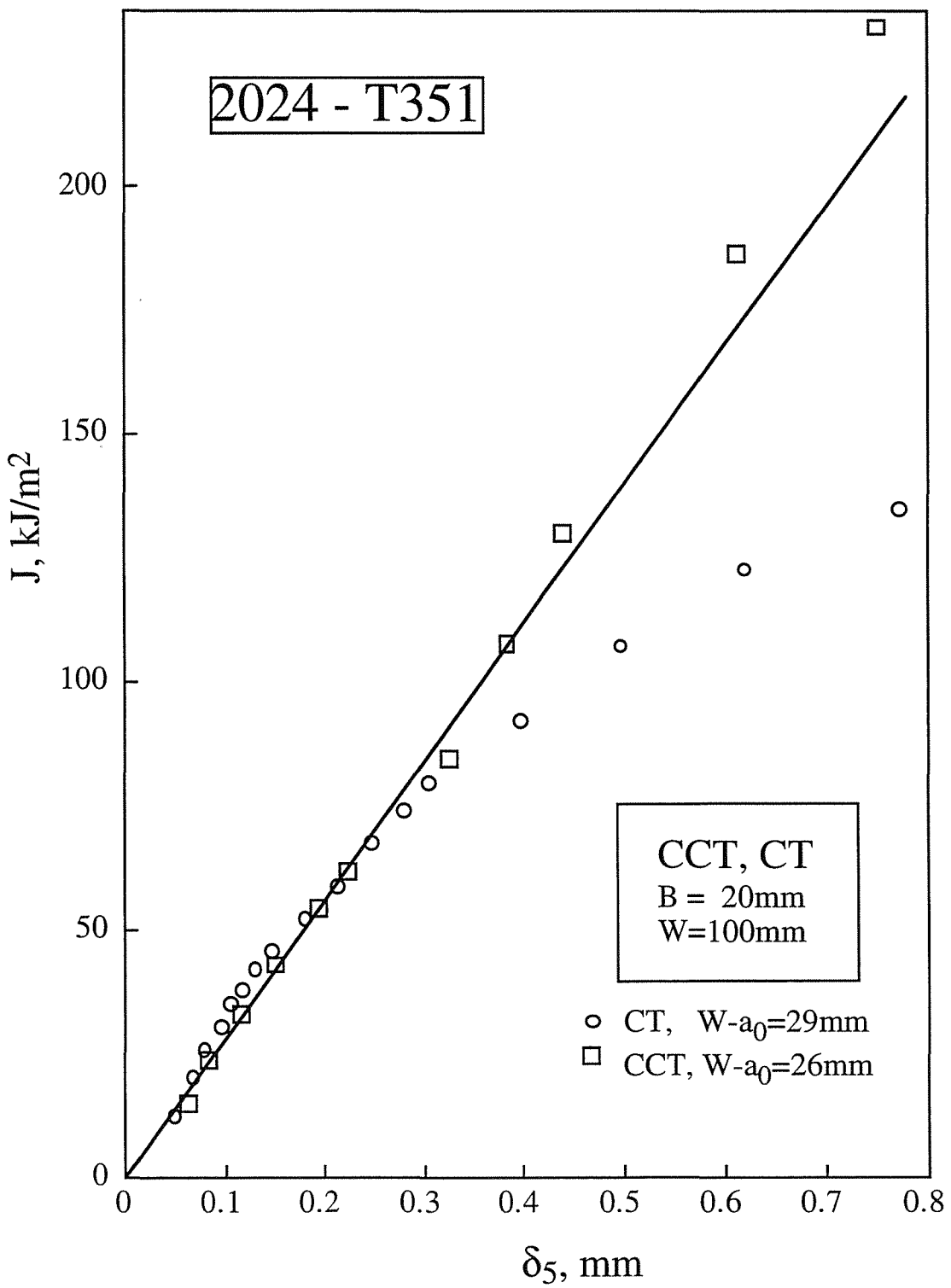



Fig. 10: Correlation between J and $\delta_5$ for a CT and a CCT specimen of the age-hardened aluminium alloy 2024-T351 [5].

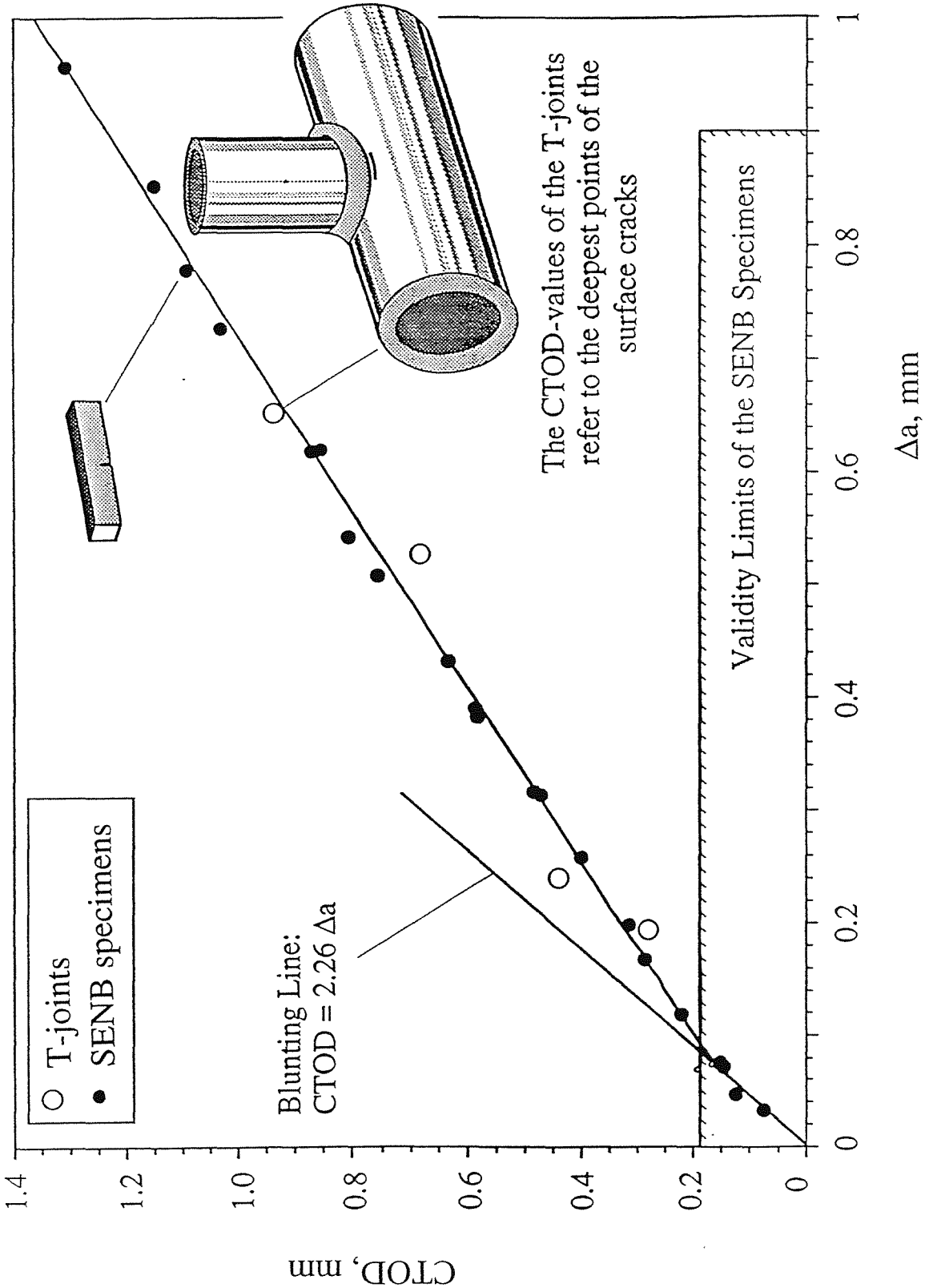



Fig. 11: R-curves obtained on bend specimens and tubular T-joints [18].

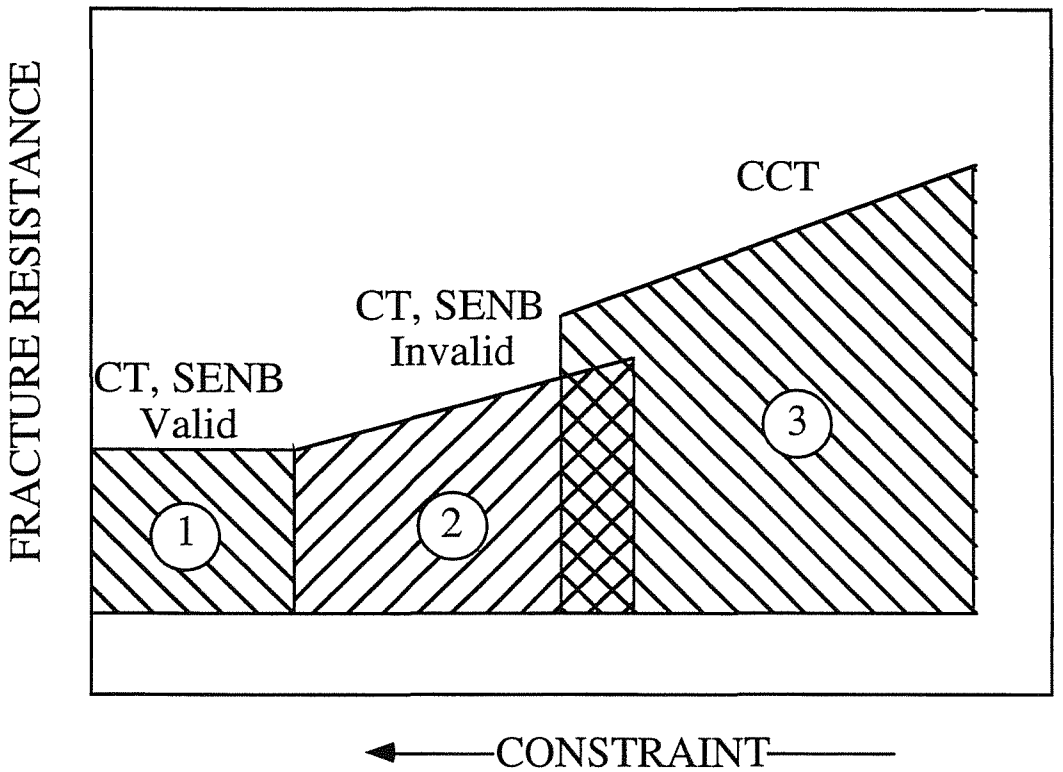



Fig. 12: Fracture behaviour covered by windows for varius specimen configurations [3].

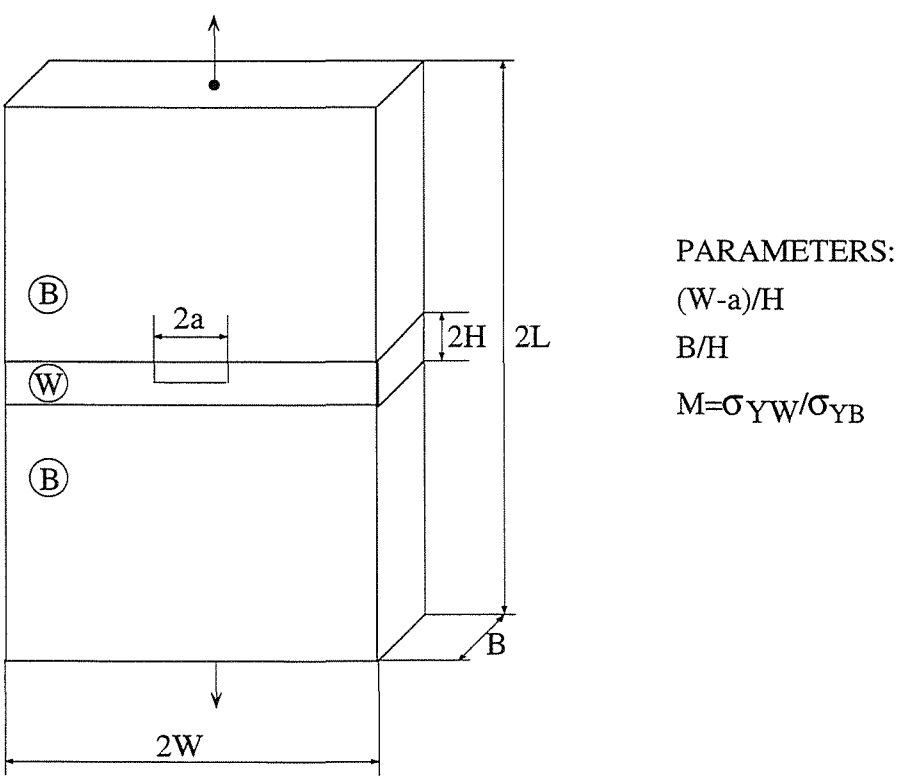



Fig. 13: Mismatched welded joint with crack in the centre of the weld metal strip.

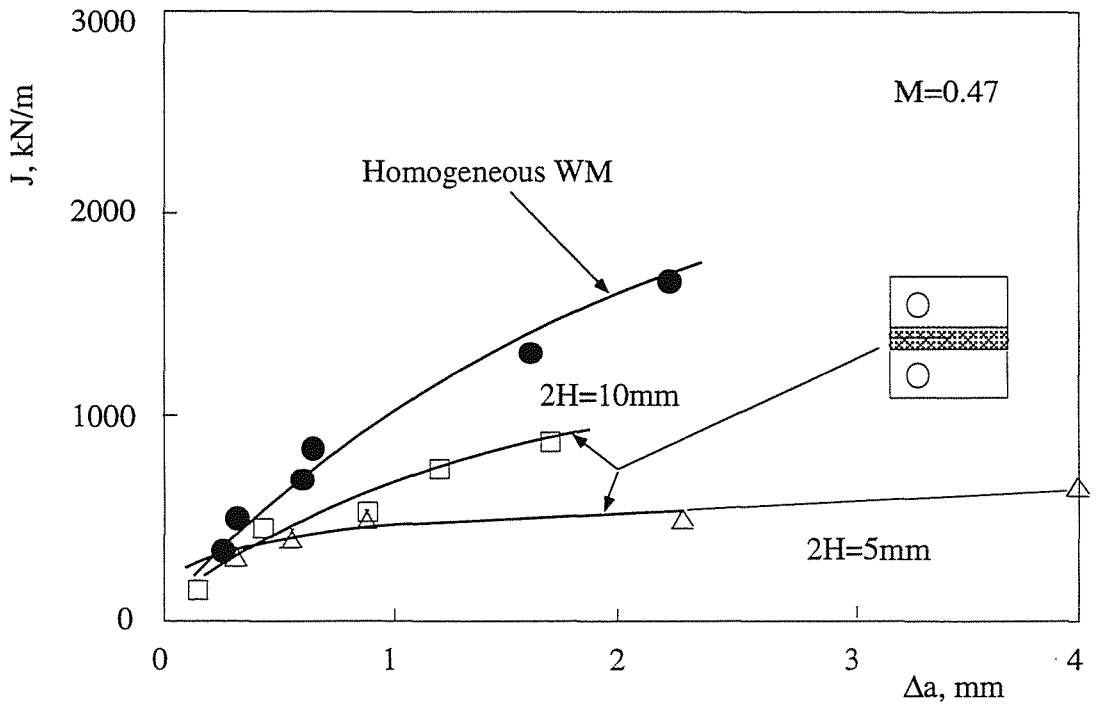
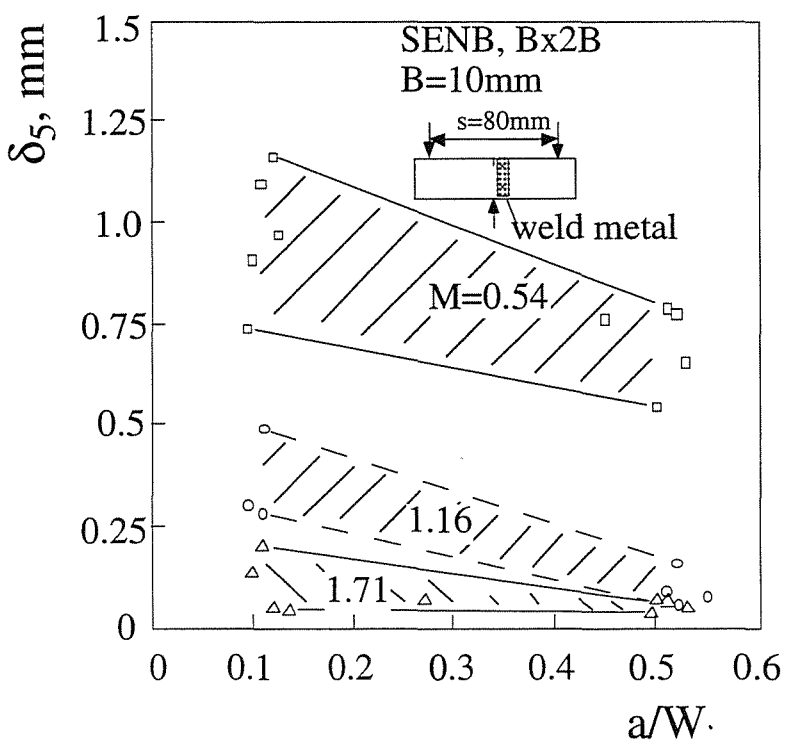



Fig. 14: Effect of weld metal mismatch on fracture behaviour.
a) J-R-curves of a steel [21]




b) Critical $\delta_5$ values of a HAZ crack [22].

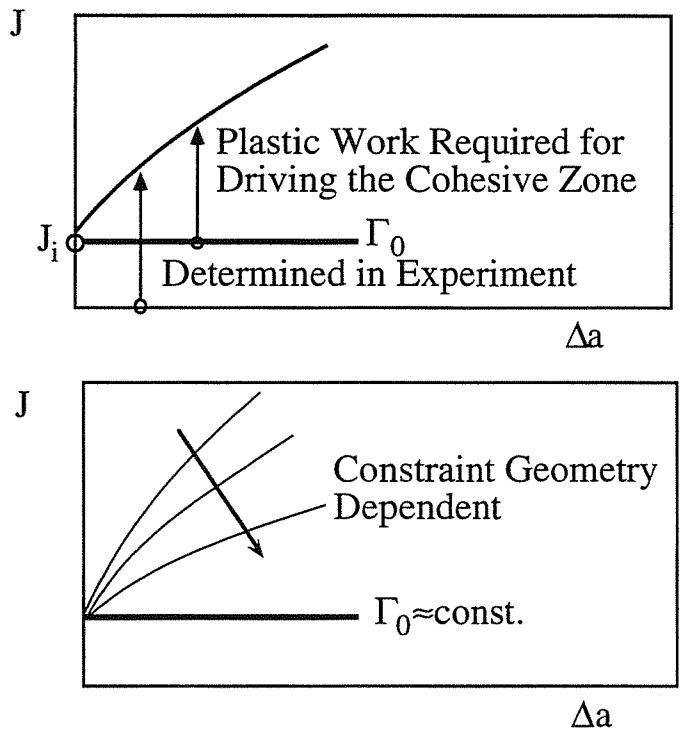



Fig. 15: Fracture energy and plastic work as assumed in the cohesive zone model.

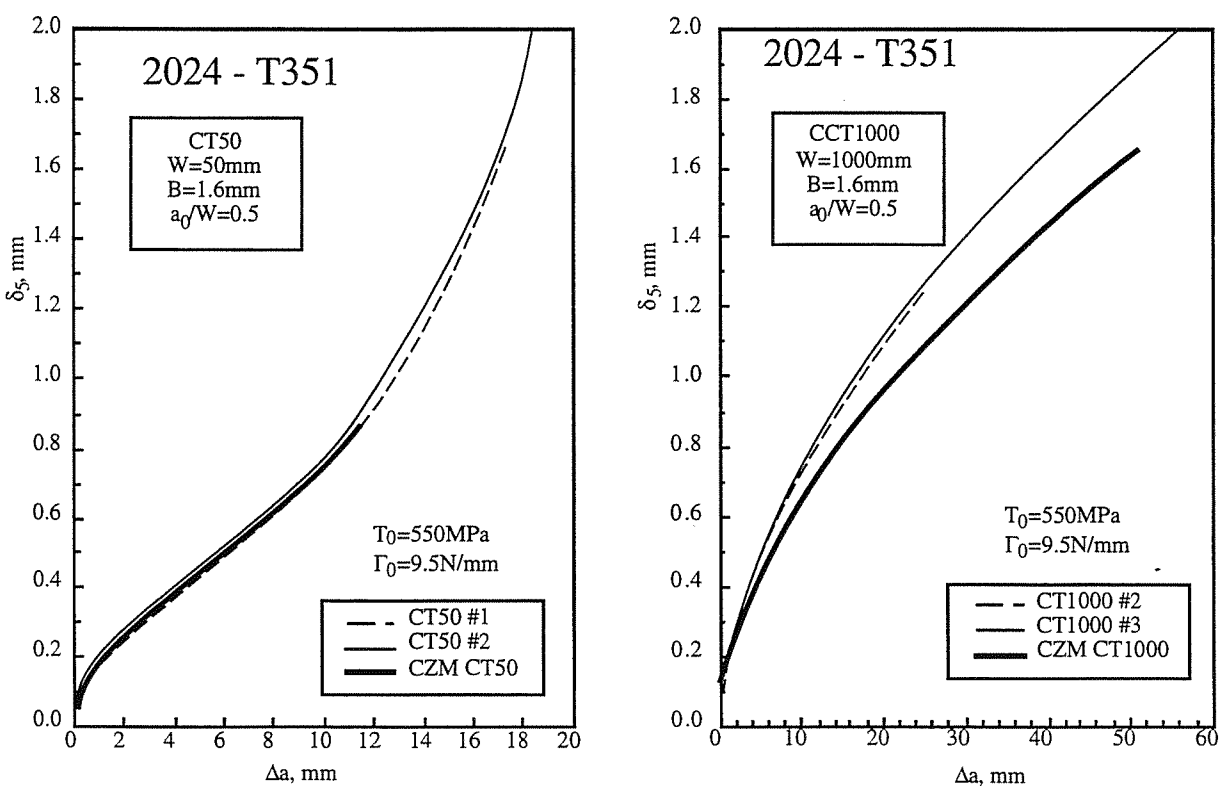



Fig. 16: Validation of the cohesive zone model by means of CT specimens made of 1.6 mm thick aluminium alloy 2024-T351 [24]

a) 50 mm wide specimen

b) 1000 mm wide specimen. The deviation of the CZM prediction on the conservative side may be due to some buckling of the specimen during the test thus leading to additional displacement.

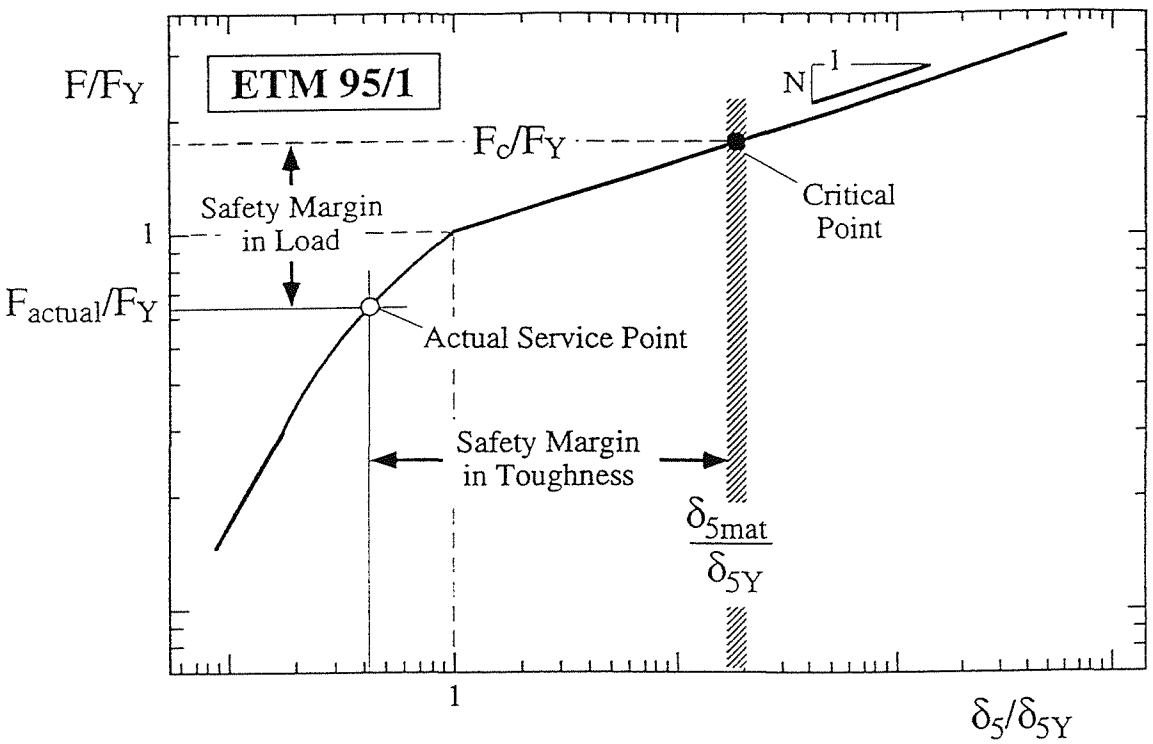
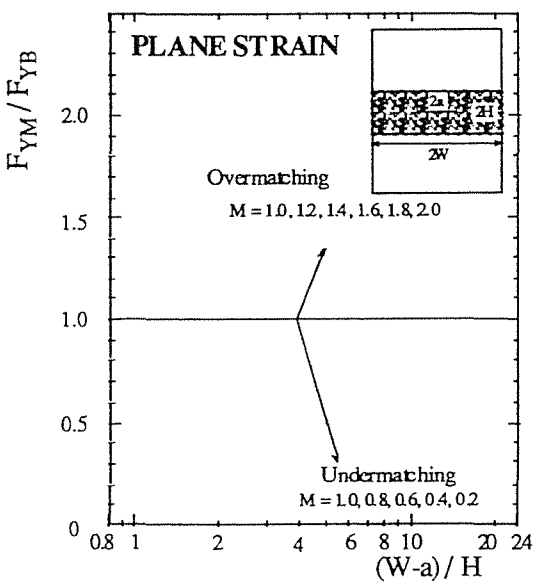



Fig. 17: ETM driving force curve for $\delta_5$.



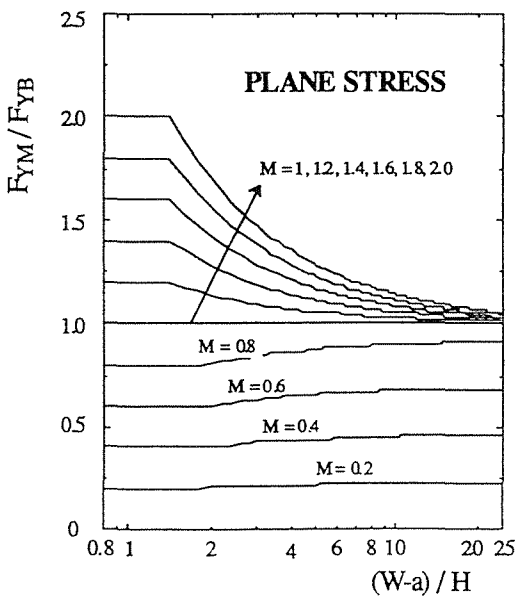




Fig. 18: Mismatch yield load, $F_{YM}$
a) For plane strain [29]

b) For plane stress [30].

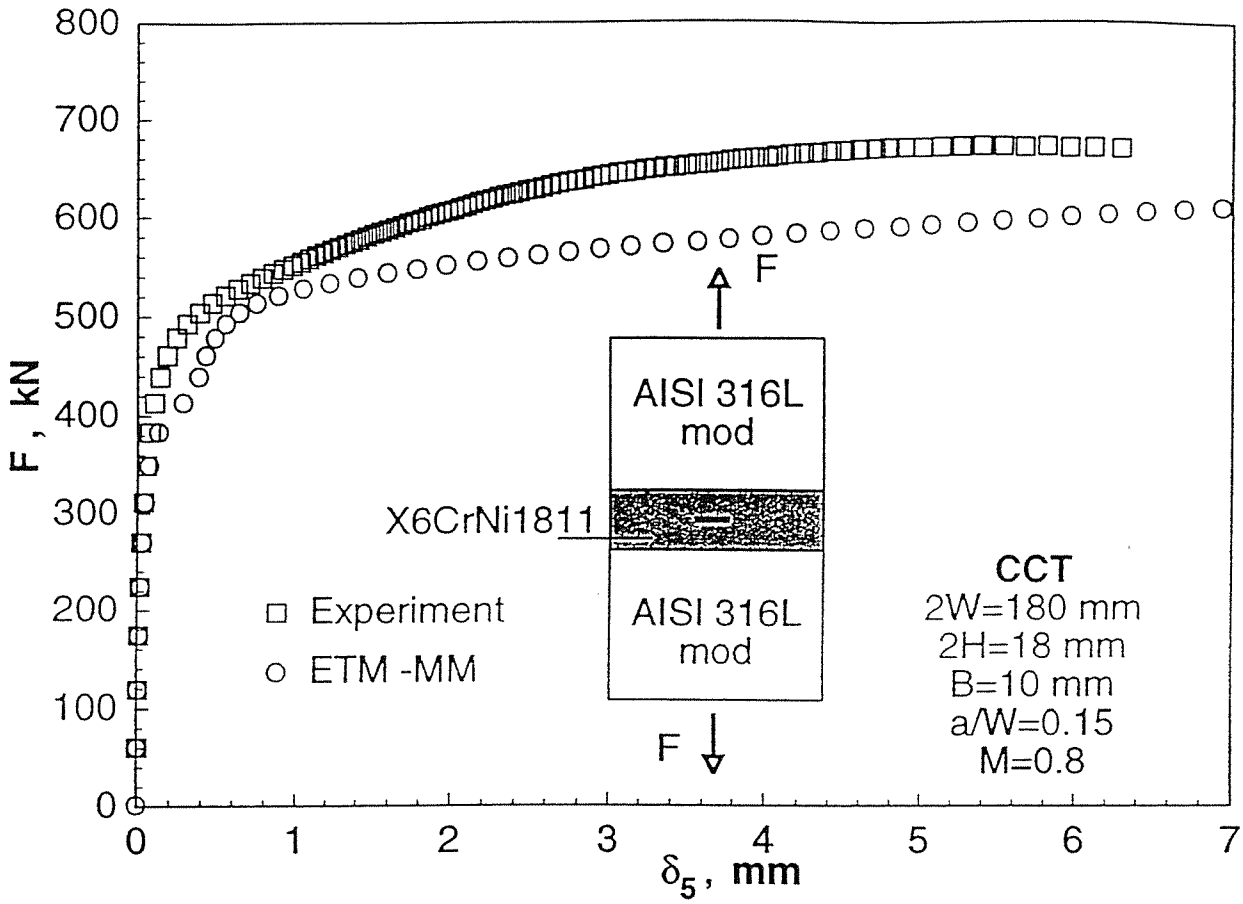



Fig. 19: Applied force versus $\delta_5$ for an austenitic model weld, comparison of experiment with ETM-MM estimate.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACION UNIVERSAL DE PROCESOS DE FISURACION Y SU APLICACION A FENOMENOS INDUCIDOS POR EL AMBIENTE

**F. Gutiérrez-Solana, J.A. Alvarez**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.**
**Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.**

**Resumen.** Las condiciones ambientales de trabajo de los aceros estructurales y de conducciones, desarrollados para su aplicación en instalaciones energéticas y petrolíferas, han puesto en evidencia la necesidad de encontrar una metodología de caracterización de su resistencia a la fisuración. Esta metodología debe definir la cinética de fisuración en función de los parámetros que controlan la misma, con carácter universal, es decir, tanto en régimen de dominio elástico como elasto-plástico. Este trabajo recoge una metodología experimental y analítica que se ha mostrado propicia para ser aplicada a los procesos de fisuración estudiados sobre probetas compactas, y en particular a aquellos que comportan procesos subcríticos asociados a la presencia de ambientes agresivos, como en el caso de los procesos de corrosión bajo tensión o fisuración inducida por hidrógeno de aceros microaleados, para los que ha sido desarrollada. Una vez aplicada y validada, la metodología ofrece resultados de gran interés en la caracterización cuantitativa del comportamiento de fisuración y su correlación con los micromecanismos de rotura presentes.

**Abstract.** The environmental conditions of new structural and piping steels when used in petroleum or other energy installations have demonstrated the need for a cracking resistance characterization methodology. This methodology, valid for both elastic and elastoplastic regimes, should be able to define crack propagation kinetics as a function of their controlling local parameters. This work summarizes an experimental and analytical methodology that has been shown to be suitable for characterizing cracking processes using compact tensile specimens, especially subcritical environmentally assisted ones, such as those induced by hydrogen in microalloyed steels. The applied and validated methodology has been shown to offer quantitative results of cracking behaviour and to correlate these with the existing fracture micromechanisms.

## 1. INTRODUCCION: LA NECESIDAD DE LA DEFINICION DE UNA METODOLOGIA UNIVERSAL DE CARACTERIZACION DE PROCESOS DE FISURACION INDUCIDA.

En los últimos años se ha producido una evolución continua de los aceros de conducciones y componentes estructurales, de instalaciones energéticas y petrolíferas, tendentes a optimizar su comportamiento mecánico, para obtener reducciones de uso de material o mejoras en las condiciones de transporte con mayores presiones, su tenacidad, para evitar problemas de roturas frágiles en las condiciones agresivas de trabajo por ambiente y temperatura, su resistencia al deterioro, incluyéndose en ello los procesos de fisuración subcrítica debidos a fatiga, condiciones ambientales, o ambos, su operatividad, garantizando una buena soldabilidad para su puesta en obra, y su costo.

Acorde con ello y con la enorme demanda de material necesario para la fabricación de estas instalaciones, las exigencias sobre los aceros han crecido con el tiempo, en un proceso evolutivo de prestaciones mínimas necesarias [1]. Esta evolución ha ido en paralelo con el desarrollo de los aceros, basado en las mejoras establecidas por los procesos de laminación controlada y en la tecnología de microaleación, conjuntamente con la optimización de tratamientos, sean de proceso, como el enfriamiento acelerado [2], o posteriores, que en común favorecen las condiciones microestructurales, refino de grano y formación de ferrita acicular o bainita, adecuadas a un correcto balance entre resistencia, tenacidad, resistencia a fisuración inducida por ambientes agresivos y soldabilidad.

Los estudios sobre ello han conducido al establecimiento de condiciones límites de uso con las que se fijan criterios de selección de estos aceros para su uso en tuberías [3-6], válidas tanto para el material base como para sus uniones soldadas [7]. Los aceros estructurales también presentan en las dos últimas décadas el mismo tipo de compromisos en su desarrollo, y por tanto de exigencias para su uso, que los aceros de tuberías.

De los diferentes tipos de aceros de alta resistencia desarrollados los microaleados estructurales o de alto límite elástico son los de mayor incidencia en sus aplicaciones actuales, alcanzando a cubrir un 70% de los componentes estructurales de las plataformas marinas [8]. Su competitividad se basa en su relación precio/resistencia, su tenacidad, su versatilidad de procesado y su buena soldabilidad, comparable o mejor

que la de los aceros al carbono [9]. Un gran número de trabajos recopilan el control del comportamiento mecánico de estos aceros a través de los elementos de aleación y el tratamiento termomecánico de su proceso para alcanzar las estructuras óptimas a sus compromisos de comportamiento [10,11].

Pero la aplicación de estos aceros en plataformas exige también de ellos una alta resistencia a procesos de fisuración inducida por el ambiente de uso. En efecto en las plataformas estos aceros se encuentran sometidos a problemas de corrosión bajo tensión en medio marino, en asociación con situaciones de protección catódica, o de fisuración en presencia de sulfuros causados por bacterias [12]. En ambos casos el hidrógeno juega un papel predominante en los mecanismos de fisuración por lo que estos aceros deben mostrarse como resistentes a la fisuración inducida por hidrógeno. Por ello su desarrollo avanza en paralelo al de los aceros para conducciones [13-15].

Por tanto, las condiciones de trabajo de estos aceros han puesto en evidencia la vital importancia de su desarrollo bajo parámetros de resistencia a la fisuración. En efecto, un importante número de plataformas del mar del Norte han sufrido procesos de fisuración cuyo estudio ha demostrado que estaban inducidas por la presencia de hidrógeno [16]. Las conclusiones de varios laboratorios europeos [17] entre 1988 y 1989 sobre esta situación establecen que:

- Se trata en todos los casos de fisuración asistida por hidrógeno, preferentemente en zonas afectadas térmicamente por las soldaduras, aún cuando la propagación a menudo penetra en el material base.
- La protección catódica, resuelta mediante ánodos de sacrificio de zinc, establece unos potenciales de protección comprendidos entre -950 y -1050 mV/ECS, para los que la generación de hidrógeno es importante.

La importancia del problema ha potenciado la realización de numerosos proyectos de investigación y estudios durante las dos últimas décadas, en gran parte, más de treinta programas desde 1986, bajo la financiación de la Comunidad Europea del Carbón y del Acero (CECA) [12,18,19], dedicados a diferentes aspectos de la fisuración inducida por hidrógeno de aceros estructurales de alta resistencia, como son: la caracterización del comportamiento de nuevos aceros en ambientes agresivos propios del entorno de las plataformas; la comparación de las técnicas de caracterización para determinar su fiabilidad o el desarrollo de medidas indirectas que garanticen la buena resistencia a la fisuración de los aceros, o la modelización de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno para aportar un mejor conocimiento del papel en ellos de las variables metalúrgicas de los aceros, aplicable luego a la mejora de éstos.

Estos proyectos han ido proporcionando un avance muy importante en el conocimiento de estos procesos, lo que ha permitido nuevos desarrollos de aceros resistentes a la fisuración que, a su vez, garantizan mejores prestaciones en los otros aspectos a cubrir por estos aceros: resistencia mecánica, tenacidad y soldabilidad. De esta manera se ha llegado al desarrollo de aceros de alta resistencia y tenacidad, cuyo comportamiento en fisuración viene precedido de procesos de plastificación importantes, más cuanto menos agresivo es el ambiente, para los que los métodos de caracterización convencionalmente utilizados no son válidos, salvo como índice cualitativo de su resistencia [12].

Así, el momento actual de desarrollo de los aceros ha sobrepasado, en lo que a resistencia a la fisuración inducida por hidrógeno se refiere, el marco de comportamiento para el que resultan válidas las técnicas de caracterización convencional. Resulta indispensable encontrar un método de caracterización universal que aporte valores cuantitativos a la definición de este comportamiento para cualquier material y en cualquier medio.

Esta necesidad marca el principal objetivo de un trabajo, motivado en un marco más amplio de estudio de la resistencia a la fisuración de unos aceros microaleados soldables utilizados en elementos estructurales de plataformas marinas [20], el desarrollo de una metodología general de caracterización de los procesos de fisuración subcrítica inducidos por un ambiente agresivo. Esta metodología debe definir la cinética de fisuración en función de los parámetros que controlan la misma, con carácter universal, es decir, válida con independencia del grado de extensión de la zona plástica en el fondo de la fisura. De esta forma, debe recoger, como caso particular, toda la metodología basada en los conceptos de Mecánica de Fractura Elástica Lineal que clásicamente se viene utilizando en la determinación de la velocidad de propagación desde los años 70 [21].

La comprobación inicial de que los métodos de caracterización convencional basados en la Mecánica de Fractura Elástica Lineal presentan serias limitaciones para caracterizar las situaciones de fisuración en medios para los que los aceros en estudio ofrecen una resistencia importante [12,20], justifica de pleno el desarrollo de la metodología mencionada, que debe basarse en conceptos de Mecánica de Fractura Elastoplástica.

El establecimiento de esta metodología, cuya aplicabilidad sería extensiva a cualquier proceso de fisuración subcrítico, e incluso crítico estable, debe alcanzar cotas límites muy superiores a las meramente establecidas por el material que inicialmente la motiva.

Una vez validada la metodología y su aplicación para establecer la caracterización de los procesos de fisuración, ésta debe permitir el análisis bajo condiciones de aproximación local que permita modelizar el comportamiento mecánico en relación con los aspectos microestructurales propios del material y las condiciones que el ambiente establece en la zona de proceso de la fisuración. Así la metodología alcanzaría el máximo rango de aplicabilidad deseable: caracterización del comportamiento macroscópico con

aporte de valores cuantificables para uso en análisis de seguridad estructural y diseño, y modelización de los micromecanismos de fisuración a escala local en relación con los rasgos microestructurales propios del material, necesario para el mantenimiento de las mejoras en el propio diseño de éste.

## 2. LOS FUNDAMENTOS DEL ANALISIS PARA LA CARATERIZACION DE PROCESOS DE FISURACIÓN EN REGIMEN ELASTO-PLÁSTICO

Una vez expuesta la necesidad del empleo de la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP) para apoyar la caracterización de los procesos de fisuración en ambiente agresivo de aceros desarrollados con alta tenacidad y resistencia al deterioro, deben sentarse las bases del desarrollo de las metodologías analítica y experimental necesarias para ello.

La caracterización de los procesos de fisuración se establece con la determinación de la velocidad de propagación de las fisuras existentes en función de la fuerza motriz que los controla. A medida que la resistencia a la fisuración crece, el material desarrolla mecanismos de rotura local con mayor deformación plástica, controlados por los estados locales de tensión y deformación en la zona de proceso de rotura del frente de fisura, dependientes, a través de los parámetros que los definen, del estado de fisuración y de la solicitación actuante. Por tanto, es necesario desarrollar una metodología analítica que permita obtener, en un proceso de fisuración, la velocidad de propagación en cada instante y relacionarla con el valor de la integral $J$, como parámetro general capaz de cubrir la caracterización de todo tipo de procesos de fisuración, desde aquellos que apenas desarrollan una pequeña zona plástica y se asimilan al régimen de análisis elástico lineal, hasta los que desarrollan zonas de plasticidad más extendidas y deben analizarse en régimen elasto-plástico.

Esta metodología analítica deberá aplicarsee a los resultados experimentales obtenidos sobre probetas de los materiales que se deseen caracterizar. Resultados que deben ser representativos de su comportamiento en condiciones de trabajo susceptibles de desarrollar procesos de fisuración subcrítica. De esta forma, el acoplamiento de las dos metodologías, analítica y experimental, debe permitir obtener una función *(da/dt)-J* que caracterice el comportamiento del material y sea válida para aplicaciones al diseño, a la selección del material adecuado y a otras posibles aplicaciones tecnológicas.

## 3. ANALISIS DE LA FISURACION DE COMPONENTES EN RÉGIMEN ELASTO-PLÁSTICO

Las situaciones más usuales de solicitación de componentes fisurados están resueltas en el campo de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, existiendo ya un amplio catálogo de funciones tabuladas que permiten la determinación de la variable elegida como fuerza motriz. Así, existen expresiones genéricas que permiten calcular, para un sistema fisurado, los valores de la integral $J$ y de los desplazamientos en función del esfuerzo aplicado $P$ por unidad de espesor y del estado de deformación, caracterizado por una función de la longitud relativa de la fisura respecto a una dimensión del sistema, $a/W$.

En el caso de Mecánica de Fractura Elasto-Plástica, el Centro de Investigación y Desarrollo de la General Electric Company, bajo el patrocinio del Electric Power Research Institute, ha desarrollado un método ingenieril de caracterización del estado de solicitación y su aplicación a las condiciones de rotura, conocido como GE-EPRI [21]. La clave de este método se encuentra en la obtención previa de soluciones válidas para el caso de plastificación total, y su posterior extensión a la situación elastoplástica por combinación apropiada con la solución elástica correspondiente, fundamentándose en los siguientes aspectos, propios de la Mecánica de la Fractura:

- Identificación de $J$ o CTOD como parámetros caracterizadores del estado local de solicitación, es decir como fuerza motriz, y el empleo de las curvas de resistencia a la rotura basadas en estos parámetros para definir las condiciones de rotura de materiales dúctiles.
- Un procedimiento de estimación de parámetros elasto-plásticos para cuerpos agrietados, proveniente de los trabajos de Shih y Hutchinson [22,23], Bucci el al. [24] y Rice et al. [25]. En él, las soluciones elastoplásticas se estiman mediante combinación de las soluciones elásticas y las completamente plásticas. Las soluciones elásticas están tabuladas en manuales [26,27], proveniendo de Goldman y Hutchinson la idea de que las soluciones plásticas estuvieran igualmente tabuladas en función de la carga aplicada [28].
- El desarrollo de elementos finitos incompresibles [29-32], necesarios para los cálculos en régimen de plastificación generalizada, que hicieron posible la posterior estimación de los parámetros propios en régimen elastoplástico.

La principal aportación de este método, el procedimiento de cálculo de la fuerza motriz del agrietamiento en régimen elastoplástico, permite resolver el estado de fisuración de componentes y su evolución en el tiempo.

### 3.1. Soluciones en régimen elástico

Para un sólido fisurado existen soluciones elásticas tabuladas en función de la carga aplicada sobre el mismo y la longitud de fisura. Una forma de estas soluciones es la siguiente:

$$J_e/(\sigma_0\,\varepsilon_0\,a) = \left[\frac{P}{P_0}\right]^2 \hat{J}_e(a/W) \qquad (1a)$$

$$\delta_e/(\varepsilon_0 a) = \left[\frac{P}{P_0}\right] \hat{\delta}_e(a/W) \qquad (1b)$$

$$\Delta_{Le}/(\varepsilon_0 a) = \left[\frac{P}{P_0}\right] \hat{\Delta}_{Le}(a/W) \qquad (1c)$$

En estas expresiones (1) el subíndice $e$ denota el régimen elástico, $P$ es la carga generalizada por unidad de espesor, $a/W$ es la relación entre longitud de fisura $a$ y una dimensión característica del elemento $W$, $\sigma_0$ es el límite elástico del material, $\varepsilon_0$ es la deformación correspondiente a la tensión $\sigma_0$ y $P_0$ es la carga límite o de referencia por unidad de espesor, definida como

$$P_0 = \zeta \eta c \sigma_0 \qquad (2)$$

donde $\zeta$ es un factor de confinamiento adimensional que depende de la configuración, $\eta$ es un factor geométrico adimensional que depende de la longitud relativa de la fisura y $c$ es la longitud del ligamento remanente en el sólido fisurado. Las funciones $\hat{J}_e$, $\hat{\delta}_e$ y $\hat{\Delta}_{Le}$ son adimensionales y dependientes exclusivamente de $a/W$.

### 3.2. Soluciones para plastificación generalizada

Cuando el comportamiento plástico del material se ajusta en el caso de tracción uniaxial según una relación tensión-deformación plástica, $\sigma$–$\varepsilon$, tipo Ramberg-Osgood, con coeficiente de endurecimiento $1/n$, de la forma siguiente:

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \qquad (3)$$

y se aplica la teoría de deformaciones totales de la Plasticidad, Ilnynshin [33] advirtió que los campos tensionales y de deformaciones son directamente proporcionales a la carga o al desplazamiento impuestos elevados a una potencia dependiente del coeficiente de endurecimiento $1/n$, y que tensión y deformación crecen en igual proporción en cada punto. Así, la solución para el caso de plastificación total basada en la teoría de las deformaciones incrementales es la misma que la obtenida para la teoría de las deformaciones totales.

La sencilla dependencia funcional de estos campos con respecto a la carga aplicada o al desplazamiento impuesto implica que cantidades como la integral $J$, el desplazamiento COD y el desplazamiento del punto de carga responden a las expresiones siguientes:

$$J_p = \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 c \left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1} \hat{J}_p(a/W, n) \qquad (4a)$$

$$\delta_p = \alpha \varepsilon_0 a \left[\frac{P}{P_0}\right]^n \hat{\delta}_p(a/W, n) \qquad (4b)$$

$$\Delta_{Lp} = \alpha \varepsilon_0 a \left[\frac{P}{P_0}\right]^n \hat{\Delta}_{Lp}(a/W, n) \qquad (4c)$$

donde el subíndice $p$ señala el carácter plástico de estas cantidades. Las funciones $\hat{J}_p$, $\hat{\delta}_p$ y $\hat{\Delta}_{Lp}$ son adimensionales y dependen de la relación $a/W$ y de $n$.

La forma funcional de las ecuaciones (4) es similar a las de las ecuaciones (1) dadas para elasticidad lineal, excepto por la dependencia de los parámetros de Ramberg-Osgood $\alpha$ y $n$, pudiéndose separar en ambos casos los factores dependientes de la carga de los de la configuración geométrica y del material. En consecuencia, es posible tabular las soluciones en régimen plástico en función de $a/W$ y $n$ para las configuraciones que ya presentan soluciones tabuladas en régimen elástico lineal.

Las soluciones en régimen de plastificación generalizada se han obtenido en tensión plana a través de técnicas convencionales de elementos finitos [22,30], y en deformación plana por técnicas especiales [29,32]. Estas soluciones para diversas configuraciones [31,34,35] han sido comprobadas experimentalmente para el caso elástico puro ($n=1$) por comparación con las soluciones descritas en la literatura [27,36].

### 3.3 Soluciones en régimen elasto-plástico

Las soluciones para casos de plastificación generalizada son únicamente aplicables a configuraciones agrietadas completamente plastificadas, para las que las deformaciones elásticas son completamente despreciables frente a las plásticas ($P>P_O$). Las soluciones en régimen elástico lineal sólo son válidas para situaciones limitadas de plastificación contenida en el fondo de fisura ($P<P_O$). La mayor parte de los problemas de interés práctico se encuentran en régimen elasto-plástico, intermedio entre los estados elástico y plástico anteriormente expuestos. La solución a este caso se obtiene como suma de las soluciones elástica lineal y de plastificación generalizada, que toman la forma [22,28]:

$$J = J_e(a_{ef}) + J_p(a, n) \qquad (5a)$$

$$\delta = \delta_e(a_{ef}) + \delta_p(a, n) \qquad (5b)$$

$$\Delta_L = \Delta_{Le}(a_{ef}) + \Delta_{Lp}(a, n) \qquad (5c)$$

La contribución elástica se basa en la longitud de fisura efectiva $a_{ef}$, que incorpora un término corrector debido a los efectos de la plastificación a pequeña escala. La

formulación elasto-plástica (5) ha sido ampliamente contrastada por medio de elementos finitos y ensayos en Laboratorio [25,31,37,38], a través de ello se ha mostrado suficientemente precisa para cualquier valor del coeficiente de endurecimiento del material y todo tipo de configuración geométrica.

Este procedimiento estimativo se generaliza, siendo también aplicable a materiales cuyo comportamiento en tracción uniaxial no cumple estrictamente una ley del tipo Ramberg-Osgood. En la referencia [21] se proporcionan formulaciones alternativas en función del tipo de ajuste de la curva tensión-deformación del material.

## 4. LA APLICACION A LA PROBETA DE TIPO COMPACTA

Para la aplicación de la metodología descrita en el apartado anterior, se han desarrollado [21] soluciones tabuladas para el caso de plastificación total en diferentes tipos de componentes, en particular probetas, para un amplio rango de valores de longitud de fisura, relacionados con la geometría de la probeta mediante la relación $a/W$, y del coeficiente de endurecimiento $1/n$, en los dos estados bidimensionales extremos de tensión plana y de deformación plana.

Este es el caso del tipo de probetas en las que se apoya el presente trabajo, la probeta de tipo compacto CT, cuyo comportamiento en régimen elastoplástico viene dado por las expresiones siguientes:

$$J = f_1\left(\frac{a_{ef}}{W}\right)\frac{P^2}{E'} + \alpha\,\varepsilon_0\,\sigma_0\,(W-a)\,h_1\left(\frac{a}{W},n\right)\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \quad (6a)$$

$$\delta = f_2\left(\frac{a_{ef}}{W}\right)\frac{P}{E'} + \alpha\,\varepsilon_0\,a\,h_2\left(\frac{a}{W},n\right)\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n} \quad (6b)$$

$$\Delta_L = f_3\left(\frac{a_{ef}}{W}\right)\frac{P}{E'} + \alpha\,\varepsilon_0\,a\,h_3\left(\frac{a}{W},n\right)\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n} \quad (6c)$$

siendo las funciones adimensionales $f_1$, $f_2$ y $f_3$, dependientes únicamente de la relación $a/W$, las presentadas en las expresiones (1), y $h_1$, $h_2$ y $h_3$ las funciones tabuladas adimensionales derivadas de las expresiones (5).

## 5. METODOLOGIA PARA LA CARACTERIZACION DE LOS PROCESOS DE FISURACION

La aplicación de la formulación desarrollada en los puntos anteriores a la caracterización de procesos de fisuración exige, en primer lugar, la utilización de probetas o componentes para los que existan soluciones tabuladas y sean representativos del comportamiento a caracterizar.

En este apartado se aborda, apoyándose en la formulación desarrollada por EPRI [21], la metodología analítica a emplear en la determinación de los parámetros característicos de procesos de fisuración en régimen elastoplástico, el desarrollo de la programación necesaria para la aplicación de esta metodología y la definición del proceso experimental que aporte los datos necesarios para la misma. Todo ello aplicado, para su mejor comprensión, a procesos propios de dos tipos de aceros microaleados en estudio.

La aplicación se realiza sobre los procesos de fisuración obtenidos en los ensayos de caracterización de la resistencia a la rotura al aire bajo diferentes velocidades de solicitación de unos aceros estructurales microaleados desarrollados para su aplicación en cremalleras de autoelevación de plataformas petrolíferas [20].

### 5.1 Metodología analítica

La formulación previamente presentada requiere como datos de entrada las características mecánicas del material, modelizadas según una ley de tipo Ramberg-Osgood, y la definición de una geometría de ensayo concreta para la que las expresiones analíticas sean conocidas.

Las curvas tensión-deformación de los dos aceros microaleados proporcionan los valores de los parámetros $\alpha$, $n$, $\sigma_0$ y $\varepsilon_0$, que aparecen en la Tabla 1. Por otro lado, las probetas elegidas para caracterizar los procesos de fisuración de estos aceros, en atención a las condiciones de recepción, fueron compactas, CT, de espesor 25 mm ($W$ = 50 mm ) con ranuras laterales de 2.5 mm de profundidad en cada cara.

**Tabla 1.** Parámetros característicos de tracción de los dos aceros.

| ACERO | E500 | E690 |
|---|---|---|
| $s_y$(MPa) | 530 | 840 |
| $s_u$(MPa) | 640 | 915 |
| $e_{máx}$ (%) | 9 | 6.5 |
| R.A.(%) | 81 | 68 |
| a | 2.55 | 1.56 |
| n | 9.86 | 17 |

Los valores de las funciones $h$ para el parámetro $n$ de cada material pueden obtenerse por interpolación en las tablas correspondientes [21] para cada estado de deformación, tensión plana o deformación plana. La referencia [39] recoge la interpolación realizada para estos aceros y tipo de probeta. Sustituyendo en las

ecuaciones (6) los valores de la mencionada interpolación puede obtenerse la relación entre la integral $J$ y la carga por unidad de espesor, $P$, para cada longitud de fisura $a$. Así la Figura 1 muestra, como ejemplo, la variación de la integral $J$ y sus componentes elástica y plástica frente a la carga $P$, para una determinada longitud de fisura en el material E690, en condiciones de tensión plana.

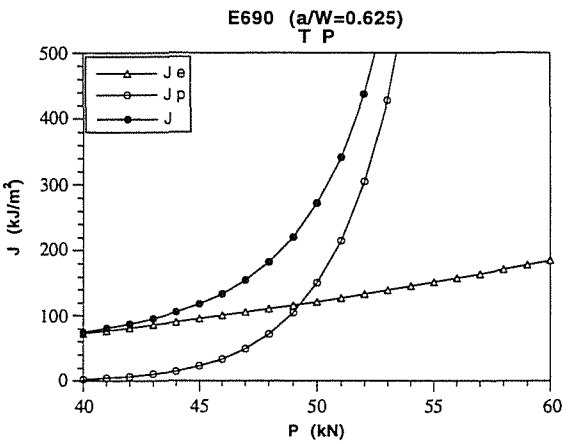



**Figura 1.** Variación de la integral $J$ con la carga aplicada, en condiciones de tensión plana, para una longitud de fisura fija (acero E690).

La relación entre carga y desplazamiento se obtiene de manera similar. La Figura 2 muestra las curvas $P$-$\Delta_L$ obtenidas para el mismo caso de la figura anterior pero bajo condiciones de deformación plana. Esta misma relación se puede expresar en la representación clásica $\Delta_L$-$P$ en función de la longitud de fisura y de la situación correspondiente (tensión o deformación planas), de la manera que se observa en la Figura 3, para diferentes valores de longitud de fisura.

Cuando a una familia de curvas, como la representada en esta última figura, se superpone una curva real carga-desplazamiento obtenida experimentalmente, como se muestra en la Figura 4, las intersecciones de ésta con las diferentes ramas iso-$a$ analíticas proporcionan la variación de la longitud de fisura a lo largo del ensayo, como función de cualquiera de sus parámetros de control o respuesta, $P$ o $\Delta_L$, o del tiempo al incorporar el dato sobre la velocidad de solicitación. De esta manera es posible, partiendo de una curva carga-desplazamiento obtenida experimentalmente al ensayar el material y geometría elegidos, y conociendo las características mecánicas del material y las funciones geométricas de la probeta, obtener la ley de variación de la longitud de fisura. En la Figura 5 se presenta un esquema de este procedimiento de caracterización del estado de fisuración.

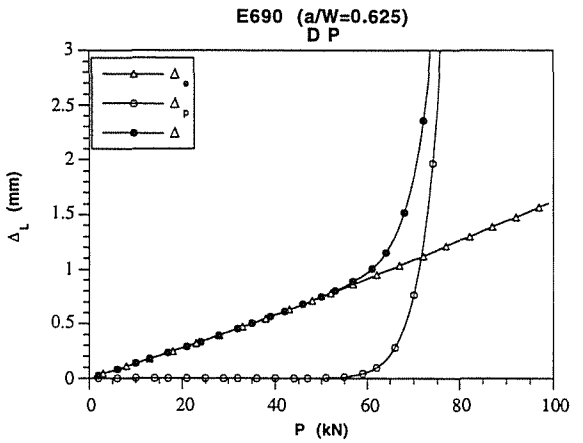



**Figura 2.** Variación de $\Delta_L$ con la carga aplicada, en condiciones de deformación plana, para una longitud de fisura fija (acero E690).

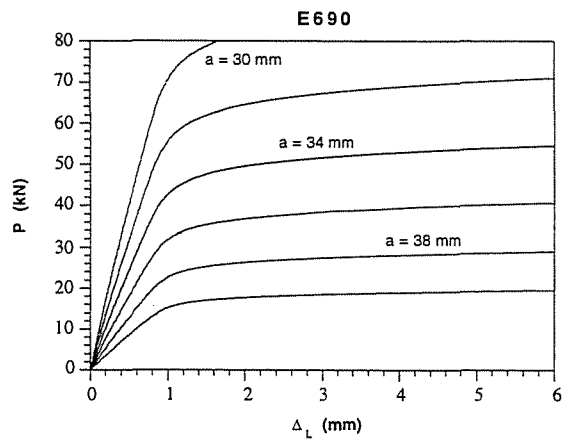



**Figura 3.** Curvas *iso-a* de la relación carga-desplazamiento, en condiciones de deformación plana para el acero E690.

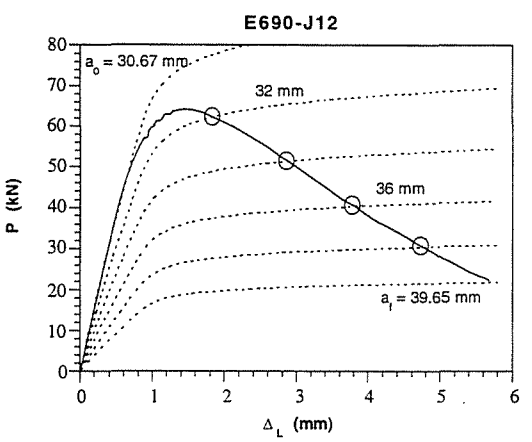



**Figura 4.** Determinación práctica de la longitud de fisura en un ensayo.

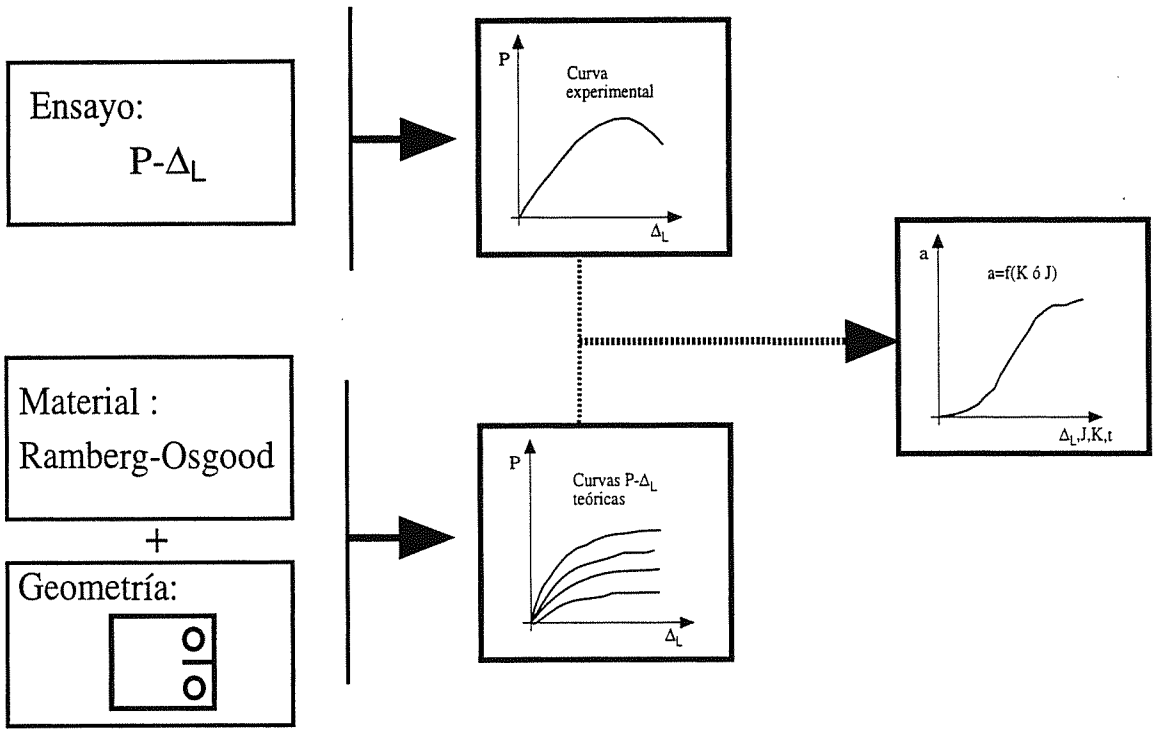



**Figura 5.** Esquema del procedimiento de evolución de la longitud de fisura durante un ensayo.

La ley de variación de la longitud de fisura, que puede expresarse en función de varios parámetros, como $P$ o $\Delta_L$, resulta más útil como función del parámetro de control del proceso experimental. Supuesto éste a velocidad de desplazamiento constante, $v_d$, resulta muy sencillo la determinación de la velocidad de propagación de fisura, como demuestra el desarrollo siguiente aplicado a dos estados del ensayo separados por un intervalo de tiempo $\Delta t$ suficientemente pequeño:

$$\frac{da}{dt} = \frac{a_{i+1} - a_i}{\Delta t} = \frac{\Delta a}{\frac{\Delta(\Delta_L)}{v_d}} = \frac{\Delta a}{\Delta(\Delta_L)} \cdot v_d \qquad (7)$$

La velocidad de propagación así obtenida es función de cada punto concreto de la curva $P$-$\Delta_L$, pudiendo, por tanto, quedar expresada en función de cualquier otro parámetro característico de dicho punto en la misma curva, bien sean los propios del ensayo, $P$ o $\Delta_L$, o los que controlan el estado del fondo de fisura, $J$ o $CTOD$, derivados de los anteriores. La utilidad perseguida en la aplicación a fenómenos de fisuración hace que sea la integral $J$ el parámetro más apropiado, al ser el más frecuentemente utilizado y de amplio rango, entre los que controlan la zona de proceso en la fisuración.

El valor de la integral $J$ se obtiene mediante la aplicación de las fórmulas descritas en (6) para los valores de carga y longitud de fisura. Para su determinación en cada punto de la curva carga-desplazamiento propia de un ensayo, el conocimiento del valor de la carga es inmediato, recogido de la toma de datos; sin embargo, la longitud de fisura debe calcularse a partir del procedimiento señalado en la Figura 5, por intersección de la curva $P$- $\Delta_L$ real con las teóricas para cada longitud de fisura. La validez de la integal $J$ así calculada va a depender de la correcta estimación del valor de la longitud de fisura a lo largo del ensayo, lo cual dependerá a su vez de la selección adecuada del estado tensional para la definición de las curvas teóricas.

La determinación de la evolución de $a$ a lo largo del ensayo al que corresponde la Figura 4 permite observar, como se aprecia en la Figura 6, los valores de $a$ estimados experimentalmente frente a las previsiones realizadas, tanto en deformación plana como en tensión plana. En ella puede apreciarse claramente la tendencia del proceso a sobrevalorar la longitud de fisura al suponerse condiciones de deformacion plana, e infravalorarlo bajo condiciones de tensión plana.

En la Figura 6 se puede apreciar, cualquiera que sea el estado tensional considerado, un claro paralelismo en la representación de los valores de longitud de fisura frente a $\Delta_L$. En consecuencia, la velocidad de propagación de fisuras estimada, considerando cualquiera de los dos estados tensionales, va a ser la misma al realizarse los ensayos a velocidad de desplazamiento constante.

La aproximación del valor de la longitud de fisura obtenido analíticamente al valor real de la misma, depende de la correspondencia entre la situación real en su frente y el estado utilizado para definirla en el proceso analítico teórico. La propia metodología analítica permite una evaluación del estado tensional, siendo para ello necesario la realización de ensayos de referencia que proporcionen información de la evolución real de la longitud de fisura para las condiciones de caracterización de los procesos de fisuración, en función

de los parámetros básicos de este tipo de ensayos: carga y desplazamiento de línea de carga.

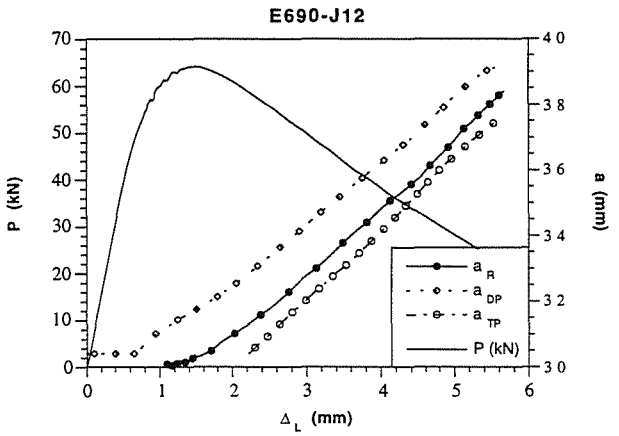



**Figura 6.** Comparación de longitudes de fisura obtenidas para un mismo ensayo, dependiendo de la aplicación de condiciones de tensión plana o deformación plana.

El conocimiento de la longitud de fisura, a lo largo de un ensayo, se puede realizar por diferentes técnicas de evaluación, directa o indirecta, de la longitud de fisura, algunas de carácter continuo y otras discreto, como es el caso de la medida de flexibilidad en sucesivas descargas realizadas sobre las probetas en ensayo.

Tomando como parámetros fijos los valores de $P$ y $a$ para cada una de las descargas y aplicando la formulación descrita para este tipo de probetas bajo las condiciones de ensayo, se obtienen los valores de $\Delta_L$, los cuales van a variar sustancialmente si se decide aplicar el método suponiendo condiciones de deformación plana o tensión plana. Las curvas $P$-$\Delta_L$ obtenidas en ambos supuestos pueden compararse con las reales determinándose el estado tensional propio del ensayo.

La Figura 7 muestra la curva real y las teóricas obtenidas en un ensayo. De esta gráfica y las correspondientes a otras probetas ensayadas al aire de los materiales referidos se desprende que las condiciones reales de solicitación se encuentran definidas en un estado intermedio entre deformación plana y tensión plana. La proximidad a uno u otro estado va a depender de las condiciones de ensayo, geometría de la probeta, medio agresivo y velocidad de solicitación [39].

En consecuencia, si la curva correspondiente $P$-$\Delta_L$ prevista para uno de los estados bidimensionales extremos coincide con la curva real, dicho estado será el real del componente. Si, por el contrario, no existe coincidencia con ninguno de los estados considerados, será necesario recurrir a procesos de interpolación para determinar la situación tensional real, propia de un estado intermedio, del componente.

Una vez conocido el estado tensional para unas condiciones de ensayo, geometría de la muestra y ambiente dados, todo el proceso analítico descrito de determinación del estado de fisuración y su evolución, resumido en el esquema de la Figura 5, se desarrolla adecuadamente. A partir de esta situación, los parámetros que controlan las condiciones locales en el entorno de la fisura pueden ser determinados. Con ellos, se determina tambien su relación con la velocidad de propagación de las fisuras, relación que caracteriza el proceso de fisuración que, por tanto, es la buscada. Una forma de relación serían las expresiones *J-da/dt*. Para todo este proceso resulta útil desarrollar una serie de programas y procedimientos que permitan la aplicación del método a las condiciones de ensayo dadas.

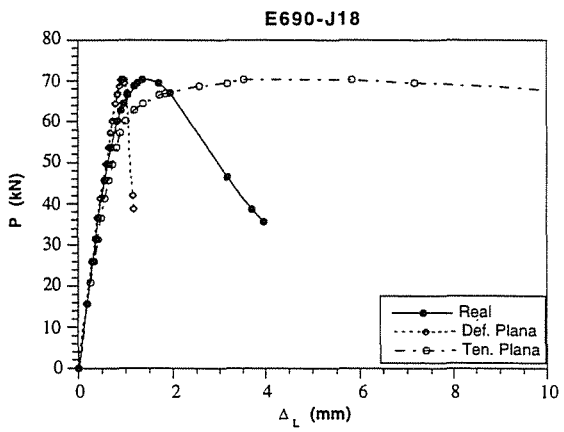



**Figura 7.** Representación de las curvas $P$-$\Delta_L$ para estados de tensión y deformación plana y comparación con la curva experimental en el acero E690.

### 5.2 Metodología experimental

De acuerdo con el análisis previamente efectuado, la caracterización de procesos de fisuración requiere un proceso experimental adecuado previo a la posterior implantación, en base a los resultados obtenidos, de la metodología analítica definida. Este proceso consiste en dos fases:

a) Ensayo o ensayos de referencia, en idénticas condiciones a las programadas para los de caracterización, con identificación experimental de la evolución de la longitud de fisura para la determinación analítica del estado tensional asociado a la misma.
b) Ensayos de caracterización, en los que el único registro necesario es la curva $P$-$\Delta_L$, siendo todos los demás parámetros de caracterización del proceso de fisuración determinados analíticamente.

## 6. METODOLOGIA DE APLICACION A LOS PROCESOS SUBCRITICOS DE FISURACION INDUCIDA POR AMBIENTE

Los procesos de fisuración inducida por ambiente, como los inducidos por hidrógeno y los de CBT, se pueden caracterizar a través de la velocidad de propagación de sus fisuras. Esta se puede determinar en primera aproximación en función de un parámetro

propio del proceso experimental correspondiente, $P$, $\Delta_L$ o $t$, de acuerdo con la metodología analítica previamente expuesta. Sin embargo, el carácter no universal de estos parámetros los hace poco útiles en la caracterización genérica de este tipo de procesos. En concreto, parece necesario en esta caracterización la utilización de parámetros que controlen el estado local del frente de fisura, dominando los mecanismos que generan su avance.

El factor de intensidad de tensiones, $K_I$, es el más frecuentemente utilizado para definir las curvas de caracterización del comportamiento frente a estos procesos: $da/dt$-$K_I$. Sin embargo, su validez sólo se extiende a las situaciones recogidas por la elasticidad lineal, es decir, con plastificación a pequeña escala comparada con las longitudes de las fisuras. Para condiciones de plastificación más extendida, la integral $J$ se ha mostrado como un buen parámetro de correlación con la evolución del estado de fisuración [40]. Aún cuando se ha publicado algún intento previo de caracterización de procesos de CBT basándose en la integral $J$ [12,41,42] para diversos materiales y condiciones ambientales, salvo en algún caso [40] en el que se evalúa la variación de la velocidad de propagación en función de la integral $J$, la mayor parte de los trabajos se limitan a obtener las curvas de resistencia a la fisuración $J_R$ para los ambientes estudiados. En estos trabajos se puede observar las dificultades de este tipo de análisis, tanto experimentales, en la determinación de la longitud de fisura a lo largo de un proceso de propagación en ambiente agresivo para evitar que la propia medición afecte al proceso de fisuración, como de representatividad de los resultados, ya que la pendiente de las curvas $J_R$ obtenidas en estos casos va a situarse habitualmente por debajo de los valores para los que es representativa [43].

La metodología aquí propuesta se ofrece como adecuada a la caracterización de los procesos de fisuración subcrítica. No necesita una medición directa de la longitud de fisura, sino que la establece de forma continua analíticamente, y aborda directamente la caracterización de las curvas $da/dt$-$J$, eliminando las anteriores dificultades. Permite además diferenciar el peso de las componentes elástica y plástica de la integral, lo que posibilita su correlación con el estado de plasticidad local para cada situación. Sin embargo, previamente a su aplicación extensiva a la caracterización de este tipo de procesos parece adecuada una evaluación inicial de su aptitud para ello.

Para esta evaluación previa se ha aplicado la metodología a dos ensayos patrón sobre el acero E690, polarizado catódicamente con dos densidades de corriente, de 1 y 5 mA/cm$^2$, y dos velocidades de solicitación, $4.1 \cdot 10^{-8}$ y $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s respectivamente. La primera fase consistió en la determinación del estado tensional real presente en ambos, considerados como ensayos de referencia. Para ello se eligió inicialmente el ensayo realizado en unas condiciones de menor fragilización ambiental, 1 mA/cm$^2$, y se determinó, mediante la aplicación de la metodología expuesta, dicho estado tras la medida de la longitud de fisura en sucesivas descargas. La Figura 8 muestra, para su comparación, las curvas $P$-$\Delta_L$ previstas en condiciones de deformación plana y tensión plana y la curva real de comportamiento en las condiciones de ensayo realizadas. En dicha gráfica se puede apreciar cómo las condiciones reales están mucho más próximas a las previsiones del método en deformación plana que a las de tensión plana.

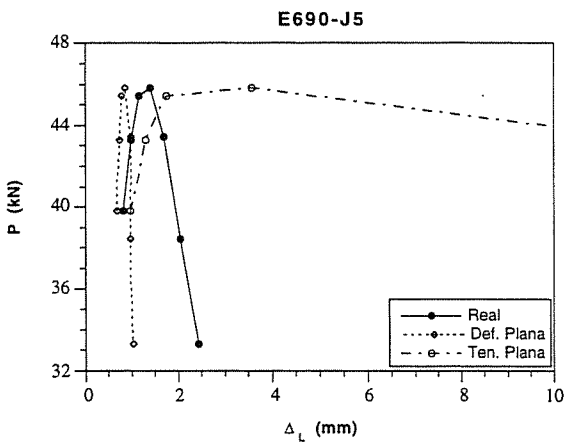



**Figura 8.** Representación de las curvas $P$-$\Delta_L$ para estados de tensión plana y deformación plana, y su comparación con la curva experimental en el acero E690 ensayado con una densidad de corriente de 1 mA/cm$^2$ .

La dificultad de evaluar la longitud de fisura correctamente se puso en evidencia en el otro ensayo de referencia, para una densidad de corriente de 5 mA/cm$^2$, al constatarse que en los procesos de descarga la fisura mantiene su crecimiento una vez iniciada la fisuración bajo mecanismos inducidos por la presencia de hidrógeno. De este modo, cobra vital importancia poder establecer la situación real de deformaciones en este tipo de ensayos. Si bajo la situación menos agresiva del ensayo anterior (1 mA/cm$^2$) las condiciones se aproximan a las de deformación plana, este estado será cada vez más próximo al real a medida que aumenta la agresividad del medio [44], lo que sucede al crecer la densidad de corriente y, para condiciones constantes de ésta, al decrecer la velocidad de solicitación. En cualquier caso la elección de las condiciones de deformación plana para los ensayos de esta dualidad material-ambiente quedarían del lado de la seguridad.

Continuando con la aplicación de la metodología, bajo condiciones de deformación plana, las Figuras 9 y 10 muestran para los dos ensayos realizados la curva $P$-$\Delta_L$ real y las previstas por el método para diferentes longitudes de fisura. En la Figura 9 se puede observar, en el ensayo realizado con una densidad de corriente de 1 mA/cm$^2$, como para alcanzar una propagación de fisura determinada el material requiere el desarrollo de un estado marcadamente elásto-plástico. Mientras, el ensayo de la Figura 10, realizado con una densidad de 5 mA/cm$^2$, tiene una respuesta asociada a zonas de comportamiento prácticamente elástico para todas las condiciones de fisuración. El grado de plastificación

alcanzado en un instante del proceso de propagación es perceptible conociendo la situación del punto de corte entre la curva real y las curvas teóricas previstas para cada longitud de fisura.

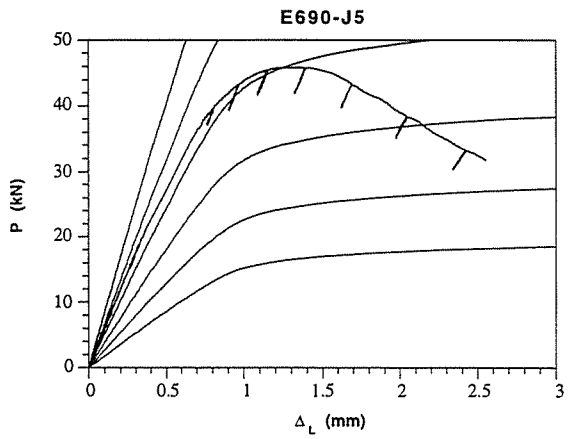



**Figura 9.** Curva real $P$-$\Delta_L$ del acero E690, ensayado con una densidad de corriente de 1 mA/cm$^2$, y curvas previstas para diferentes longitudes de fisura en condiciones de deformación plana.

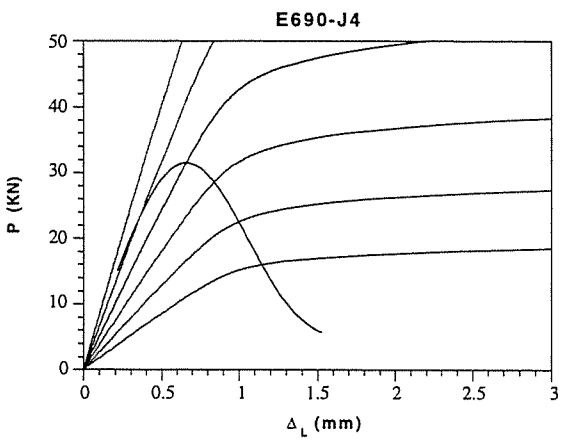



**Figura 10.** Curva real $P$-$\Delta_L$ del acero E690, ensayado con una densidad de corriente de 5 mA/cm$^2$, y curvas previstas para diferentes longitudes de fisura en condiciones de deformación plana.

La elección del estado local de deformaciones existente en el fondo de la fisura permite la determinación de la longitud de fisura en cada punto del ensayo real, a partir de la curva carga-desplazamiento teniendo en cuenta sus intersecciones con las curvas teóricas para cada longitud de fisura (Figuras 9 y 10). A partir de ello es posible obtener la velocidad de propagación de la fisura, *da/dt*, en cada momento del ensayo.

El método de determinación de la integral $J$, basado en la formulación previamente expuesta, evalúa dicho parámetro en cada punto de la curva $P$-$\Delta_L$ dependiendo únicamente de la longitud de fisura existente y del estado tensional, es decir, el valor de la integral $J$ resulta independiente de la forma que tiene la curva carga -desplazamiento siendo una función exclusiva del punto $(P,\Delta_L)$ para el que sólo existe una longitud de fisura posible. Así para cada punto del ensayo, y considerando un estado tensional dado, se establece la relación $P$-$\Delta_L$ teórica para la longitud de fisura propia del punto, la que pasa por él, de la que se determina el valor total de la integral $J$, así como del de sus componentes $J_e$ y $J_p$.

En la Figura 11 puede observarse la intersección entre las curvas $P$-$\Delta_L$ real y prevista por la formulación seguida para una longitud de fisura de 37.5 mm en el ensayo realizado con 5 mA/cm$^2$ de densidad de corriente. La evolución de la integral $J$, como suma de componentes elástica y plástica, para una longitud de fisura se deduce de la curva prevista para ella en función del desplazamiento. Estas curvas de evolución *J-COD* aportan los valores propios de la situación de ensayo para la abcisa de intersección de las curvas para la longitud de fisura en estudio descrita. Todo ello queda recogido gráficamente en la propia Figura 11.

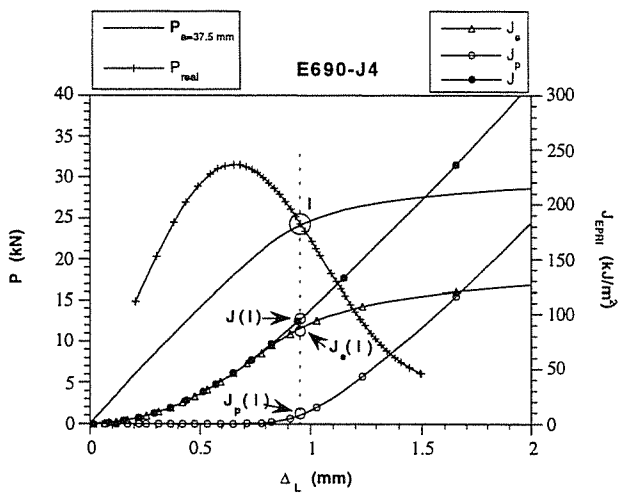



**Figura 11.** Curvas $P$-$\Delta_L$ real y teórica prevista para una longitud de 37.5 mm y valores de la integral $J$ asociados a esta última en el acero E690 ensayado con una densidad de corriente de 5 mA/cm$^2$. Valores de $J(I)$ para el punto de intersección.

En la Figura 12 pueden observarse las mismas curvas con un análisis similar para el otro ensayo (1 mA/cm$^2$) y una longitud de fisura de 36 mm. De la comparación entre las Figuras 11 y 12 se deduce el aumento de la influencia de la componente elástica con el aumento en la agresividad del medio, mejorando la fiabilidad del análisis en deformación plana.

La obtención de los valores de la integral $J$ a lo largo de un ensayo, en base a sus componetes elástica y plástica, consiste en la repetición del proceso presentado en las Figuras 11 o 12 a todos los puntos de la curva real $P$-$\Delta_L$.

Este método, por tanto, asocia a cada estado local de fondo de fisura, definido por la determinación de sus valores de integral $J$, la velocidad de propagación de la misma, *da/dt*. Al establecerse además las componentes elástica y plástica ( $J_e$ y $J_p$), se determina la relevancia de la presencia de la plasticidad en el proceso de fisuración, lo que permite discernir los procesos que se

producen bajo situaciones definidas en régimen elástico de aquéllos que lo hacen en régimen elasto-plástico. Esta diferenciación puede ser utilizada para correlacionarla con los campos dominados por los distintos tipos de micromecanismos presentes en los procesos de fisuración. Esta caracterización del proceso de fisuración permite hacer algunas consideraciones analíticas previas.

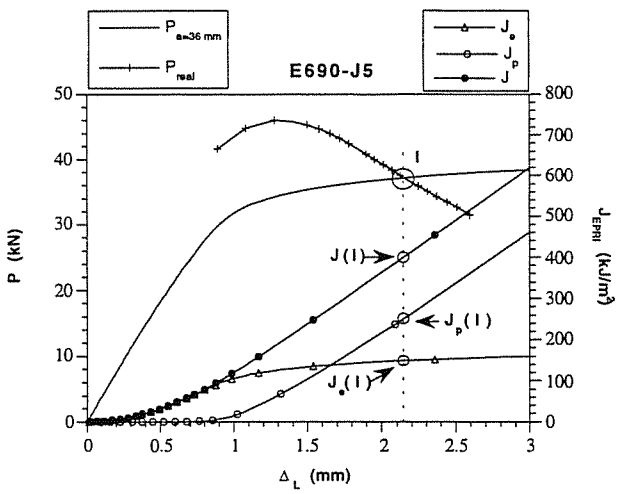



**Figura 12.** Curvas $P$-$\Delta_L$ real y teórica prevista para una longitud de 36 mm y valores de la integral $J$ asociados a esta última en el acero E690 ensayado con una densidad de corriente de 1 mA/cm². Valores de $J(I)$ para el punto de intersección.

La primera consideración hace referencia al recorrido de la propia curva de comportamiento, $P$-$\Delta_L$. En condiciones de propagación, en particular para los procesos de fisuración subcrítica inducida, el recorrido de esta curva va a estar condicionado por dos aspectos diferentes. Como puede apreciarse en la Figura 13, en primer lugar, se producirá una tendencia a incrementar la carga como consecuencia del proceso de solicitación mecánico creciente, $\left[\frac{\partial P}{\partial \Delta_L}\right]_a d\Delta_L$, que origina un término, $\left[\frac{\partial J}{\partial \Delta_L}\right]_a d\Delta_L$ positivo con la evolución del ensayo. En segundo lugar, habrá una tendencia a disminuir la carga a causa de la propagación de la fisura, $\left[\frac{\partial P}{\partial a}\right]_{\Delta_L} da$, originando un término, $\left[\frac{\partial J}{\partial a}\right]_{\Delta_L} da$, negativo en cada instante del ensayo. El camino final que siga la curva $P$-$\Delta_L$ será una combinación de los efectos anteriores, creciente hasta llegar a una situación de máxima carga ($dP=0$), a partir de la cual la probeta comienza una descarga progresiva. Aún así, el valor de la integral $J$ puede seguir creciendo, aunque también tiende a alcanzar un valor máximo, limitando el rango de validez del ensayo.

Este análisis sobre el recorrido de la curva $P$-$\Delta_L$ justifica cualitativamente la influencia de la velocidad de solicitación en el comportamiento de un material ante procesos de fisuración debidos a la presencia de ambiente. La velocidad de solicitación establece un efecto del tiempo sobre la evolución de la curva carga-desplazamiento que caracteriza un binomio material-ambiente dado. Este efecto se basa en que la evolución de la carga, $dP$, a través de la variación del desplazamiento, como condicionante mecánica, sería la misma con independencia del tiempo en que se produjera, sin embargo al depender también de la evolución de la fisura, depende de la velocidad de propagación, característica del proceso de fisuración del material bajo las condiciones ambientales de ensayo, y del tiempo, y éste está condicionado por la velocidad de desplazamiento.

Una segunda consideración hace referencia al peso ponderal de las componentes elástica y plástica de la integral $J$ sobre el proceso de fisuración. Si a lo largo del ensayo se observa una variación drástica de su participación relativa, es esperable observar cambios en los micromecanismos de rotura y por tanto en la velocidad de propagacion de las fisuras. En el caso concreto de fisuración en ambiente agresivo, lo que puede suceder es un tránsito en las condiciones que controlan la fisuración de elástico-lineales a elastoplásticas, como los que pueden observarse en las Figura 9 y 10, en los primeros estadios de la propagación y en los últimos, respectivamente. Para cada condición ambiental y de solicitación, este tránsito se producirá para un valor de $J$ característico. Si se produce para un valor de $J$ inferior a la $J_{max}$ del ensayo, se podrá observar esta transición que puede asociarse a un tránsito a micromecanismos de rotura elastoplásticos característicos de los procesos de rotura del material con poca o ninguna influencia del ambiente. Si no sucede ésto, el tránsito no se observará y todo el desarrollo de la fisuración se producirá bajo mecanismos subcríticos.

Por ello, una vez desarrollado el método analítico y considerada su idoneidad para su aplicación a procesos de fisuración bajo condiciones de fragilización notables, debe hacerse un análisis, similar al representado en las Figuras 11 y 12 en cada punto de la curva real $P$-$\Delta_L$, para evaluar el peso de las componetes elásticas y plástica de la integral $J$. La Figura 14 presenta un esquema de la evolución de la integral $J$ y sus componentes para el material ensayado en las condiciones de mayor densidad de corriente, mayor agresividad ambiental. En la misma puede verse como la componente elástica de la integral $J$ es predominante, pudiendo tomarse como valor aproximado de la misma en un rango importante del ensayo. Cuando esto sucede, la integral $J$ puede ser sustituida por el factor de intensidad de tensiones correspondiente a su parte elástica, estableciendo la validez de la caracterización clásica basada en la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal. La Figura 13 presenta la curva $J$-$\Delta_L$, con sus correspondientes partes elástica y plástica, para el ensayo realizado con la densidad de corriente de 1 mA/cm². En este caso la parte elástica no es claramente predominante, debiendo tenerse en cuenta una incidencia notable de la componente plástica de la

integral $J$ en prácticamente todo el rango de caracterización de la fisuración. Estos resultados concuerdan con lo previsto tras la observación directa de las intersecciones entre curvas reales y teóricas para las diferentes longitudes de fisura.

Como el cálculo de la integral $J$ en los ensayos previstos de caracterización del comportamiento de fisuración se hace a través de la curva $P$-$\Delta_L$ teórica para cada longitud de fisura (Figuras 11 y 12), se puede determinar para cada material y condición, tensión o deformación plana, la situación de tránsito, en las condiciones de control de los procesos de fisuración, de régimen elástico a plástico. Elegida esta situación cuando la componente plástica de la integral $J$ supera el 5% del valor total de la misma, se pueden establecer los límites en que los procesos de fisuración están dominados por condiciones elásticas, $J_e$ o $K_I$, pudiendo expresarse mediante relaciones $da/dt$-$K_I$. La Figura 16 muestra los rangos de dominio elástico y elasto-plástico para el acero E500. De cada uno de estos puntos frontera se deduce el valor límite de $J_e$ que se presentan en la Tabla 2 en función de la longitud de fisura, tanto para este acero como para el E690.

Como se aprecia la condición que limita el dominio elástico es variable con la longitud de fisura cuando se determina a través de la integral $J$, siendo decreciente, es decir más limitado, para fisuras más largas y, a igualdad de éstas, para materiales de menor límite elástico. Este análisis sugiere que probetas bajo condiciones idénticas de la dualidad material-ambiente, solicitadas en las mismas condiciones, partiendo de longitudes iniciales diferentes podrían alcanzar situaciones de solicitación local igual, misma $J$, bajo diferentes condiciones de dominio, elástico o elastoplástico. Ello determinaría diferencias en los mecanismos de fisuración. Por contra, las condiciones límite de dominio elástico se dan para un valor constante de desplazamiento de la línea de carga, que, una vez determinado analíticamente, permite distinguir las zonas de dominio en el proceso experimental con claridad (Figura 16).

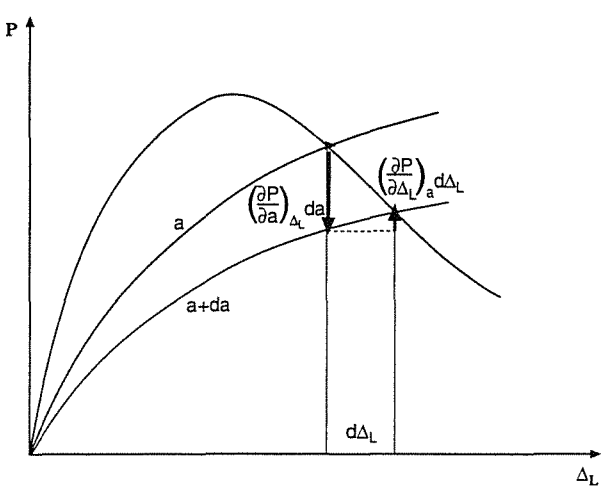



**Figura 13.** Evolución de los valores de la carga durante el proceso de ensayo y el consecuente crecimiento de la fisura.

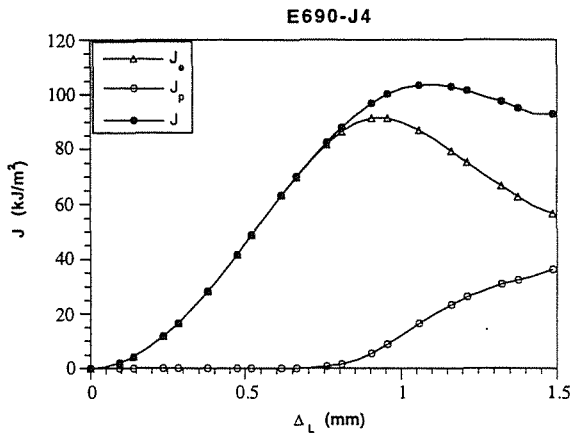



**Figura 14.** Determinación de los valores de la integral $J$ como suma de sus componentes elástica y plástica en el ensayo realizado con una densidad de corriente de 5 mA/cm² en el acero E690.

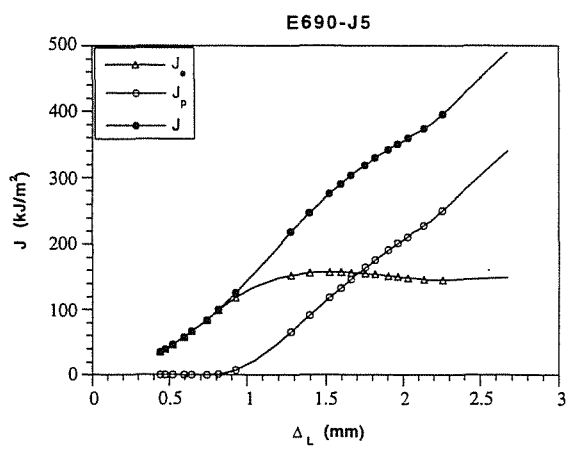



**Figura 15.** Determinación de los valores de la integral $J$ como suma de sus componentes elástica y plástica en el ensayo realizado con una densidad de corriente de 1 mA/cm² en el acero E690.

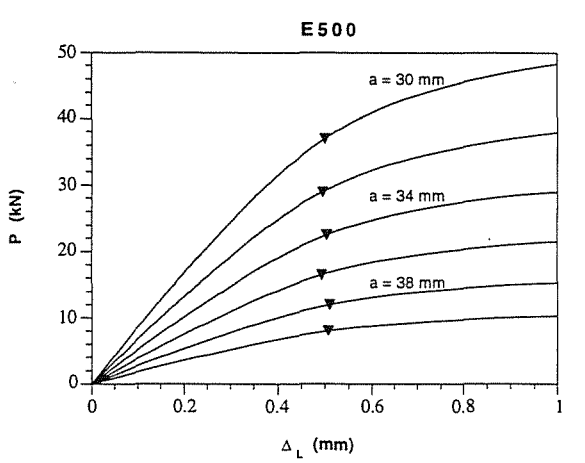



**Figura 16.** Determinación de las áreas de influencia elástica y elasto-plástica en el acero E500.

**Tabla 2.** Determinación de los límites de la zona de dominio elástico en los aceros E500 y E690 en función de la longitud de fisura de probetas CT.

| $a$(mm) | $J_e$ (kJ/m$^2$) E500 | $J_e$ (kJ/m$^2$) E690 |
|---|---|---|
| 30 | 44 | 160 |
| 32 | 38 | 140 |
| 34 | 33 | 120 |
| 36 | 27 | 100 |
| 38 | 23 | 80 |
| 40 | 18 | 70 |

## 7. APLICACIONES A LA CARACTERIZACION DE LA FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS MICROALEADOS

El método descrito en el apartado anterior define los parámetros que controlan los valores locales de forma apropiada, distingue entre la componente elástica y elastoplástica de los mismos, lo que permite aportar información sobre posibles cambios en mecanismos de rotura local, y se aplica sin necesidad de provocar interrupciones o discontinuidades en el proceso de solicitación, como son las descargas, que de darse podrían afectar a los procesos de fisuración subcrítica que se pretende caracterizar.

De esta manera, se ha aplicado con éxito [20,39] en la caracterización de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno en los aceros microaleados referenciados en anteriores apartados. Sobre probetas CT idénticas en geometría a las descritas en el apartado 5 se realizaron ensayos a velocidad de desplazamiento en línea de carga constante, variando de unos ensayos a otros entre 4.1 $10^{-7}$ y 8.2 $10^{-10}$ m s$^{-1}$, sobre probetas cargadas con hidrógeno por polarización catódica con densidades de corriente variable de unos ensayos a otros entre 1 y 10 mA/cm$^2$. La Figura 17 muestra un esquema del proceso experimental seguido, cuyos detalles han sido publicados en [20,39].

A modo de ejemplo de las posibilidades de la metodología, se resumen seguidamente alguno de los resultados y consideraciones del exhaustivo proceso experimental seguido.

La caracterización más simple del comportamiento establecido en este tipo de ensayos, curvas $P$-$\Delta_L$, muestra ya el efecto de la influencia de la agresividad del medio. Las Figuras 18 y 19 muestran, para dos condiciones de solicitación diferentes, la pérdida de resistencia mecánica, asociada a la menor resistencia a la fisuración, en presencia de hidrógeno, efecto que se acrecienta al aumentar su concentración. El aporte de la metodología, ya antes de la aplicación de la parte analítica descrita, se obtiene al comparar los resultados experimentales con las curvas teóricas para diferentes longitudes de fisura obtenidas para el acero correspondiente. Las Figuras 18 y 19 muestran también esta situación, de la que se deduce que en los ensayos al aire los procesos de fisuración se inician tras alcanzarse el dominio elastoplástico, Figura 18, al igual que sucede en los ensayos de 1 mA/cm$^2$, Figura 19. En ambos casos los micromecanismos observados fueron por formación de huecos, como los que se aprecian en la micrografía A de la Figura 20. La fisuración en esta zona corresponde al proceso de rotura final en el ambiente correspondiente, aire o hidrógeno.

Las probetas ensayadas a 5 mA/cm$^2$ establecieron su fisuración inicialmente en zona elástica, Figuras 18 y 19, obteniéndose una fractografía de clivajes característica de la fisuración inducida por hidrógeno para la microestructura bainítica de estos aceros, micrografía B de la Figura 20. En la fase final se alcanzaron propagaciones bajo dominio elastoplástico, más claras a mayor velocidad de solicitación, obsevándose los procesos de formación de huecos propios de la rotura de estos aceros, cuya deformación decrece al crecer la agresividad del medio, micrografía C de la Figura 20. Así los microhuecos llegan a ser incipientes para la velocidad de desplazamiento menor, micrografía D de la misma Figura.

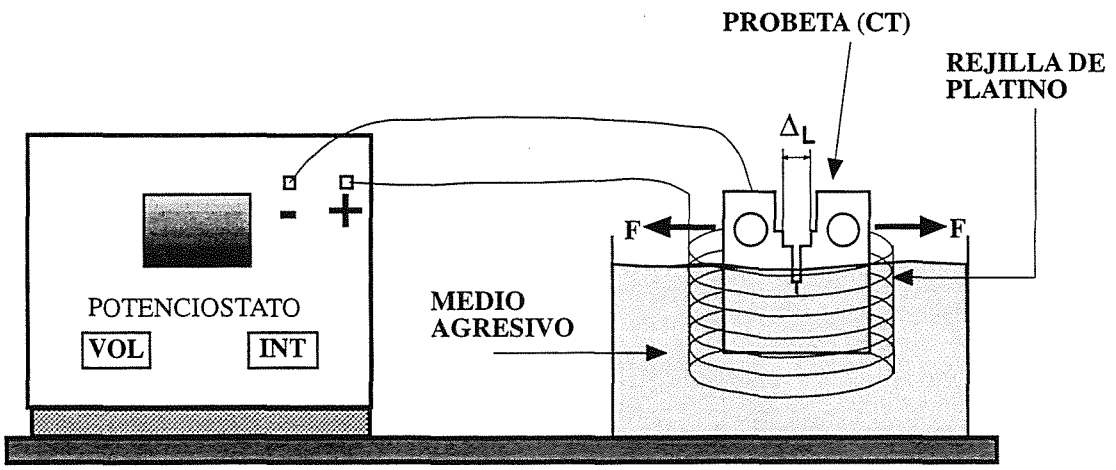



**Figura 17.** Esquema del montaje experimental seguido.

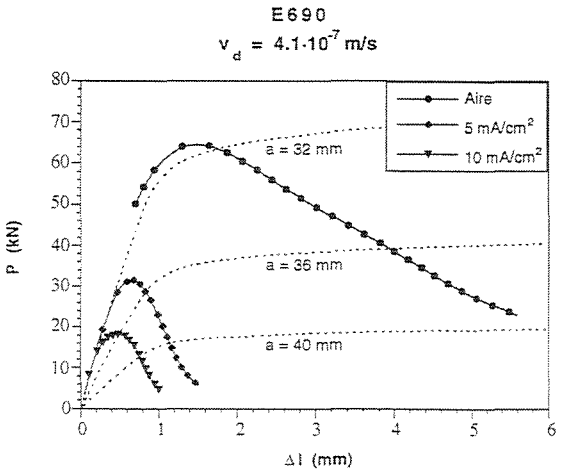



**Figura 18.** Resultado de los ensayos realizados en el acero E690 a $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s bajo diferentes condiciones ambientales, en comparación con las curvas teóricas para diferentes longitudes de fisura.

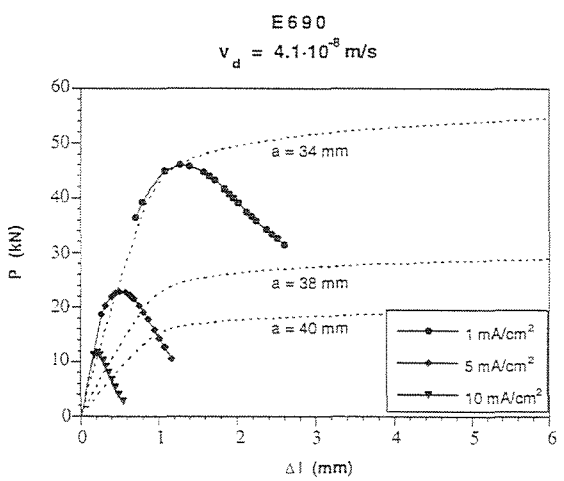



**Figura 19.** Resultado de los ensayos realizados en el acero E690 a $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s bajo diferentes condiciones de densidad de corriente, en comparación con las curvas teóricas para diferentes longitudes de fisura.

Las probetas ensayadas a la mayor concentración de hidrógeno, 10 mA/cm$^2$, desarrollaron toda su fisuración en régimen subcrítico bajo dominio elástico, para valores de $J$ que justifican factores de intensidad de tensiones de iniciación propios de estas condiciones tan agresivas, medidos por técnicas convencionales [20], con mecanismos de clivajes con fuerte presencia de intergranularidad, justificada por las condiciones locales existentes de acuerdo con modelizaciones previas del comportamiento de aceros de baja aleación en procesos de fisuración inducida por hidrógeno [20,46-48].

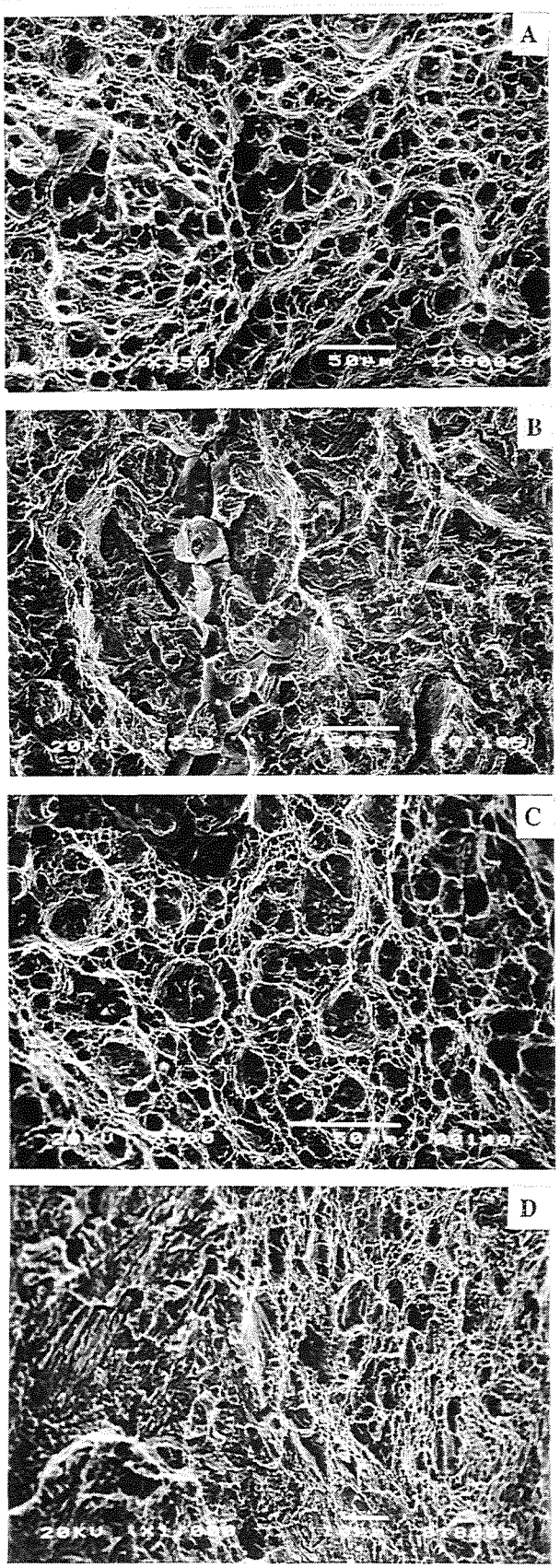



**Figura 20.** Fractografía del acero E690:

A) Ensayado al aire.

B) Ensayado a 5 mA/cm$^2$, $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s, en zona de propagación.

C) Ensayado a 5 mA/cm$^2$, $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s, en zona de rotura.

D) Ensayado a 5 mA/cm$^2$, $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s, en zona de rotura.

Tambien las curvas $P$-$\Delta_L$, muestran el efecto de la influencia de velocidad de solicitación, estudiado de forma específica [39,45]. La Figura 21 presenta la pérdida de resistencia a fisuración clásicamente observada al disminuir la velocidad de solicitación [49]. Siguiendo la metodología expuesta se obtienen las curvas de fisuración *da/dt-J* como muestran las Figuras 22 y 23 para uno de estos ensayos, en las que el valor de la integral $J$ ha sido cuantificado por el factor de intensidad de tensiones equivalente $K_J$ deducido de ella. Estas curvas marcan las condiciones locales umbrales de propagación, la velocidad de propagación subcrítica, las condiciones de iniciación de los mecanismos críticos de rotura y la velocidad de propagación de esta última fase.

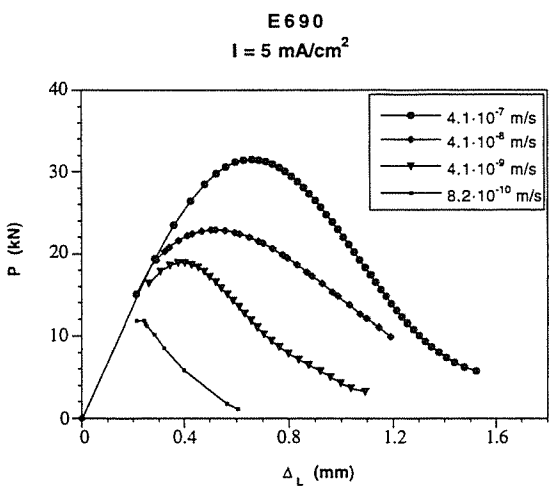



**Figura 21.** Resultado de los ensayos realizados en el acero E690 polarizado catódicamente con 5 mA/cm² a diferentes velocidades de solicitación.

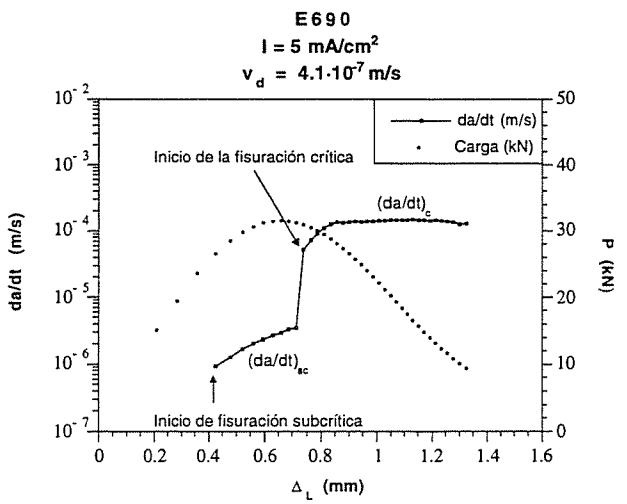



**Figura 22.** Evolución de la velocidad de propagación durante un ensayo, deducida de la curva de comportamiento $P$-$\Delta_L$.

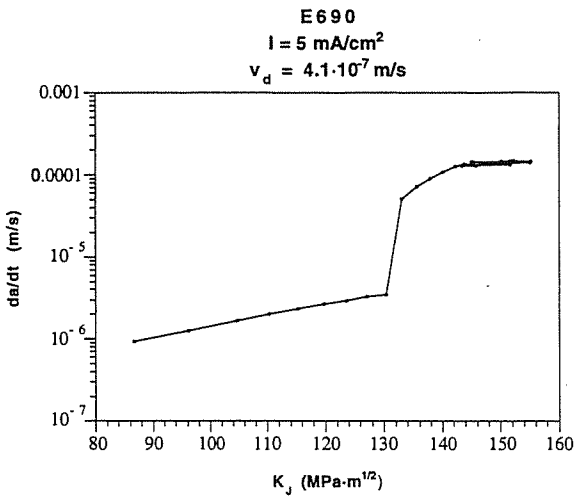



**Figura 23.** Caracterización del proceso de fisuración mediante la curva *da/dt-*$K_J$.

La Figura 24 muestra como estas variables son claramente dependientes de la velocidad de solicitación, cuantificando su efecto. El valor del factor de intensidad de tensiones umbral de iniciación de la fisura subcrítica $K_{J,th}$, decrece de 85 MPa·m$^{1/2}$ para el ensayo realizado con una velocidad de solicitación de $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s hasta 58 y 54 MPa·m$^{1/2}$ para ensayos realizados a velocidades intermedias, $4.1 \cdot 10^{-8}$ y $4.1 \cdot 10^{-9}$ m/s respectivamente, alcanzando para la velocidad más lenta, $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s, un valor umbral de 38 MPa·m$^{1/2}$ próximo al obtenido en los ensayos estáticos convencionales [20,46].

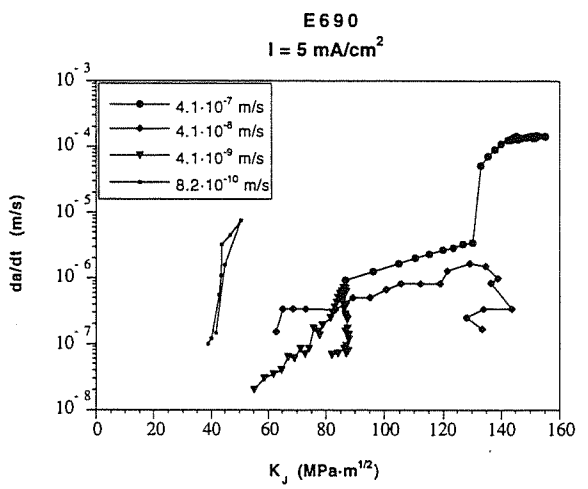



**Figura 24.** Evolución del comportamiento del acero E690 en presencia de hidrógeno (5 mA/cm²) en función de la velocidad de desplazamiento del ensayo.

En todos los casos se iniciaron procesos de propagación subcrítica mediante mecanismos de rotura transgranulares por formación de clivajes. La velocidad de propagación es decreciente con el factor de intensidad de tensiones, y por ello disminuye suavemente, de unos ensayos a otros, al bajar la velocidad de

solicitación. Sin embargo, al entrar en el rango de solicitación local propio de procesos intergranulares [48], éstos empiezan a aparecer juntamente con los clivajes en la probeta ensayada más lentamente, lo que conduce a un incremento en la velocidad de propagación subcrítica (2 a $5 \cdot 10^{-6}$ m/s).

Las dos probetas ensayadas a una velocidad mayor $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s y $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s presentaron procesos de fisuración inestables asociados a valores de factor de intensidad de tensiones, $K_{Jc}$, de 130 y 90 MPa·m$^{1/2}$ respectivamente. La propagación crítica, sin embargo, fue diferente en ambos casos. Semidúctil con abundante presencia de microhuecos en el caso más rápido, aunque los microhuecos se deformaron claramente menos que en los ensayos al aire. Este proceso se caracterizó por una alta velocidad de crecimiento, $2 \cdot 10^{-4}$ m/s, notablemente superior a las obtenidas en el aire lo que da idea de la fuerte fragilización de las condiciones de ensayo. En el caso más lento la rotura se produjo mostrando unos clivajes clásicos conjuntamente con microhuecos de muy baja deformación, todo ello acorde con el estado local, casi bajo dominio elástico con pequeñas deformaciones. Esta situación ofrece la apariencia de una zona de tránsito entre los procesos subcríticos y los críticos, lo que justifica su velocidad de $10^{-6}$ m/s, más propia del proceso subcrítico.

Las muestras ensayadas a las velocidades de solicitación menores, $4.1 \cdot 10^{-9}$ y $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s, presentaron un crecimiento subcrítico asociado a mecanismos de clivaje, con una velocidad de propagación creciente al crecer el factor de intensidad de tensiones, que, en torno al máximo valor de solicitación alcanzado, presenta una fuerte aceleración junto a una serie de desgarramientos fuertes entre clivajes, todo ello probablemente debido a tener las condiciones próximas a las propias de una rotura inestable.

Las Figuras 25 y 26 muestran las gráficas de evolución de los parámetros de comportamiento elegidos para definir los procesos de fisuración inducida por hidrógeno, para estas condiciones de densidad de corriente de 5 mA/cm$^2$, en función de la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos. En ellos se marcan las zonas de rotura y fisuración observados en relación con sus diferentes micromecanismos y sus cinéticas propias.

Como se muestra en la primera de ellas, para los procesos de fisuración correspondientes a las roturas críticas bajo mecanismos de microhuecos, dependientes sólo de situaciones mecánicas, se puede considerar que su velocidad de propagación varía con la velocidad de solicitación de forma lineal, es decir $da/dt \; \alpha v_d$. De esta forma se observa que las velocidades de rotura inestables deducidas por extrapolación a partir del valor obtenido a la velocidad de solicitación más elevada son para las velocidades de desplazamiento lentas de $4.1 \cdot 10^{-8}$ y $4.1 \cdot 10^{-9}$ m/s próximas a las calculadas en los ensayos para la fisuración observada en la zona de supuesta inestabilidad, que presentan mecanismos de clivaje junto con microhuecos. Asimismo se observa cómo los mecanismos subcríticos de la probeta más lenta son de por sí más rápidos que los valores supuestos a la rotura crítica por formación de huecos, por lo que éstos no se desarrollarían nunca bajo estas condiciones. Los efectos de la intergranularidad, presente en este último caso, también se observan con un crecimiento en la velocidad de fisuración subcrítica.

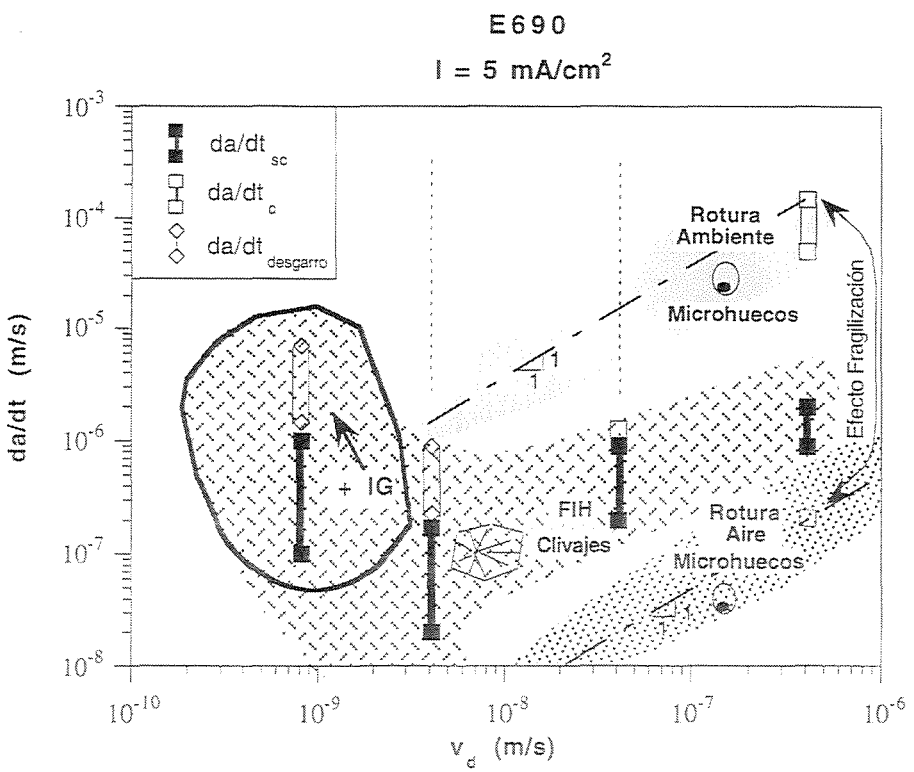



**Figura 25.** Mapa de comportamiento $da/dt$ -$v_d$ del acero E690 en presencia de hidrógeno (5 mA/cm$^2$) y en el aire, definiendo las zonas de dominio de los diferentes micromecanismos de propagación y rotura presentes.

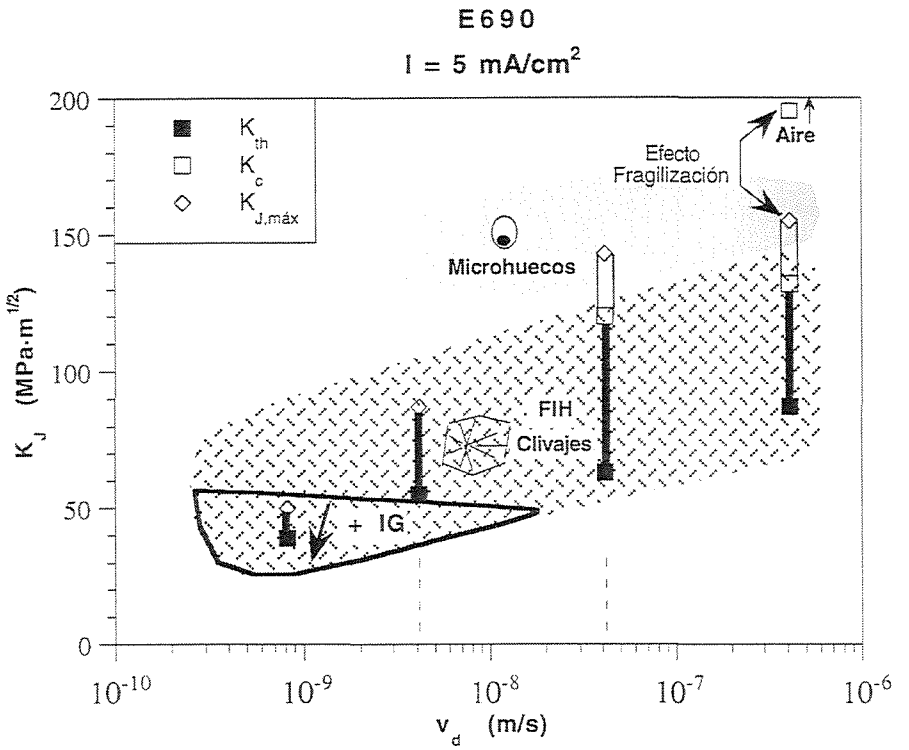



**Figura 26.** Mapa de comportamiento $K_J$-*da/dt* para el acero E690 en presencia de hidrógeno (5 mA/cm$^2$) y en el aire, definiendo las zonas de propagación subcrítica y rotura, con los micromecanismos en ellas presentes.

Así, esta metodología se ha mostrado muy propicia para ofrecer unos resultados coherentes de unos ensayos a otros y aportar una gran cantidad de información sobre las variables que caracterizan estos procesos de fisuración y las que los controlan, lo que es imposible de conseguir por técnicas convencionales, fundamentalmente cuando el proceso se asocia al régimen elasto-plástico, presente cuando los materiales son dúctiles y poco susceptibles al ambiente, o éste es poco agresivo, o ambas situaciones simultáneamente.

Sin embargo, parece necesario validar esta metodología a través de sus resultados, comparando éstos con los obtenidos por otras técnicas más convencionales. Ello no ha sido posible hacerlo con el estudio efectuado sobre aceros microaleados por la inexistencia, o cuestionable fiabilidad, de la caracterización de sus procesos de fisuración por métodos convencionales. En consecuencia, la validación de la metodología presentada se ha realizado en base a su aplicación a materiales y ambientes cuyo comportamiento en fisuración era ya conocido. Así, se ha elegido como contraste la caracterización del comportamiento de la corrosión bajo tensión en agua de mar de aceros de baja aleación, tipo 4140, conocido de forma precisa bajo todas sus condiciones microestructurales [47]. Los resultados obtenidos por la metodología propuesta son totalmente coherentes con los previos, basados en ensayos convencionales [39,50].

## 8. CONCLUSIONES

El análisis realizado en este artículo muestra una metodología analítica capaz de implantarse a un proceso experimental previo de caracterización del comportamiento de materiales en condiciones de trabajo susceptibles a desarrollar procesos de fisuración subcrítica. De esta forma, las metodologías analítica y experimental descritas van a permitir la obtención de relaciones del tipo *(da/dt)- J* que caractericen cuantitativamente el comportamiento del material bajo condiciones ambientales agresivas tipificadas.

La metodología descrita se ha mostrado propicia para ser aplicada a los procesos de fisuración estudiados sobre probetas compactas. En particular, a aquellos que comportan fenómenos de fisuración subcríticos asociados a la presencia de ambientes agresivos, como es el caso de los procesos de corrosión bajo tensión o fisuración inducida por hidrógeno que se abordan en este trabajo.

Se ha definido el procedimiento experimental necesario para sustentar la metodología analítica, de forma que, conjuntamente, ambos sirvan a la caracterización de los materiales en estudio. Dicho procedimiento, previo a su desarrollo exhaustivo y experimentalmente simplista, requiere la realización de ensayos de referencia, que definan el estado de deformaciones bajo los que trabaja el material en las condiciones en que se caracteriza.

Una vez aplicada, tras ser validada, la metodología ofrece resultados de gran interés en la caracterización cuantitativa del comportamiento de fisuración. También establece la correlación de los parámetros macromecánicos que caracterizan el comportamiento del proceso con los micromecanismos de rotura presentes.

## 9. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el seno de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

## 10. BIBLIOGRAFIA

[1] Tanaka, T., Bulletin of the Japan Institute of Metals, 17, pp. 104-114 (1978).

[2] Pontremolli, M. and Buzzichelli, G., "Composition, microstructure and properties of pipeline steels with high HIC and SSCC resistance", BTF Special Issue, pp. 59-67 (1988).

[3] Bullen, M.L., Humphries, M.J. and Merrick, R.D., in Int. Conf. on "Interaction of steels with hydrogen in petroleum industry", Materials Properties Council Paris (1989).

[4] Humphries, M.J., McLauglin, J.E. and Pargeter, R.J., in Int. Conf. on "Interaction of steels with hydrogen in petroleum industry", Materials Properties Council Paris (1989).

[5] Hill, R.T. and Iino, M., in 1st Int. Conf. on "Hydrogen problems in steels" Washington, DC, ASM, pp. 196-200 (1982).

[6] NACE Standard - MR - 01 - 75.

[7] Endo, S., Nagae, M., Kobayashi, Y. and Ume, K., ISIJ Int., Vol 34, pp. 217-223 (1994).

[8] "High-Strength Structural and high-Strength Low-Alloy Steels", ASM. Metals Handbook, Vol. 1, Tenth Edition , pp. 388-423 (1990).

[9] "Metals and their weldability", Welding Handbook, Vol. 4, 7th Edition. American Welding Society , pp. 24-32 (1982).

[10] Repas, P.E., "Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels, in Microalloyed HSLA steels", ASTM International, pp. 5-15 (1988).

[11] Fletcher, E.E., "High-Strength-Low-Alloy Steels: Status, Solution and Physical Metallurgy", Batelle Press (1979).

[12] Gabetta, G. and Cole, I., "A summary report of an ESIS working party on fracture control guidelines for environmentally assisted cracking of low alloy steels", Fatigue Fracture Engineering Material Structures, Vol. 16, pp. 603-618 (1993).

[13] Charles, J., Coudreuse, R., Blondeau, R. and Cadiou, L., Corrosion 90, paper n° 202, Las Vegas, pp. 23-27 (1990).

[14] Terreur, F., Montfort C. and Defourny, Int Conf on "Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressure Vessel Service", Paris (1989).

[15] Kobayashi, Y. et all, Corrosion Science, Vol 27, n° 10/11, pp. 1117-1135 (1985).

[16] Bulk Formability of Steels, ASM Handbook, Volume 1, 10th Edition, pp. 582-590 (1991).

[17] Renaudin, C., "Utilisation des Aciers HLE en Conditions de Protection Cathodique" Memoire, Conservatoire National des Arts et Metiers, Francia (1994).

[18] Blondeau, R., "Problems related to use of low alloy steels in $H_2S$ environments: industrial solutions", in 1st Int. Conf. on "Hydrogen problems in steels", Iron making and Steelmaking, Vol 18 N° 3, pp. 201-210 (1991).

[19] Synopses of ECSC contracts in iron and steel research , Science Research Development, pp. 476, 479, 483, 490, 494, 495, 497, 503, 508, 511, 512. (1986-1993).

[20] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract n° 92.F2 11a 7210, Final Report (1996).

[21] Kumar, V., German, M.D., and Shih, C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", General Electric Company, NP-1931, Research Project 1237-1, Topical Report, Schenectady, New York (1981).

[22] Shih, C.F., "J-Integral Estimates for Strain Hardening Materials in Antiplane Shear Using Fully Plastic Solutions", Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 3-22 (1976).

[23] Shih, C.F. and Hutchinson, J.W., "Fully Plastic Solutions and Large-Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems", Transactions of ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Series H, Vol. 98, No.4, pp. 289-295 (1976).

[24] Bucci, R.J., Paris, P.C., Landes, J.G. and Rice, J.R., "J-Integral Estimation Procedures", Fracture Toughness, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 40-69 (1972).

[25] Rice, J.R., Paris, P.C. and Merkle, J.G., "Some Further Results on J-Integral Analysis and Estimates", Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 231-245 (1973).

[26] Tada, H., Paris, P.C. and Irwin, G.R., "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania (1973).

[27] Rooke, D.P. and Cartwright, J.C., "Compendium of Stress Intensity Factors", Her Majesty's Stationary Office, London (1976).

[28] Goldman, N.L. and Hutchinson, J.W., "Fully Plastic Crack Problems: The Center-Cracked Strip Under Plane Strain", International Journal of Solids and Structures, Vol. 11, pp. 575-591 (1975).

[29] Needleman, A. and Shih, C.F., "Finite Element Method for Plane Strain Deformations of Incompressible Solids", Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 15, pp. 223-240 (1978).

[30] Shih, C.F. and Kumar, V.,"Estimation Technique for the Prediction of Elastic-Plastic Fracture of Structural Components of Nuclear Systems", 1st Semiannual Report to EPRI, Contract No. RP 1237-1, General Electric Company, Schenectady, New York (1978, 1979).

[31] Kumar, V., German, M.D. and Shih, C.F., "Estimation Technique for the Prediction of Elastic-Plastic Fracture of Structural Components of Nuclear Systems", Combined 2nd and 3rd Semiannual Report to EPRI, Contract No. RP 1237-1, General Electric Company, Schenectady, New York (1979, 1980).

[32] Kumar, V., deLorenzi, W.R., Andrews, W.R., Shih, C.F. and German, M.D., "Estimation Technique for the Prediction of Elastic-Plastic Fracture of Structural Components of Nuclear Systems", 4th Semiannual Report to EPRI, Contract No. RP 1237-1, General Electric Company, Schenectady, New York (1980, 1981).

[33] Ilyushin, A.A., "The Theory of Small Elastic-Plastic Deformations", Prikadnaia Matematika i Mekhanika, P.M.M., Vol. 10, pp. 347 (1946).

[34] Kumar, V., German, M.D., Wilkening, W.W., Andrews, W.R., deLorenzi, H.G. and Mowbray, D.F., "Advances in Elastic-Plastic Fracture Analysis", General Electric Company, NP-3607, Research Project 1237-1, Final Report, Schenectady, New York (1984).

[35] Zahoor, A., "Ductile Fracture Handbook", Vol. 1-3, NP-6301-D/N14, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA (1989, 1990, 1991).

[36] Shih, C.F., "Relationship Between the J-integral and the Crack Opening Displacement for Stacionary and Extending Cracks", Journal of the Mechanics and Physics of Solid, 29, pp. 305-326 (1981).

[37] Shih, C.F., German, M.D. and Kumar, V., "An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability in Flawed Structures", International Journal of Pressure Vessel and Piping, 9, pp. 1-20 (1981).

[38] German, M.D., Andrews, W.R., Kumar, V., Shih, C.F., deLorenzi, H.G. and Mowbray, D.F., "Elastic-Plastic Fracture Analysis of Flawed Stainless Steel Pipes", General Electric Company, NP-2608-LD, Research Project T118-8, Final Report, Schenectady, New York (1982).

[39] Alvarez, J.A., "Aplicación de la Mecánica de Fractura Elastoplástica a Procesos de Corrosión Bajo Tensión", Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria (1997).

[40] Evans, J.T. and Parkins, R.N., " The Aplication dof the J-Integral to Stress Corrosion Cracking", Agreement n° 2043/074 RAR. Final Report, University od NewCastle Upon Tyne, (1986).

[41] Vassilars, M.G., Juers, R.L., Natishan, M.E. and Vasudevan, A.K., "Environmental Slow Strain Rate J-Integral Testing of Ni-Cu Alloy K-500", Slow Strain Rate Testing for the Evaluation of Environmentally Induced Cracking: Research and Engineering Applications, ASTM STP 1210, R.D. Kane, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 123-133 (1993).

[42] "Application des Criteres de Mecanique de la Rupture aux materiaux Ductiles Charges en Hydrogene", ECSC, Convention CECA n° 7210-KB-322, Semestriel Rapport N° 1 (1992).

[43] Kanninen, M.F. and Popelar, C.H., "Advanced Fracture Mechanics", Oxford Egineering Science Series 15 (1985).

[44] Gutiérrez-Solana, F., Astiz, M.A., and Elices, M.,"Aplicaciones del Método de Elementos Finitos en la Determinación de los Parámetros Elastoplásticos de Fractura en un Acero de Tuberías", Anales de Ingeniería Mecánica, 1, pp. 57-62 (1983).

[45] Alvarez, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and González, J., "The Influence of Loading Rate on the Hydrogen Induced Cracking of Microalloyed Steels", Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures, (Pendiente de Publicación).

[46] De Backer, F., Laceur, J., "Analytical and Experimental Characterization of the Hydrogen Induced Stress Corrosion Cracking Phenomena in Microalloyed Steels", Proyecto Fin de Carrera, Universidad de Gante (1994).

[47] "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en aceros de baja aleación", ECSC Contract n° P.2129, Convenio n° 7210-SA-901 (F5.7/87)], Final Report (1991).

[48] Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A., González, J. and Varona J.M.,"A Strain-Based Fracture Model for Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 27A, pp. 291-304 (1996).

[49] "Slow Strain Rate Testing for the Evaluation of Environmentally Induced Cracking: Research and Engineering Applications", ASTM STP 1210, R.D. Kane Editor, ASTM, Philadelphia (1993).

[50] Alvarez, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and González, J., "Efecto de la Velocidad de Solicitación sobre el Comportamiento en CBT a través de los Micromecanismos de Rotura Locales", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 13, pp. 178-184 (1996).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EFECTO DE LA ZONA DE CONTACTO ENTRE FIBRA Y MATRIZ EN LAS PROPIEDADES DE FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS SOMETIDOS A CARGA TRANSVERSAL

**F. París *, J. C. Caño **, J. Varna *****

*** ESII Sevilla, Av. Reina Mercedes, s/n, 41012 Sevilla**
**** ETSII Valladolid, Paseo del Cauce s/n, Valladolid**
***** Dept. of Mat. and Prod. Eng., Lulea Univ. of Tech., Sweden**

**Resumen.** El presente trabajo trata de dilucidar si en presencia de despegues entre fibra y matriz, se produce contacto circunferencial entre ambas fases cuando el conjunto está sometido a carga transversal a la fibra. Se utiliza el Método de los Elementos de Contorno para modelar el problema de fibra única embebida en matriz. El estado tensional se caracteriza colocando a ambos lados del fondo de grieta elementos de geometría circular y con variación discontinua singular en las tensiones. Con la consideración de la zona de contacto se pretende calcular valores de la energía unitaria liberada, usando la técnica del cierre de grieta, para compararlos con los obtenidos usando soluciones analíticas que conllevan interpenetraciones entre fibra y matriz. Ambos resultados serán comparados con medidas experimentales obtenidas en el ensayo transversal de fibra única, con una probeta obtenida del ensayo de fragmentación.

**Abstract**. This paper tries to ellucidate if in presence of debondings between fibre and matrix, circumferential contact between them arises when the whole set is loaded transversally to the fibre direction. The Boundary Element Method is used to model the case of unique fibre embedded in a matrix. The stress state is characterized placing at both sides of the crack tip elements with circular geometry and having discontinuous singular evolution of the stresses. Values of the energy release rate, considering the presence of a contact zone, are calculated, using the crack closure technique, to be compared with those obtained using analytical solutions that involve interpenetrations between fibre and matrix. Both results are compared with the experimental values obtained from the transversal test of unique fibre, the specimen having been obtained from a fragmentation test.

## 1. INTRODUCCION

El comportamiento transversal y a cortadura de materiales compuestos unidireccionales es dominado por las propiedades de la matriz y de la interfase fibra-matriz. El que el fallo se produzca en la matriz o bien como un despegue en la interfase depende del tipo de carga y de las propiedades de fractura de la matriz y de la interfase. La situación generalmente aceptada es que se generan despegues localizados entre fibra y matriz que coalecen y dan lugar a una macrogrieta.

La predicción del crecimiento de una grieta de despegue transversal entre fibra y matriz requiere al menos del conocimiento muy preciso del estado tensional en el entorno del fondo de grieta para poder así aplicar la técnica del cierre de grieta, que se basa en que la energía de deformación liberada durante la propagación es equivalente al trabajo requerido para devolver la grieta a su posición antes de la liberación.

England [1] resolvió el problema de una grieta en forma de arco entre materiales diferentes, solución que Toya [2] utilizó para encontrar expresiones de tensiones y desplazamientos que han sido empleadas para el propósito descrito en el párrafo anterior. Estas soluciones, que suponen superficies libres en los labios de la grieta, presentan tensiones con singularidades oscilantes y el campo de desplazamientos conduce a interpenetraciones entre las superficies libres de fibra y matriz en el entorno del fondo de grieta.

Estos hechos son manifestaciones de la presencia de una zona de contacto entre la fibra y la matriz en las proximidades del fondo de grieta, zona de contacto cuya existencia desde un punto de vista conceptual fue puesta de manifiesto por Comninou [3] para diferentes situaciones de carga.

Para dilucidar la influencia que esta potencial presencia de la zona de contacto pudiera tener en el estado tensional en el entorno del fondo de grieta y por ende en la energía unitaria liberada al propagarse la grieta de despegue, se desarrolló un procedimiento numérico de análisis basado en el método de los elementos de contorno, del Caño [4], que contempla la posibilidad de contacto entre fibra y matriz antes mencionado. El estado tensional encontrado, del Caño et al [5], ponía de manifiesto la presencia de esta zona de contacto captada sólo a partir de ciertos tamaños de grieta (de ciertos angulos de despegues entre fibra y matriz), lo que requeriría una cierta explicación para no entrar en colisión con la conclusión genérica obtenida por Comninou.

El propósito del presente trabajo es dilucidar la presencia o no de zona de contacto y su influencia en la energía unitaria liberada, todo ello en orden a evaluar si los resultados experimentales encontrados por Varna et al [6], que presentaban serias discrepancias con las predicciones encontradas usando las fórmulas de Toya, podían ser mejor aproximados con el uso de la técnica numérica mencionada.

## 2. DESCRIPCION DEL PROBLEMA

Dado que las separaciones que se producen tienen una longitud apreciable, es aceptable inicialmente la hipótesis de deformación plana. Ello permite la representación transversal que aparece en la Figura 1, donde por simetría sólo se representa el dominio $x_2>0$. Antes de aplicar la carga existe una zona, $\partial D_b$ en la figura, en que hay adhesión entre fibra y matriz, mientras que el resto, $\partial D_c+\partial D_s$ en la figura, representa la zona inicialmente no pegada.

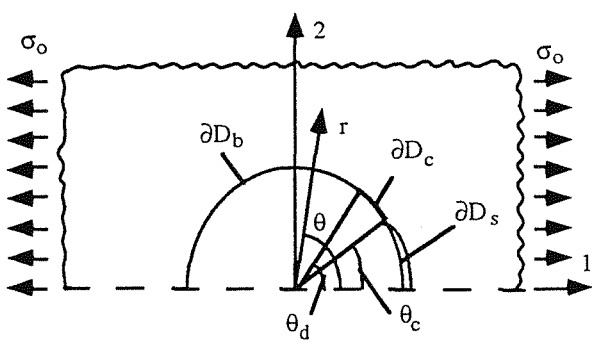



Figura 1. Geometría de una fibra única embebida en una matriz con despegues transversales.

Después de la aplicación de la carga remota $\sigma_o$, la zona de despegue puede dividirse en una zona de contacto, $\partial D_c$ en la figura, y una zona de separación, $\partial D_s$ en la figura.

Tomando como referencia un sistema polar, desplazamientos y tensiones de la fibra y la matriz deben, a lo largo de $\partial D_b$, satisfacer:

$$u_r^m = u_r^f ;\ u_\theta^m = u_\theta^f ;\ \sigma_r^m = \sigma_r^f ;\ \sigma_{r\theta}^m = \sigma_{r\theta}^f \qquad (1)$$

Las caras libres de fibra y matriz a lo largo de $\partial D_s$ satisfacen:

$$\sigma_r^m = \sigma_{r\theta}^m = \sigma_r^f = \sigma_{r\theta}^f = 0 ;\ u_r^m - u_r^f \geq 0 \qquad (2)$$

Las condiciones de contorno a lo largo de la zona de contacto $\partial D_c$, suponiendo ausencia de fricción, son:

$$u_r^m = u_r^f ;\ \sigma_r^m = \sigma_r^f \leq 0 ;\ \sigma_{r\theta}^m = \sigma_{r\theta}^f = 0 \qquad (3)$$

El problema es resuelto usando el Método de los Elementos de Contorno cuyos fundamentos pueden encontrarse en París y Cañas [7]. Los contornos rectos del problema se modelarán con elementos lineales mientras que la interfase entre fibra y matriz será simulada con elementos circulares con variación parabólica de desplazamientos y tensiones. El carácter adecuado de estos elementos para simular problemas de contacto curvo ha sido recientemente puesto de manifiesto por del Caño y París [8]. A ambos lados del fondo de grieta se utilizarán elementos discontinuos singulares de dos nodos [4] que permiten una evolución de las tensiones de la forma:

$$\sigma_{r\alpha} = \frac{C}{s^\gamma} + A \qquad \alpha = r,\theta ; \quad 0 \leq \gamma \leq 1 \qquad (4)$$

donde s es la distancia al fondo de grieta y $\gamma$ representa el orden de la singularidad (1/2 en ausencia de fricción). Una vez resuelto el problema, el valor de C se puede relacionar directamente con los factores de intensificación de tensiones $K_I$ o $K_{II}$, dependiendo de la componente que se considere del estado tensional.

El problema bajo consideración pertenece a la clase conocida como problemas de contacto con retroceso, donde la extensión final de la zona de contacto es independiente, para un determinado tipo de carga, de la cantidad de carga aplicada. El problema puede pues ser resuelto iterativamente, suponiendo una cierta extensión de la zona de contacto, resolviendo y chequeando incompatibilidades (interpenetraciones fuera de la zona de contacto y tracciones a lo largo de ella) y resolviendo un nuevo problema con las modificaciones hechas de acuerdo a las incompatibilidades encontradas. Este procedimiento es una particularización, para el caso con retroceso que nos ocupa, del procedimiento general descrito en París y Garrido [9]. La elevada rigidez de la fibra con respecto a la matriz permite desarrollar un procedimiento particular [4], resolviendo por separado los sistemas de ecuaciones relacionados con la fibra y la matriz.

La propagación del despegue será analizada usando el balance energético: la energía requerida para producir nuevas superficies es igual a la energía liberada en la

propagación del despegue entre fibra y matriz. Así la propagación ocurrirá para un determinado ángulo de despegue $\theta_d$ cuando:

$$G(\theta_d) = G_c \qquad (5)$$

donde $G_c$ representa el valor crítico de la energía liberada asociado a la interfase entre fibra y matriz, necesario para el crecimiento del despegue.

La técnica del cierre de grieta será usada para calcular la energía liberada. Así, si la zona despegada pasa de un valor $\theta_d$ a un valor $\theta_d + \delta$ ($\delta << \theta_d$), la energía liberada es igual al trabajo que se requiere para el cierre de la grieta. Así, el trabajo requerido por unidad de longitud de la grieta es:

$$G_\delta(\theta_d) = \frac{1}{2\delta}\int_\alpha^{\alpha+\delta} \left\{ (\sigma_{rr})_{\theta_d} (u_r)_{\theta_d+\delta} + (\sigma_{r\theta})_{\theta_d} (u_\theta)_{\theta_d+\delta} \right\} \delta\theta \qquad (6)$$

Las tensiones $\sigma_{rr})_{\theta d}$ y $\sigma_{r\theta})_{\theta d}$ corresponden a las existentes en la zona pegada a lo largo de una longitud $\delta$ con un despegue de valor $\theta_d$. Los desplazamientos $u_r)_{\theta d+\delta}$ y $u_\theta)_{\theta d+\delta}$ son desplazamientos relativos de los labios de la grieta (apertura y deslizamiento respectivamente) asociados a un despegue de valor $\theta_d + \delta$. El subíndice $\delta$ en G se ha mantenido para recordar que el valor así calculado es función del valor $\delta$ tomado.

Cuando la expresion (6) se aplique a valores de $\theta_d$ que conlleven la presencia de zona de contacto, sólo el segundo término será significativo dado que el valor de $u_r$ a lo largo de $\delta$ es nulo.

Puesto que en Elasticidad lineal la energía es proporcional al cuadrado de la carga aplicada, podemos introducir la magnitud energía unitaria liberada normalizada en la siguiente forma:

$$\overline{G}(\theta_d) = G(\theta_d, \sigma_o)\frac{G^m}{a\,\sigma_o^2} \qquad (7)$$

De las ecuaciones (5) y (7) se deduce la forma final del criterio de fallo que involucra al valor del despegue original $\theta_d$ y al valor de la tensión remota aplicada $\sigma_o$ para conseguir la propagación del despegue:

$$\sigma_{o\,crit} = \sqrt{\frac{G_c}{a\,\overline{G}_\delta(\theta_d)}\,G_m} \qquad (8)$$

Si la tensión crítica que produce la propagación del despegue para una extensión de éste de valor $\theta_d$, es obtenida de un experimento, la ecuacion (8) puede ser utilizada para calcular el valor de $G_c$.

## 3. RESULTADOS DEL ANALISIS TENSIONAL

La geometría, dimensiones y propiedades de los materiales analizados (fibra de vidrio y resina epoxy) se representan en la Figura 2. El problema se analizará en deformación plana que puede ser considerada la situación que aparece en un ensayo transversal de una fibra única que ha sido previamente sometida a un ensayo de fragmentación, Varna et al [6].

$\nu^f$ = coeficiente Poisson (fibra) = 0.22
$\nu^m$ = Idem (matriz) = 0.33
$G^f$ = módulo de cortadura (fibra) = $29.10^9$ Pa
$G^m$ = Idem (matriz) = $1.05.10^9$ Pa
a = radio de la fibra = $8.5\ 10^{-6}$ m.

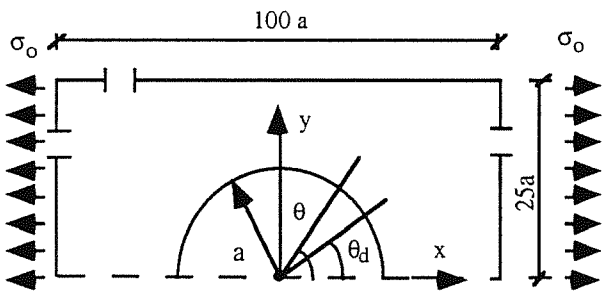



Figura 2. Definición del problema.

La primera cuestión a clarificar es la presencia o no de zona de contacto. La Figura 3 muestra la evolución de las zonas de contacto y separación en función del ángulo de despegue entre fibra y matriz. Se ha incluido también el tamaño de la zona de interpenetración de acuerdo a los resultados analíticos de Toya [2] que no considera posibilidad de zona de contacto.

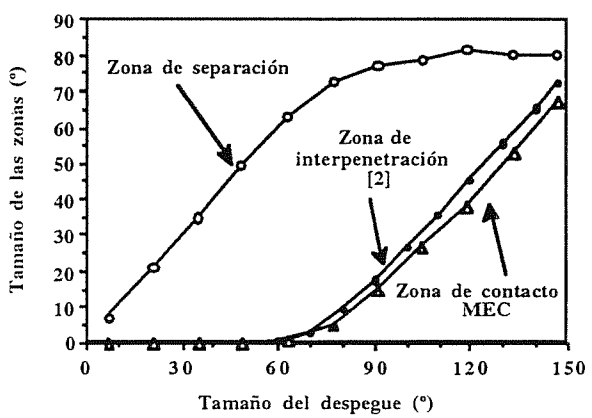



Figura 3. Zonas de contacto y separación en función del ángulo de despegue.

La evolución de la zona de separación muestra claramente un valor asintótico, no apareciendo valores

superiores a 90 grados por muy grande que sea el despegue inicial. Por el contrario, el tamaño de la zona de contacto aumenta con el ángulo de despegue una vez que su presencia puede ser detectada por la discretización. Ello no se produce para valores por debajo de 30 grados, siendo sólo apreciable dicha zona desde un punto de vista físico para valores superiores a 60 grados aproximadamente.

La evolución de las interpenetraciones es cualitativamente similar a la evolución de la zona de contacto aunque de valor ligeramente mayor. Ello puede entenderse inspeccionando la Figura 4 donde para el caso de despegue de 80 grados se muestra la interpenetración predicha por la solución de Toya y la zona de contacto obtenida aplicando el MEC.

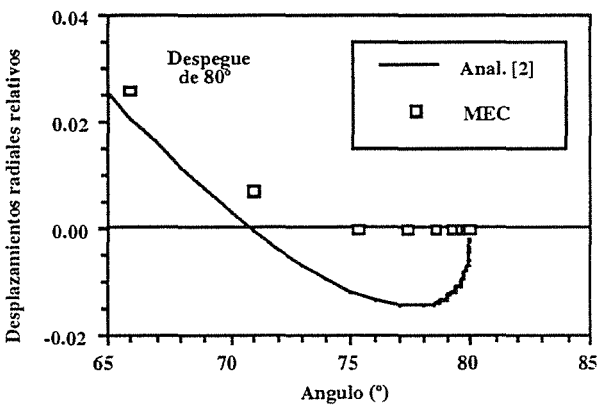



Figura 4. Desplazamientos radiales en el entorno del fondo de grieta para un despegue de 80 grados.

Un razonamiento básico de medios continuos deformables permite intuir que si a partir de la solución con interpenetraciones se pretende alcanzar una solución compatible, ello requerirá la aplicación de una compresión en la superficie de ambos sólidos en orden a separar los dos contornos, produciéndose consecuentemente una zona final de contacto de menor extensión.

La distribución de tensiones obtenida está en consonancia con la presencia o no de zona de contacto. La Figura 5 muestra la distribucion de tensiones en el entorno del fondo de grieta para un angulo de despegue de 80 grados.

La tensión normal de compresión en la zona de contacto es singular así como la tensión tangencial en la zona pegada. Por contra, la tensión normal en la zona pegada es no singular dependiendo su signo de la tensión radial nominal correspondiente al caso bajo estudio en ausencia de grieta, que para el caso de 80 grados que se muestra es de compresión, como puede observarse en la Figura 6. Valores de despegue inferiores (por ejemplo 60 grados) conducirían a una tensión radial de tracción de carácter no singular en la zona pegada inmediata al fondo de grieta, coexistiendo con la presencia de una zona de contacto donde la tensión radial es obviamente de compresión.

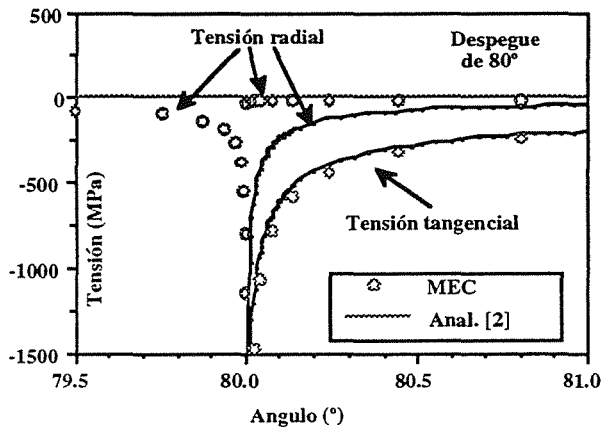



Figura 5. Tensiones en el entorno del fondo de grieta para un ángulo de despegue de 80 grados.

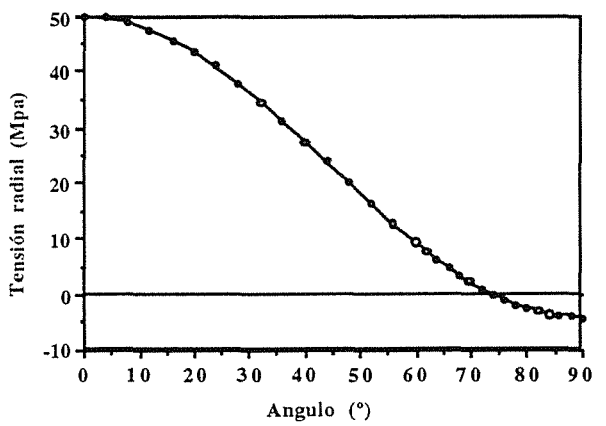



Figura 6. Tensión radial a lo largo de la interfase para el caso de pegado total entre fibra y matriz.

## 4. CRITERIO DE FALLO

De acuerdo a lo indicado en el apartado 2 se puede calcular la energía unitaria liberada una vez se conoce el estado tensional. Así, para el caso de despegue de 80 grados el estado tensional que aparece en la Figura 5, debe combinarse con los desplazamientos que aparecen para un despegue ligeramente superior. En la Figura 7 se representan los desplazamientos para el caso de un despegue de 80.5 grados. No existen grandes diferencias entre los valores calculados con el MEC y los predichos por la solución analítica para los deslizamientos relativos tangenciales, pero sí para los normales, debido a la presencia de zona de contacto.

La Figura 8 representa la evolución de esta energía normalizada, habiéndose representado los valores numéricos obtenidos con el Método de los Elementos de Contorno y los encontrados con la solución analítica de Toya [2]. El ángulo $\delta$ ha sido tomado de 0.5 grados para la solución numérica, no apareciendo variaciones significativas para valores más pequeños.

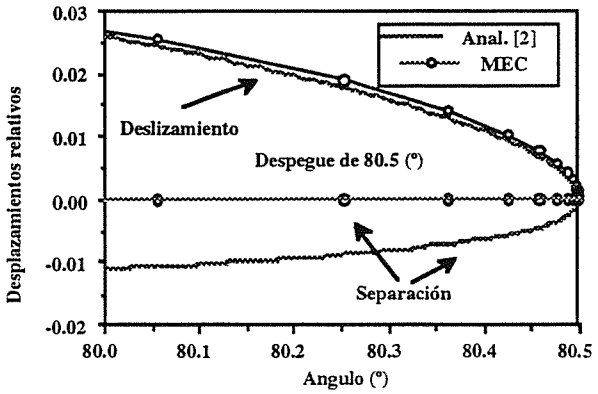



Figura 7. Desplazamientos relativos a lo largo de la zona despegada cerca del fondo de grieta para el caso de despegue 80.5°.

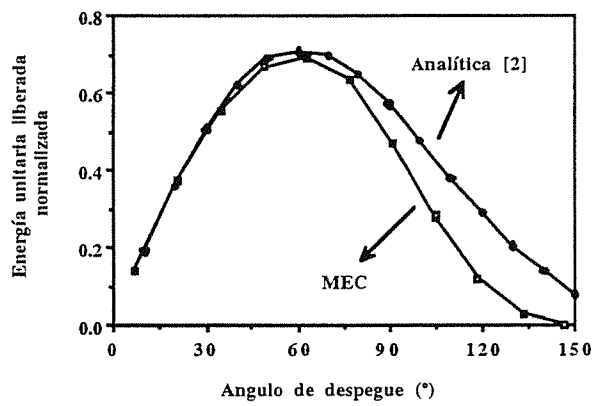



Figura 8. Valores normalizados de G en función del despegue inicial.

Los resultados asociados al uso de la solución de Toya implican la ausencia de una zona de contacto, creciendo la grieta en modo mixto. El modelo numérico no detecta zona de contacto para ángulos de despegue menores de aproximadamente 30 grados, siendo en cualquier caso muy pequeños entre 30 y 60 grados. Tan pronto como una zona de contacto es detectada la posible propagación de la grieta se produciría en un modo II puro. Resulta por consiguiente coherente la relación encontrada entre los valores de la energía unitaria normalizada encontrada por ambos caminos. Hasta 60 grados ambos valores practicamente coinciden, produciendose discrepancias importantes a partir de 60 grados donde el método numérico sólo incorpora a la expresión (6) los valores de cortadura. En cualquier caso es importante remarcar que ambos enfoques predicen una zona de crecimiento inestable hasta un valor aproximado de unos 63 grados para los materiales considerados, produciéndose a partir de ahí una zona de crecimiento estable donde de acuerdo a lo indicado anteriormente los valores numéricos se mantienen por debajo de los analíticos.

Lo correcto de esta tendencia puede claramente observarse en la comparación con resultados experimentales que se indica en la Figura 9. En ella aparece en el eje horizontal el angulo de despegue y en el vertical la tensión $\sigma_o$ que provoca el crecimiento de la grieta.

Observese en primer lugar que no aparecen ángulos de despegue menores de 60 grados, dado que experimentalmente no fue posible obtenerlos, lo que puede explicarse por el carácter inestable del crecimiento que se puso de manifiesto entre 0 y 60 grados aproximadamente en la Figura 8. La solución numérica obtenida con elementos de contorno claramente manifiesta una tendencia superior a ajustarse con los resultados experimentales medidos. El valor de $G_c$ ha sido obtenido aplicando la expresión (8). El valor superior predicho por el uso de la solución analítica de Toya está justificado por la inclusión del modo I de fractura que no se produce en cuanto aparece zona de contacto.

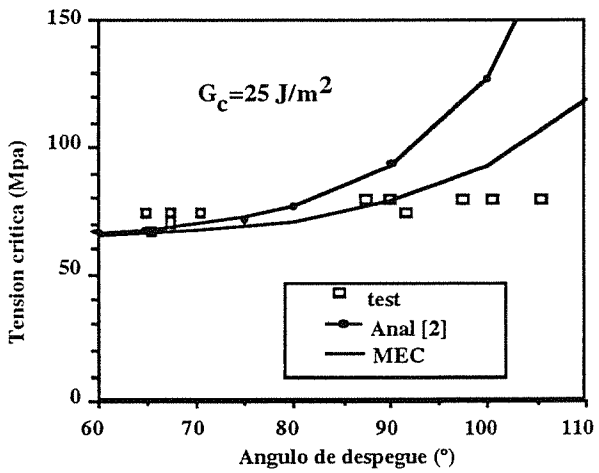



Figura 9. Valores numéricos y experimentales de la tensión remota crítica que provoca la propagación de la grieta.

## 5. CONCLUSIONES

La coincidencia en la aparición de una zona de contacto de tamaño físico y el cambio de comportamiento estable a inestable a aproximadamente el mismo valor del ángulo de despegue (63 grados en el caso considerado), claramente sugiere una correlación entre estos dos hechos, correlación que puede ser cuestionada si observamos por un lado que zona de contacto es detectada desde valores del ángulo de despegue de 30 grados y que por otro lado la solución de Toya, que no incluye zona de contacto, predice un cambio de comportamiento cualitativo similar.

La coherencia entre estos hechos requiere una explicación más profunda. Con referencia a la zona de contacto hay dos razones para su aparición. Conceptualmente hablando, la presencia de una zona de contacto en una grieta entre materiales diferentes es un fenómeno local originado por la falta de compatibilidad de la deformación paralela a la grieta en puntos de los dos materiales adyacentes al fondo de grieta. Esta es

una zona de contacto micromecánico que ni siquiera un método tan preciso como el MEC puede detectar incluso usando elementos del orden de 0.0001 grados. Hay otro hecho que puede afectar o no a la presencia de zona de contacto, cual es la orientación relativa del fondo de grieta con respecto a la línea de carga, orientación que varía con el ángulo de despegue y que pone de manifiesto la presencia de una zona de contacto de manera físicamente identificable a partir de los aproximadamente 63 grados ya mencionados. No existe de esta forma ninguna incongruencia entre los resultados generales de Comninou y los aquí encontrados.

Por otra parte el cambio de carácter del crecimiento, de inestable a estable, está sin duda ligado a la orientación relativa del fondo de grieta. Es aceptable que una grieta pequeña colocada en la posición 0 grados crezca inestablemente mientras que la misma grieta colocada en la posición a 90 grados, alineada con la carga, lo haga establemente. Es coherente por tanto que exista una posición intermedia (63 grados para el problema considerado) donde se producirá el cambio de comportamiento.

Puede por tanto concluirse que la presencia de una zona de contacto de tamaño físico y el cambio de comportamiento de inestable a estable son dos manifestaciones del mismo fenómeno: el cambio de orientación de la fisura con respecto a la dirección de la carga aplicada. Por consiguiente la detección de la presencia de una zona de contacto para ángulos menores de 63 grados es debida a un fenómeno local originado por la existencia de materiales con propiedades diferentes. Resulta finalmente entendible que el modelo analítico de Toya, que no conlleva zona de contacto, prediga el cambio de comportamiento para el mismo valor, dado que el estado tensional analítico se ve de igual manera que el numérico afectado por el cambio de orientación relativo de grieta y carga al variar el ángulo de despegue.

Todos los resultados presentados en este trabajo han sido referidos al caso de deformación plana, pudiendo la situación real encontrarse más cercana al caso de deformación plana generalizada. Para evaluar la influencia de estas condiciones se ha considerado también el caso de tensión plana generalizada, como caso extremo, obteniéndose una variación, para el caso de despegue de 80 grados estudiado, de un 5% en la tensión de rotura lo que hace aceptable los valores encontrados con el modelo de deformación plana.

**Agradecimientos**. Los autores españoles agradecen el soporte recibido del Ministerio español de Educación bajo el Proyecto MAT 95-1672-E. Los autores quieren mencionar que este trabajo ha sido realizado en conexión con el proyecto BRITE BRE2-0453/BE5542.

## 6. REFERENCIAS

[1] England A. H., "An Arc Crack Around a Circular Elastic Inclusion", J. of Appl. Mech., September, pp. 637-640, 1966.

[2] Toya M., "A Crack Along the Interface of a Circular Inclusion Embedded in an Infinite Solid", J. Mech. Phys.Solids, Vol. 22, pp 325-348, 1975.

[3] Comninou, M. y Schmuesser, "The interface crack in a Combined Tension-Compression and Shear Field", J. of Appl. Mech., Vol. 46, pp 345-348, 1979.

[4] del Caño, J. C., "Estudio micromecanico de despegues entre fibra y matriz en materiales compuestos mediante el Metodo de los Elementos de Contorno", Tesis Doctoral, Univer. de Valladolid, 1995.

[5] del Caño, J. C., Cañas, J., París, F., Mantic, V. y Sánchez, J., "Estudio micro-mecánico de despegues en la interfase entre fibra y matriz en materiales compuestos", Anales de Mecánica de la Fractura, pp. 320-326, 1995.

[6] Varna, J., Berglund, L. A. y Ericson M., "Interfacial Damage Processes and Test Method for Single Fibre Composites loaded in Transverse Tension, Part II: Theoretical Modelling and Data Reduction", Aceptado para publicación en Acta Mettallurgica et Materialia, 1996.

[7] París F. y Cañas J. "Boundary Element Method. Fundamentals and Applications", Oxford University Press, in press.

[8] del Caño, J. C. y París, F., "On Stress Singularities Induced by the Discretization in Some Contact Problems", Int. J. of Num. Met. in Eng, in press.

[9] París F. y Garrido J. A., "An Incremental Procedure for Friction Contact Problems with Boundary Element Method", Eng. Anal. with Bound. Elem., Vol. 6, n. 4, pp 202-213, 1989.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ANÁLISIS MEDIANTE ELEMENTOS DE CONTORNO DE PROBLEMAS DE PROPAGACIÓN CUASI-ESTÁTICA DE FISURAS

**J. Beltrán*, J. Domínguez*, R. Gallego****

*Escuela Superior de Ingenieros,Universidad de Sevilla
Avda. Reina Mercedes s/n, 41012 Sevilla
**E. T. S. Ingenieros de Caminos, C. y P.,Universidad de Granada
Campus de Cartuja, 18071 Granada

**Resumen.** En esta comunicación se presenta la formulación mixta del Método de los Elementos de Contorno para la resolución de problemas bidimensionales de propagación cuasi-estática de grietas dentro del régimen elástico-lineal. Mediante la formulación mixta del Método de los Elementos de Contorno pueden analizarse problemas de fractura discretizando únicamente el contorno del dominio bajo consideración y ambas caras de la grieta, lo cual reduce enormemente el trabajo de modelado y remallado. Los factores de intensidad de tensiones en el vértice de la grieta, en modo I, II o mixto, se calculan de manera directa a partir de los desplazamientos de apertura y cizalladura del elemento adyacente al vértice. A partir de los factores de intensidad de tensión se ha calculado la dirección de propagación mediante el criterio de la mínima energía de deformación. En esta dirección se incrementa la longitud de la grieta simplemente añadiendo un nuevo elemento, sin necesidad de un costoso remallado del dominio, tal y como ocurre en otros métodos. Se muestra finalmente una serie de problemas de crecimiento cuasi-estático de fisuras.

**Abstract.** In this paper the mixed formulation of the Boundary Element Method is presented. This formulation is used to solving quasi-static crack propagation problems within the Linear Elastic Fracture Mechanics framework. The meshing effort is greatly reduced in the Mixed Boundary Element Method since only the exterior boundary and both faces of the crack have to be meshed. The Stress Intensity Factors, in mode I, II or mixed, are obtained form the crack opening and shearing displacement computed in a special element adjacent to crack tip. From the Stress Intensity Factors the crack propagation path can be predicted. The minimum strain energy density criterion has been used in this communication to predict. In the predicted direction the crack is extended simply appending a new boundary element, so there is no need of a complex remeshing effort as it happens in some other methods, Finally several problems of quasi-static crack-growth are shown.

## 1. INTRODUCCIÓN

La existencia de grietas en elementos mecánicos y estructurales es inevitable, bien por defectos de fabricación o por daños localizados en servicio. Para evaluar la tolerancia al daño de un elemento es necesario disponer de dos parámetros básicos: tamaño máximo permisible de una fisura bajo las condiciones de carga en servicio y estimación de la vida útil del elemento antes de que se alcance dicho tamaño.

Para calcular estos parámetros puede utilizarse la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal en la que el campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de una fisura se caracteriza por los Factores de Intensidad de Tensiones (FITs). A su vez el proceso de crecimiento de la fisura puede simularse mediante un procedimiento incremental de avance de la grieta. Para ambos objetivos el Método de los Elementos de Contorno (MEC) es una herramienta potente y eficaz de cálculo, dada la simplicidad de modelado que implica y la precisión de los resultados obtenidos en problemas con fuertes gradientes de tensiones (ver [1]).

Los problemas de grietas implican una dificultad adicional en el MEC debida a la coincidencia matemática de ambas caras de la misma, lo cual da lugar a un sistema de ecuaciones singular. Para superar esta dificultad se han desarrollado diversas técnicas: función de Green con fisura [2], el método de la discontinuidades [3], subregiones [4] y más recientemente el MEC mixto [5,6].

Este último método se está imponiendo al ser más versátil que los demás y permitir el análisis de problemas con un número cualquiera de grietas, de forma cualquiera, utilizando discretizaciones simplísimas. Gracias a esto el análisis del crecimiento de una fisura puede realizarse reduciendo al mínimo el proceso de remallado. La formulación mixta del MEC se basa en establecer la ecuación integral de los desplazamientos (d-EIC) en una de las caras de la fisura y la ecuación integral de la tracciones (t-EIC) en la otra. Haciendo esto se obtienen dos ecuaciones diferentes para cada par de puntos de iguales coordenadas, lo cual da lugar a un sistema de ecuaciones no-degenerado. Portela *et al.* [5] han utilizado esta técnica para analizar diversos casos de crecimiento estable de grietas. Para el cálculo de los FITs utilizan una técnica basada en la integral $J$ junto con un proceso de substracción de la singularidad en el vértice de la fisura.

En esta comunicación se presenta brevemente la formulación del MEC mixto para la resolución de problemas de grietas. El cálculo de los FITs se hace de manera directa utilizando elementos singulares adyacentes al vértice de la grieta, tal y como han mostrado Sáez *et al.* [6], lo cual evita recurrir a un complejo postproceso.

El proceso de crecimiento de la grieta se lleva a cabo mediante un análisis incremental. Para cada incremento se predice la dirección de propagación de la fisura mediante el criterio de la mínima densidad de energía de deformación y esta dirección se corrige mediante el algoritmo propuesto por Portela *et al.* [5] para minimizar el efecto del tamaño finito del incremento. Se presentan finalmente diversas aplicaciones.

## 2. ECUACIONES BÁSICAS

La formulación mixta del MEC se basa en la d-EIC y en la t-EIC. En el caso de fuerzas másicas nulas la primera viene dada por la expresión [1]

$$c_{lk}u_k(\mathbf{y}) + \oint_\Gamma p^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})u_k(\mathbf{x})\,d\Gamma = \int_\Gamma u^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})p_k(\mathbf{x})d\Gamma \tag{1}$$

donde $\oint$ indica el valor principal de Cauchy de la integral, $l$ y $k$ indican las coordenadas cartesianas, $c_{lk} = \delta_{lk}$ si $\mathbf{y}$ es un punto del interior del domino $\Omega$, $c_{lk} = 0$ si $\mathbf{y}$ es exterior y $c_{lk} = \frac{1}{2}\delta_{lk}$ para un punto del contorno $\Gamma$ donde éste sea suave (normal continua); $p_k(\mathbf{x})$ y $u_k(\mathbf{x})$ son las componentes de las tracciones y desplazamientos en el contorno; $p^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})$ y $u^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})$ representan las tracciones y desplazamientos, respectivamente, de la solución fundamental, en un punto $\mathbf{x}$ en dirección $k$, debidos a una carga unidad aplicada en $\mathbf{y}$ en dirección $l$.

La ecuación integral de las tracciones puede obtenerse a partir de la ecuación anterior aplicando las relaciones cinemáticas, constitutivas y de equilibrio en el contorno (ver [6]) de modo que se obtiene,

$$c_{lk}p_k(\mathbf{y}) + \oint_\Gamma d^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})p_k(\mathbf{x})\,d\Gamma = \oint_\Gamma s^*_{lk}(\mathbf{x},\mathbf{y})u_k(\mathbf{x})\,d\Gamma \tag{2}$$

donde $\oint$ indica la parte finita de Hadamard de la integral, y $c_{lk}$ tiene el mismo valor que en la ecuación (1); los núcleos $d^*_{lk}$ y $s^*_{lk}$ son combinaciones lineales de las derivadas de $u^*_{lk}$ y $p^*_{lk}$, respectivamente y su expresión puede encontrarse en [6].

La ecuación anterior se obtiene de (1) mediante derivación y tras un cuidadoso proceso de límite (ver [7]), que muestra, entre otras cosas, lo siguiente:

- El campo de desplazamientos debe ser diferenciable en el punto $\mathbf{y}$ ($u_k \in C^1$ en $\mathbf{y}$). Igualmente las tracciones han de ser continuas ($p_k \in C^0$ en $\mathbf{y}$). Estas propiedades tienen que tenerlas las funciones escogidas para aproximar ambas variables y por lo tanto condiciona el tipo de elementos y la posición de los puntos de colocación que pueden usarse para resolver la t-EIC.
- El uso de los conceptos de Valor Principal de Cauchy y Parte Finita de Hadamard no son absolutamente necesarios para obtener la t-EIC, también llamada ecuación hipersingular. Sin embargo de esta manera la ecuación resultante es más compacta.

## 3. DISCRETIZACIÓN DE LAS ECUACIONES

Para la formulación mixta del MEC planteamos la t-EIC en una cara de la grieta y la d-EIC en la otra así como en el resto del contorno. La ecuación d-EIC puede discretizarse mediante elementos cuadráticos estándar. Por otra parte, en los puntos de colocación utilizados para la t-EIC la discretización debe cumplir la restrición $u_k \in C^1$. Para ello se adoptan elementos cuadráticos discontinuos en los cuales los nodos extremos están colocados una cierta cantidad hacia adentro en el elemento (ver Fig. 1). Existe otra alternativa sencilla cual es la de plantear la t-EIC en nodos internos del elemento, pero manteniendo los nodos de interpolación en las posiciones estándar, tal y como hacen Gallego y Dominguez para el caso elastodinámico [8]. Otras alternativas más complicadas se basan en definir aproximaciones derivables mediante polinomios de Hermite o splines de Overhauser (ver [5] y las referencias citadas en ésta).

En los elementos cuadráticos discontinuos la geometría de los elementos se representa igual que en los

elementos cuadráticos estándar mediante una interpolación parabólica en la variable natural $\xi$ a partir de las coordenadas en los extremos del elemento y en un nodo interior. Es decir, $x = \Phi_1^G x_1 + \Phi_2^G x_2 + \Phi_3^G x_3$ y una ecuación similar para la coordenada $y$, siendo $\Phi_j^G$ las funciones de forma geométricas. Por otra parte, las variables del contorno $u_k$ y $p_k$ se interpolan en función de los valores de éstas en los nodos internos NC1, NC2 y NC3 (ver figura 1),

$$u_k = u_k^1 \Phi_1 + u_k^2 \Phi_2 + u_k^3 \Phi_3 \qquad (3)$$

siendo $\Phi_j$ funciones de forma cuadráticas en la variable natural $\xi$ diferentes de las $\Phi_j^G$

Los elementos adyacentes al vértice de la grieta son elementos cuadráticos discontinuos rectos cuyo nodo central está desplazado hasta una posición a una distancia de $L/4$ del vértice de la fisura, siendo $L$ la longitud del elemento (E1/4D). Así, igual que en el caso de los elementos cuadráticos estándar se puede demostrar que entre $\xi$ y la distancia $\bar{r}$ entre un punto cualquiera del elemento y el vértice de la fisura existe la relación $\xi = 2\sqrt{\bar{r}/L} - 1$ de modo que si se sustituye esta relación en la ecuación (3) se obtiene,

$$u_k = d_1 + d_2 \sqrt{\frac{\bar{r}}{L}} + d_3 \frac{\bar{r}}{L} \qquad (4)$$

donde $d_1$, $d_2$ y $d_3$ dependen de la geometría del elemento y de los valores nodales de $u_k$. Esta representación contiene tres términos del desarrollo asintótico de los desplazamientos en las inmediaciones del vértice de la grieta, de modo que recoge las características más relevantes del campo en esa región.

En resumen, en el contorno exterior se utilizan elementos cuadráticos estándar y en ellos se coloca la d-EIC, mientras que en la fisura se usan elementos cuadráticos discontinuos y se coloca la d-EIC en una cara y la t-EIC en la otra. De este modo se obtiene un sistema de ecuaciones algebraicas, cuya resolución, tras aplicar las condiciones de contorno proporciona las incógnitas en el contorno exterior y en ambas caras de la grieta

## 4. ANÁLISIS DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS

### Cálculo de los Factores de Intensidad de Tensión

Tal y como se ha comentado en la sección anterior, para representar adecuadamente el campo de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de la grieta se emplean elementos a un cuarto cuyos nodos extremos se han desplazado al interior del mismo (E1/4D). En este trabajo se ha adoptado para los

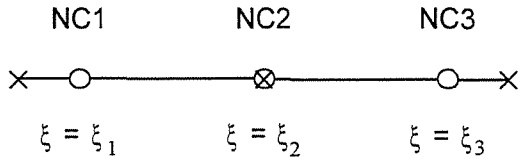



Figura 1: Elemento cuadrático discontinuo.

puntos NC1, NC2 y NC3 las posiciones $\xi_1 = -3/4$, $\xi_2 = 0$ y $\xi_3 = 3/4$, respectivamente. A partir de los desplazamientos en estos puntos es posible obtener diferentes fórmulas interpolativas para calcular los factores de intensidad de tensiones (FIT). Sáez *et al.* [6] han demostrado que la fórmula cuyos resultados son más precisos y estables ante un amplio rango de problemas y de variaciones de la geometría es la basada en los desplazamientos del nodo NC1. Esta fórmula viene dada por la expresión:

$$K_I = \frac{2\mu}{1-\nu} \Delta u_y^{\mathrm{NC1}} \sqrt{\frac{2\pi}{L}} \qquad (5)$$

y una ecuación similar para $K_{II}$, siendo los ejes $x - y$ un sistema local de coordenadas centrado en el vértice de la grieta, paralelo y perpendicular a la misma, respectivamente.

### Criterios de Propagación de Grietas

Existen diferentes criterios para describir el crecimiento de grietas en modo mixto. El objetivo de un criterio de propagación es responder a tres preguntas sucesivas:

1. ¿Se propagará la grieta bajo las condiciones de carga dadas?
2. Si lo hace, ¿en que dirección se propagará?
3. Supuesto crecimiento estable ¿cúal será la tasa de crecimiento?

Sin embargo, casi la totalidad de los criterios sólo dan respuesta a las dos primeras cuestiones, teniendo que recurrirse a otras consideraciones para responder a la tercera pregunta.

Uno de los criterios más utilizados es el de la *mínima densidad de energía de deformación* (MDED) debido a G.C.Sih [10]. Este criterio se basa en las siguientes hipótesis:

1. La grieta se propagará en la dirección en la que $w = \frac{dW}{dV}$ sea mínima, siendo $W$ la energía de deformación y $V$ el volumen. Es decir, $\frac{\partial w}{\partial \theta} = 0$ y $\frac{\partial^2 w}{\partial \theta^2} > 0$
2. La propagación se producirá cuando $w$ alcance un valor crítico, que será una constante del material: $w = w_{\mathrm{crit.}}$

Es fácil comprobar, utilizando los valores asintóticos de las tensiones y desplazamientos que $w = \frac{1}{16\pi\mu} \frac{S}{r}$

siendo,

$$S = a_{11}K_I^2 + 2a_{12}K_IK_{II} + a_{22}K_{II}^2 \qquad (6)$$

con,

$$\begin{aligned} a_{11} &= (1+\cos\theta)(\beta-\cos\theta) \\ a_{12} &= \operatorname{sen}\theta(1-\beta+2\cos\theta) \\ a_{22} &= (1+\beta)(1-\cos\theta)+(1-\cos\theta)(3\cos\theta-1) \end{aligned}$$

donde $\beta = 3-4\nu$ para deformación plana y $\beta = (3-\nu)/(1+\nu)$ para tensión plana.

La minimización de $w$ en $\theta$ equivale a la de $S$. Si se hace esta operación, la ecuación que determina el valor del ángulo es:

$$b_{11}K_I^2 + 2b_{12}K_IK_{II} + b_{22I}K_{II}^2 = 0 \qquad (7)$$

con,

$$\begin{aligned} b_{11} &= (1-\beta)\operatorname{sen}\theta + \operatorname{sen}(2\theta) \\ b_{12} &= (1-\beta)\cos\theta + 2\cos(2\theta) \\ b_{22} &= (\beta-1)\operatorname{sen}\theta - 3\operatorname{sen}(2\theta) \end{aligned}$$

Con este criterio la dirección de propagación que se obtiene para $K_I = 0$ es $\theta_o = \arccos(\frac{\beta-1}{6})$.

Por otra parte, la condición de propagación se reducirá a $S(\theta = \theta_o) = S_{\text{crit.}}$ siendo el valor crítico el valor de esta función para el caso de rotura en modo I, i.e. $S_{\text{crit.}} = S(\theta_o = 0, K_I = K_{Ic}, K_{II} = 0)$. Así resulta,

$$a_{11}K_I^2 + 2a_{12}K_IK_{II} + a_{22}K_{II}^2 = 2(\beta-1)K_{Ic}^2 \qquad (8)$$

siendo $a_{ij}$ las funciones trigonométricas dadas más arriba.

**Proceso Iterativo de Avance de la Grieta**

Supongamos que el vértice de la fisura ha alcanzado la posición $A^k$ y está sometido a un campo de tensiones caracterizado por los FITs $[K_I, K_{II}]^k$. Aplicando algún criterio de propagación obtenemos el ángulo de crecimiento $\theta^{k,o}$ que representa el ángulo tangente al camino continuo que sigue la grieta en su avance. Puesto que los incrementos de longitud de la fisura han de ser finitos, al alargar la grieta en la dirección $\theta^{k,o}$ una cantidad $\Delta a$ se cometerá un cierto error, tanto mayor cuanto mayor sea el avance finito de la grieta. Este error será preciso minimizarlo en la medida de lo posible, lo cual se trata más adelante.

Los elementos de contorno añadidos para formar las nuevas caras de la grieta son elementos a un cuarto discontinuos (E1/4D) tal y como se observa en la figura 2. A su vez es necesario modificar los E1/4D que eran adyacentes al vértice en $A^k$ y convertirlos en elementos cuadráticos discontinuos normales,

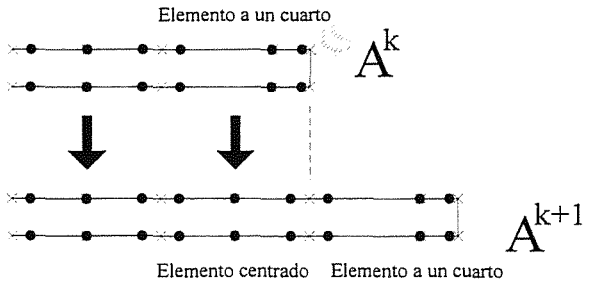



Figura 2: Generación de elementos para el avance de la grieta.

puesto que estos elementos ya no han de representar el comportamiento asintótico de los desplazamientos al trasladarse el vértice de $A^k$ a $A^{k+1}$.

Por tanto, el sistema de ecuaciones del sistema no sólo se ve ampliado al añadir nuevos elementos discontinuos a un cuarto (12 nuevas ecuaciones, 12 nuevas columnas) sino que además hay que modificar las filas y columnas correspondientes al elemento a un cuarto del paso anterior. La matriz del sistema $\mathbf{A}$ se resuelve aplicando la descomposición $\mathbf{A} = \mathbf{LU}$ lo cual permite una actualización y resolución rápida del sistema modificado.

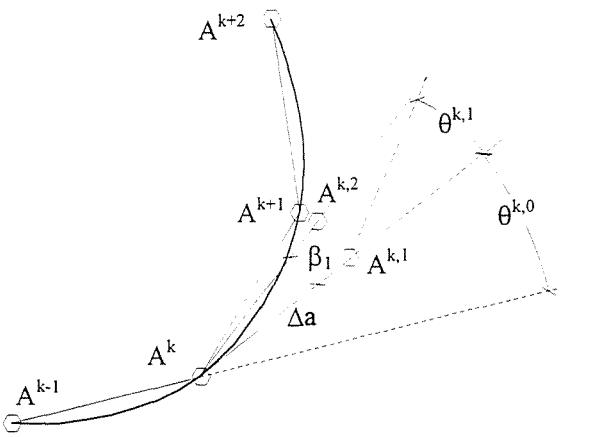



Figura 3: Proceso iterativo de predicción de la dirección de avance de la grieta.

Los criterios de propagación son independientes del tamaño del avance escogido para la grieta ($\Delta a$) y por tanto, diferentes valores de $\Delta a$ dan lugar a distintas trayectorias de la grieta. La dirección correcta de propagación asegura que independientemente del tamaño del avance de grieta escogido la trayectoria final sea única. El procedimiento iterativo aplicado para corregir la dirección predicha por el criterio se basa en el trabajo de Portela *et al.* [5] y sigue los siguientes pasos (ver figura 3):

1. Partiendo del vértice de la grieta en la posición $A^k$ se obtiene el ángulo inicial de avance $\theta^{k,o}$

mediante el criterio de propagación escogido.

2. A lo largo de esta dirección se extiende la grieta un incremento $\Delta a$ hasta un nuevo punto $A^{k,i}$ y se calculan los nuevos FITs ($i = 1$ en la primera iteración).

3. Se calcula de nuevo con el criterio elegido el ángulo de propagación $\theta^{k,i}$.

4. Se define el ángulo de corrección $\beta_i = \theta^{k,i}/2$ tal y como se observa en la figura 3.

5. Se corrige la dirección de propagación predicha $\theta^{k,i+1} = \theta^{k,i} + \beta_i$.

6. Mientras sea $|\beta_i| < |\beta_{i-1}|$ se repite el proceso descrito desde el paso segundo, tras incrementar $i$.

7. El vértice final de la fisura tras la convergencia del algoritmo anterior se denomina $A^{k+1}$

El algoritmo propuesto es simple y estable. Mediante este proceso de corrección se pretende que la dirección de propagación predicha se aproxime a la dirección secante a la curva en vez de a la dirección tangente. Sin embargo este algoritmo propuesto por Portela *et al.* no es completamente satisfactorio pues, según los resultados preliminares obtenidos, da lugar a que el camino predicho para una grieta ¡es independiente del criterio de propagación escogido!. Es necesario profundizar en este aspecto del problema.

## 5. APLICACIONES

### Placa cuadrada fisurada en modo II

La primera aplicación es la de una placa cuadrada $2h \times 2h$ con una grieta de longitud $a = h/3$. La grieta está bajo modo II con cargas de tracción en la parte superior de la placa y compresión en la inferior tal y como se observa en la figura 4. La discretización consta de 22 elementos cuadráticos en el contorno exterior (20 elementos estándar y 2 semidiscontinuos en los bordes donde la fisura asoma al exterior) y 3+3 elementos discontinuos para la grieta (3 en la cara superior y 3 en la inferior). Las figuras 5 y 6 muestran la trayectoria de la grieta y el valor que alcanzan los FITs a lo largo del proceso, respectivamente. En esta última los FITs se han adimensionalizado con el valor de $K_{II}$ al inicio.

### Placa cruciforme fisurada en una esquina entrante

En la segunda aplicación se estudia una placa cruciforme con tracciones en sus cuatro extremos y que contiene una fisura de longitud $a = h/4$ en una de las esquinas entrantes, tal y como se observa en la

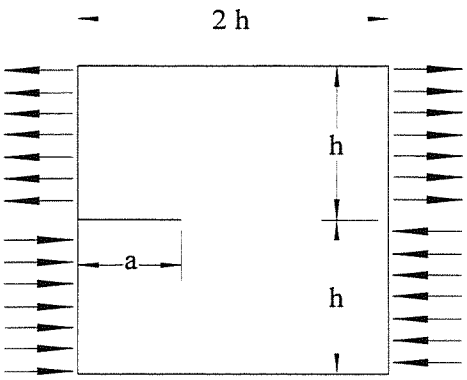



Figura 4: Geometría y cargas de una placa cuadrada en modo II.

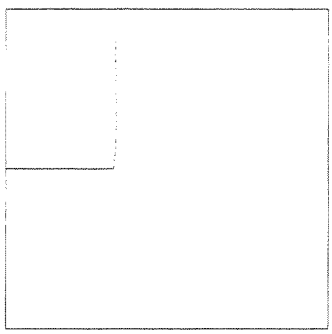


Figura 5: Trayectoria descrita por la grieta en su avance para la placa cuadrada.

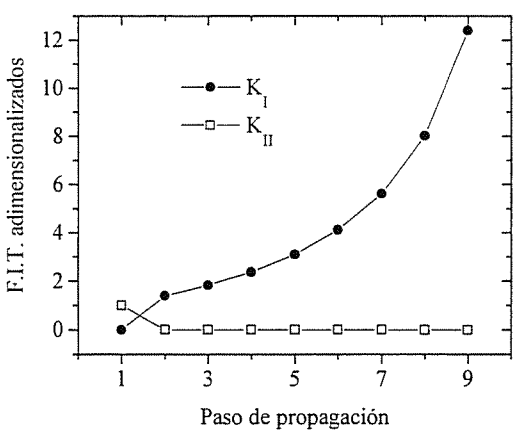



Figura 6: Valor de los FITs en modo I y II adimensionalizados.

figura 7. Se han llevado a cabo cuatro análisis, para diferentes combinaciones de las tracciones $t_1$ y $t_2$: $t_1 = t_2$, $t_1 = t_2/2$, $t_1 = 0$ y $t_1 = -t_2$. La placa se ha discretizado con 48 elementos cuadráticos en el contorno exterior y 4+4 en la fisura. La figura 8 muestra las trayectorias de la fisura bajo los cuatro supuestos de carga.

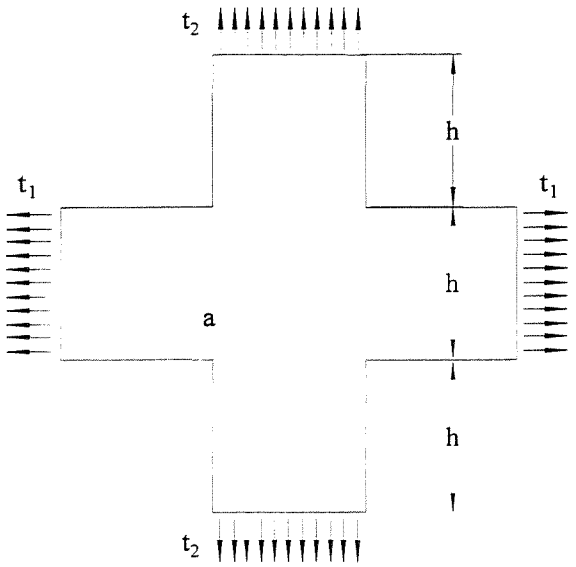



Figura 7: Geometría y cargas de una placa cruciforme.

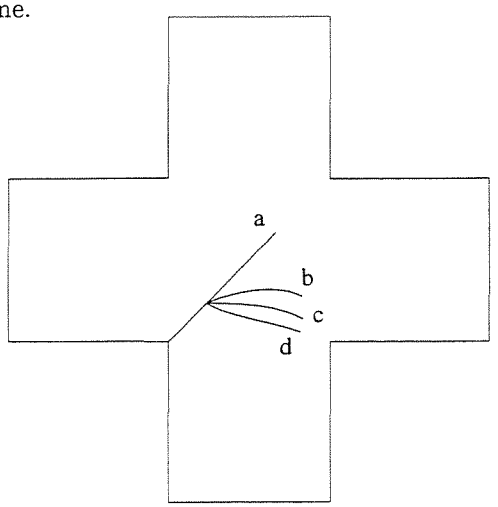



Figura 8: Trayectoria de la fisura para cuatro estados de carga: a) $t_1 = t_2$, b) $t_1 = t_2/2$, c) $t_1 = 0$, d) $t_1 = -t_2$.

## 6. CONCLUSIONES

Se ha expuesto en esta comunicación una metodología basada en el Método de los Elementos de Contorno para la resolución de problemas de propagación cuasi-estática de grietas. Se hace uso de la ecuación integral de los desplazamientos y de la ecuación integral de las tracciones, lo cual permite estudiar este tipo de problemas reduciendo al mínimo el esfuerzo de discretización, aspecto de grandísima importancia en este tipo de problemas.

Para predecir el camino de propagación se ha utilizado en esta comunicación el criterio de la mínima densidad de energía de deformación, aunque cualquier otro criterio es igualmente implementable. Para corregir el efecto divergente debido a la finitud del avance de la fisura en cada paso se ha utilizado un algoritmo corrector propuesto en la literatura. Los primeros resultados indican que dicho algoritmo debe ser revisado pues produce identicos resultados independientemente del criterio.

Por último se ha mostrado con dos aplicaciones de modo mixto la potencia del método propuesto.

## 7. REFERENCIAS

[1] Brebbia, C.A. y Domínguez, J. *Boundary Elements: An Introductory Course*, Computational Mechanics Publications, Southampton, UK, 1989.

[2] Snyder, M. D. y Cruse,T. A. Boundary integral equation analysis of cracked anisotropic plates, *Int. J. Fracture*, 1975, **11**, 315–328.

[3] Crouch, S. L., Solution of plane elasticity problems by the displacement discontinuity method, *Int. J. Numer. Engng.*, 1976, **10**, 301–342.

[4] Blandford, G.E., Ingraffea, A.R. y Ligget, J.A., Two-dimensional stress intensity factor computations using the boundary element method, *Int. J. Numer. Meth. Engng.*, 1981, **17**, 387–404.

[5] Portela, A., Aliabadi, M.H,. y Rooke, D.P., Dual boundary element analysis of fatigue crack growth, in *Advances in BEM for Fracture Mechanics*, Computational Mechanics Publications, Southampton, UK, 1993.

[6] Sáez, A., Gallego, R. y Domínguez, J., Hypersingular quarter-point boundary elements for crack problems, *Int. J. Numer. Meth. Engng.*, 1995, **38**, 1681–1701.

[7] Guiggiani, M., Krishnasamy, G., Rudolphi, T.J. y Rizzo, F.J., A general algorith for the numerical solution of hypersingular boundary integral equations, *J. Appl. Mech.*, 1992, **59**, 604–614.

[8] Gallego, R., Domínguez, J., Hypersingular BEM for Transient Elastodynamics, *Int. J. Numer. Meth. Engng.*, 1996, **39**, 1681–1705.

[9] Erdogan, F. y Sih, G.C., On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, *J. Basic Engng.*, 1963, **85**, 519–527.

[10] Sih, G.C., Some basic problems in fracture mechanics and new concepts, *Engng. Fract. Mech.*, 1973, **5**, 365-377.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL COMPORTAMIENTO DE UNA GRIETA EN PRESENCIA DE TENSIONES RESIDUALES DE SOLDADURA DURANTE EL ENSAYO CTOD

**Juan C. Suárez*, Hidekazu Murakawa** y Yukio Ueda*****

***E.T.S.I. Navales, Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria, 28040 Madrid**
****Joining and Welding Research Institute, Osaka University. 11-1 Mihogaoka, Ibaraki-shi, Osaka 567, Japón**
*****Research Institute of Biotechnology Oriented Sciences and Technology, Kinki University, Japón**

**Resumen.** En el presente trabajo se analiza el efecto que las tensiones residuales de soldadura ejercen sobre el comportamiento de la grieta durante el ensayo de Crack Tip Opening Displacement. Para ello se ha modelizado una unión soldada con preparación de bordes en K, que se suelda mediante 67 cordones depositados por arco eléctrico. Para cada pasada se ha realizado el cálculo termo-elastoplástico correspondiente, usando el Método de los Elementos Finitos, para seguir la evolución de las tensiones residuales de soldadura y el estado final que alcanzan en la probeta de ensayo. Una vez situada la grieta en su posición y cargada la probeta a flexión en tres puntos, se han comparado los distintos comportamientos en los casos de que se incluyan o no las tensiones residuales de soldadura. Las implicaciones sobre los valores de tenacidad que se medirían en cada caso son analizados y las fuentes de incertidumbre discutidas.

**Abstract.** The effect of welding residual stresses on crack behavior during Crack Tip Opening Displacement test is analyzed. A model has been prepared for a joint with a K-shaped groove, filled with 67 seams using electric arc welding. For every pass residual stresses were computed by thermal elastic-plastic Finite Element analysis and crack tip opening displacements recalculated to assess any variation with respect to the ideal unstresses specimen. Differences in behavior for both specimens are linked to actual differences in failure loads. Thus, toughness values could be smeared by the residual stress state in the Crack Tip Opening Displacement test specimens.

## 1. INTRODUCCIÓN

El ensayo para la determinación de la tenacidad de fractura que más se utiliza en el campo de las uniones soldadas es el Crack Tip Opening Displacement (CTOD). Es posible obtener valores suficientemente fiables cuando se trabaja con materiales homogéneos pero, desafortunadamente, en las uniones soldadas concurren una serie de peculiaridades que dan lugar a una marcada dispersión de los resultados experimentales [1]. Los principales factores que influyen en el valor de la tenacidad medido en el ensayo CTOD son: tensiones residuales de soldadura, gradientes microestructurales y diferencia de propiedades mecánicas entre el metal base y el cordón (*mismatching*). Todos ellos actúan simultáneamente, por lo cual es difícil discernir la importancia de la contribución individual de cada uno. El Método de lo Elementos Finitos (MEF) es una herramienta idónea para estudiar aisladamente cada factor, manteniendo invariables los otros, y poder así esclarecer el efecto en uno u otro sentido de cada uno de ellos.

La importancia de las tensiones residuales sobre las prestaciones de las uniones soldadas ha sido un hecho reconocido desde hace mucho tiempo y se han realizado diversos esfuerzos para evaluar su influencia sobre los cálculos de factores de intensidad de tensiones [2], vida a fatiga [3], etc.

Los ensayos normalizados [4] fueron desarrollados originalmente para materiales homogéneos, donde no están presentes las altas tensiones residuales introducidas durante el soldeo. Sin embrago, se sabe que las tensiones residuales tienden a influir sobre el crecimiento de la pregrieta obtenida por fatiga, resultando en un crecimiento irregular de la misma y, en consecuencia, obligando al rechazo del ensayo [5, 6]. Un reciente ensayo *Round Robin* entre doce laboratorios europeos para la determinación de la tenacidad de fractura en el cordón de soldadura [7] mostró una falta de reproducibilidad entre los distintos centros, aun cuando estaban usando las mismas normas de ensayo y el mismo material (todas las probetas fueron preparadas por un único laboratorio). Esto mina el propio concepto de ensayo normalizado y contrasta con un proyecto anterior sobre la tenacidad de fractura del material base [8], en el cual la dispersión de resultados entre los distintos laboratorios fue considerada como no significativa. Tras este extensivo trabajo empírico, no se han encontrado razones consistentes que justifiquen estas discrepancias para los ensayos del cordón de soldadura. En las propias

conclusiones del estudio se considera esencial una mayor profundización en los métodos de ensayo y un programa de investigación fundamental para mejorar la comprensión de los fenómenos involucrados, que ha de redundar en la mejora de la versión final de la normativa específica para uniones soldadas que está siendo preparada.

En esta línea, la presente comunicación presenta parte del trabajo que los autores han venido realizando sobre el tema en el Instituto Japonés de Investigación en Soldadura (JWRI), en la Universidad de Osaka [9, 10]. Se han analizado probetas de CTOD para chapa gruesa, prestando especial atención a las peculiaridades en comportamiento de grietas largas y cortas. Se han calculado los campos de tensiones y deformaciones, así como la forma y tamaño de las zonas plásticas frente al vértice de grieta, los factores de rotación que definen la posición de la rótula plástica y los valores de la integral J en cada caso. Para introducir en el modelo las tensiones residuales de soldadura, se ha resuelto mediante Elementos Finitos el problema termo-elasto-plástico correspondiente y, posteriormente, recalculado los desplazamientos de los labios en las proximidades del vértice de la fisura. Los resultados indican una substancial diferencia de comportamientos entre las probetas con y sin tensiones residuales y, además, las discrepancias parecen estar vinculadas de una forma no trivial a las cargas de fallo. Por tanto, el modelo parece sugerir que los valores reales de la tenacidad en la unión soldada están distorsionados por la presencia de las tensiones residuales de soldadura.

## 2. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS PARA LAS PROBETAS CTOD

En la Figura 1 se muestra la geometría de la preparación de bordes en K y el procedimiento de extracción para la probeta del ensayo CTOD de tipo SN (Surface Notched). Se utilizaron 67 pasadas para completar la unión soldada.

La Figura 2 muestra la malla empleada para el análisis por MEF. Se ha considerado que tanto el material base como el metal de aportación tienen las mismas propiedades mecánicas y térmicas, representativas de un acero HSLA (High-Strength Low-Alloy) microaleado, de grano fino, del que se disponía de resultados experimentales anteriores [10,11]. El modelo no considera la existencia de *mismatching* ni de gradientes microestructurales en la Zona Afectada por el Calor (ZAC).

La grieta está localizada en la ZAC, a 2,5 mm del borde izquierdo de la preparación en K, tal como está mostrado en la Figura 2. Esta distancia fue seleccionada después de un estudio preliminar, para localizar la grieta justo en la frontera entre la ZAC y el

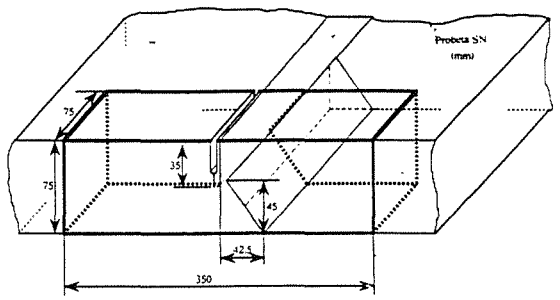



**Fig. 1.** Geometría y procedimiento de extracción de la probeta SN para el ensayo CTOD.

baño de fusión cuando se aporta una energía calorífica de 2 MJ/m, valor habitual para la soldadura al arco de estos aceros.

La grieta ha de permanecer cerrada durante el cálculo de las tensiones residuales de soldadura, de manera que permita una perfecta transmisión de cargas a través de su plano. El procedimiento para poder hacerlo con el programa de MEF empleado (ABAQUS) es definiendo las dos superficies correspondientes a los labios de la grieta y enlazarlas mediante su definición como "par de contacto". Después de completar los cálculos correspondientes a la tensiones residuales, la grieta fue abierta eliminando esta vinculación y se continuó el análisis cargando a flexión en tres puntos la probeta ya agrietada.

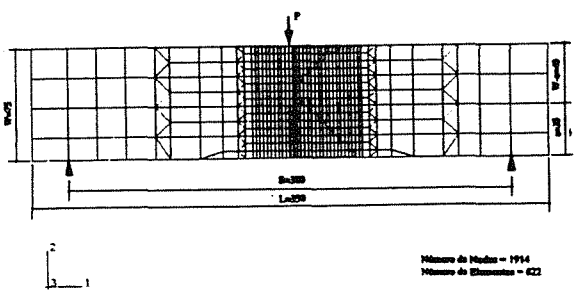


**Fig. 2.** Mallado para el análisis por elementos finitos de la probeta CTOD y posición de la grieta respecto a la preparación de bordes en K.

Se necesitaron dos análisis por elementos finitos para cada pasada de soldadura: un análisis térmico para obtener el campo de temperaturas y un análisis elasto-plástico usando la distribución de temperaturas previamente calculada como cargas térmicas. Se consideró que los análisis térmico y mecánico están desacoplados, de manera que fue posible ejecutarlos uno a continuación de otro. Sin embargo, todas las propiedades de los materiales son dependientes de la temperatura y fue necesario volverlas a evaluar para cada paso del análisis. No se permitieron incrementos de temperatura superiores a

200°C en ningún punto del modelo entre dos pasos consecutivos del cálculo, lo cual impuso una discretización temporal muy fina; las propiedades térmicas y mecánicas se interpolaron cuando no se disponía del dato preciso para una cierta temperatura. La topología de la malla fue idéntica para ambos análisis: 622 elementos isoparamétricos, rectangulares y triangulares. Para el análisis térmico se usaron elementos DC2D8 (rectangulares, 8 nodos) y triangulares DC2D6 (triangulares, 6 nodos). Sin embargo, para el calculo de tensiones residuales se usaron elementos CGPE10 (rectangulares, 10 nodos) y CGPE8 (triangulares, 8 nodos) bajo la asunción de deformación plana generalizada; los dos últimos nodos son compartidos por todos los elementos, pero son necesarios para obtener las deformaciones en la dirección axial (dirección de avance de la soldadura), considerando que se trata de un modelo 2D. Sólo está permitida una variación lineal en los desplazamientos axiales.

Después de los cálculos para cada pasada se guardó un fichero con toda la información acerca de tensiones y deformaciones. Este fichero contiene los datos de entrada para el paso siguiente del análisis y, de esta manera, las tensiones residuales pueden ser recalculadas en consonancia con el nuevo ciclo térmico de soldeo. Se mantuvo así un registro completo de la evolución de las tensiones residuales desde la pasada 1 a la 67.

Cada cordón de soldadura fue introducido en el modelo activando elementos previamente definidos. El flujo calorífico aportado en cada pasada se distribuyó mediante una función gaussiana –con una subrutina de usuario escrita en FORTRAN específicamente para este problema – sobre toda la superficie superior de los elementos que constituyen cada cordón. El aporte calorífico de 2 MJ/m fue suficiente para fundir por completo el material de cada cordón y parcialmente otros cordones anejos, como es el caso en las soldaduras reales. El calor se disipa por convección a través de los bordes exteriores del modelo, con una temperatura ambiente de 20°C. No se aplicó precalentamiento.

## 3. DISTRIBUCIÓN DE TENSIONES RESIDUALES DE SOLDADURA

En la Figura 3 pueden verse las distribuciones de la componente de la tensión residual en la dirección perpendicular a la grieta (de apertura), mostrando su variación tras las pasadas 1, 2, 15, 22, 23 y 67. Tomando como origen de coordenadas la posición del vértice de la grieta se distingue una zona sometida a

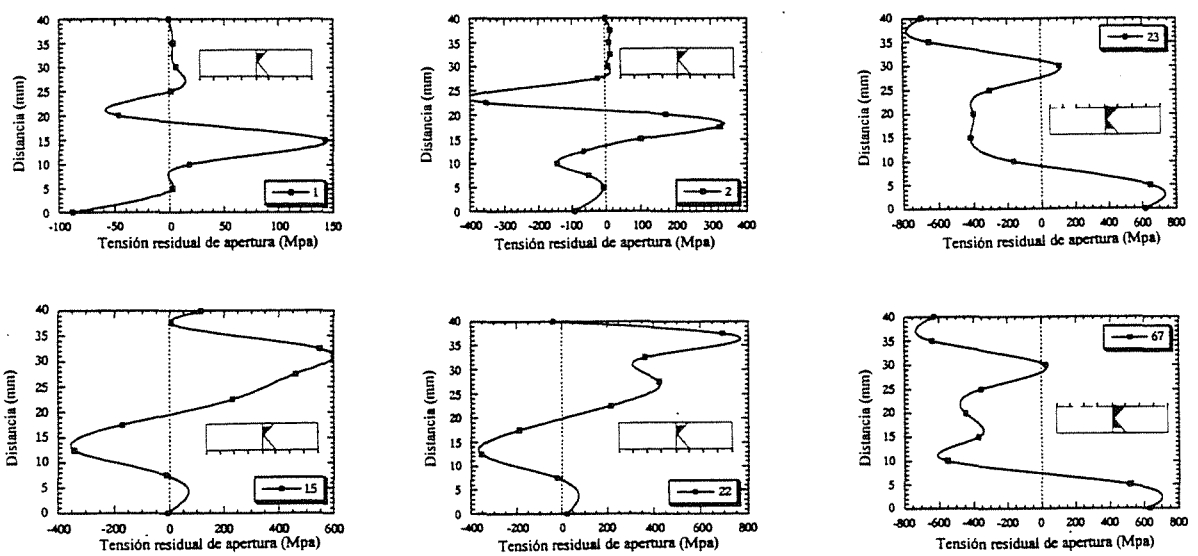



**Fig. 3.** Tensiones residuales de apertura frente al vértice de grieta tras las pasadas 1, 2, 15, 22, 23 y 67.

compresión y otra franja, estrecha, con esfuerzos a tracción que se va desplazando hacia la superficie de la probeta a medida que se van añadiendo cordones de soldadura. Para la pasada 22 (completada la mitad de la preparación en K) se observa el pico de tensiones a tracción ligeramente por debajo de la superficie de la probeta.

Cuando se concluye con la pasada 22, la soldadura continúa desde el lado contrario de la chapa. Esto, en la práctica real, supone voltear la chapa para poder seguir soldando; en el modelo MEF, sin embargo, simplemente se necesita cambiar las condiciones de contorno y continuar añadiendo cordones. La redistribución de tensiones residuales tras

la pasada 23 es debida no únicamente al efecto del nuevo ciclo térmico de soldeo, sino también al cambio en las condiciones de contorno.

En la Figura 4 se pueden ver las tensiones residuales que tienden a abrir la grieta (aún no introducida) tras la pasada 67, junto con las distribuciones de las mismas a lo largo dos líneas paralelas a las de la grieta situadas a ±1,25 mm a derecha e izquierda. Existen diferencias en las tensiones de apertura y, por consiguiente, cualquier diferencia en la posición de la grieta durante el ensayo CTOD puede dar lugar a variación en las medidas de tenacidad, las cuales no estarían relacionadas con el muestreo por el vértice de grieta de distintas estructuras metalúrgicas sino con el estado de tensiones residuales local.

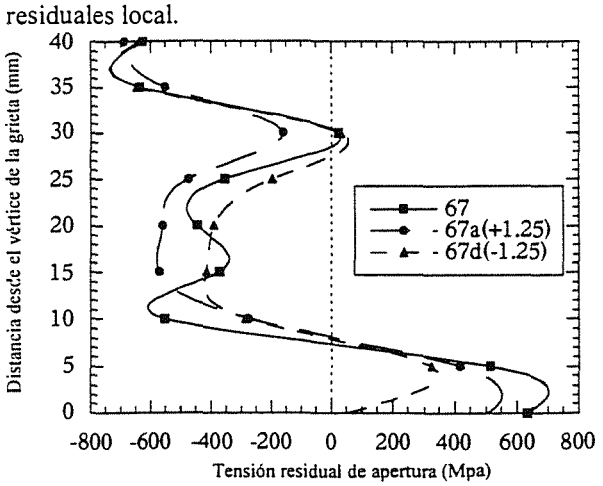



**Fig. 4.** Tensiones residuales de apertura en el plano de la grieta y a ambos lados del mismo.

Después de haber calculado mediante el MEF las tensiones residuales, la grieta se introdujo en el modelo eliminando la definición de par de contacto que mantenía unidos los labios de la fisura hasta el momento. También se volvieron a cambiar las condiciones de contorno, situando ahora la probeta apoyada en dos puntos, y se recalculó la distribución de tensiones. Las deformaciones inherentes -- que son las deformaciones plásticas introducidas durante la soldadura -- son la fuente de las tensiones residuales; permaneciendo invariables durante la introducción de la grieta y, por tanto, sólo se redistribuyen ligeramente al cambiar las condiciones de contorno.

## 4. ENSAYO CTOD EN PROBETAS CON Y SIN TENSIONES RESIDUALES

Los modelos de las probetas para el ensayo CTOD, con y sin tensiones residuales, fueron cargados a flexión. La carga máxima aplicada fue 1,3 veces la carga límite para el colapso plástico del ligamento remanente ($P_y$) [9].

La Figura 5 muestra la curva carga-CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) para ambas situaciones. Se observa un cierto intervalo de cargas, aproximadamente entre 0,6 y 1,2 $P_y$, dentro del cual las dos curvas se diferencian. Fuera de dicho intervalo el comportamiento coincide muy de cerca.

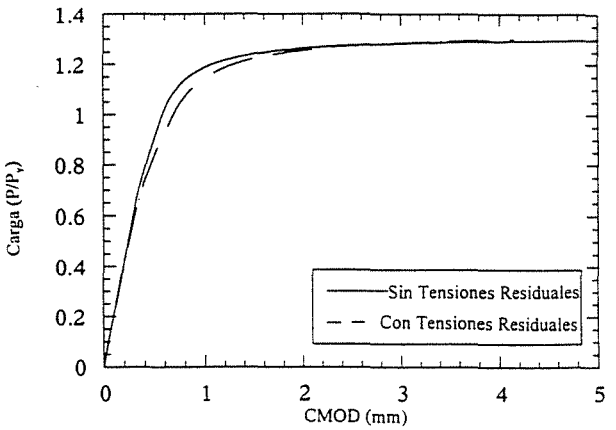



**Fig. 5.** Curva de carga a flexión frente a apertura en la boca de la entalla (CMOD).

Los valores de apertura en vértice de grieta ($\delta$) fueron calculados a partir de la componente plástica de la apertura en la curva carga-CMOD, usando la ecuación estándar [9]. La Figura 6 recoge los valores

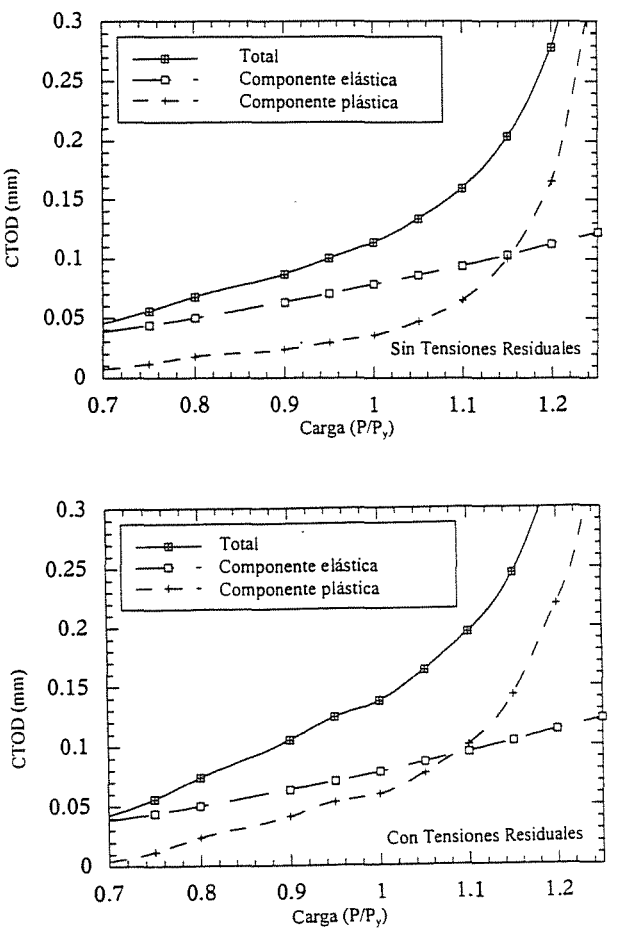



**Fig. 6.** Contribuciones elástica, plástica y valor total del CTOD con y sin tensiones residuales presentes.

de δ para distintas cargas, mostrando tanto el valor total como las contribuciones elástica y plástica al CTOD. La carga para la que se igualan las contribuciones elástica y plástica difieren entre los dos casos: 1,15 $P_y$ cuando no hay tensiones residuales y 1,08 $P_y$ cuando están presentes.

Las diferencias porcentuales entre los valores del CTOD para cada carga en las probetas con y sin tensiones residuales son mostradas en la Figura 7 (línea continua). Existe una meseta que va desde 0,9 $P_y$ a 1,2 $P_y$ en la que se mantiene una diferencia constante entorno al 22%. Esto significa que, para cada carga, el valor de la tenacidad indicado por el parámetro δ puede ser hasta 22% mayor en el caso de que haya tensiones residuales presentes.

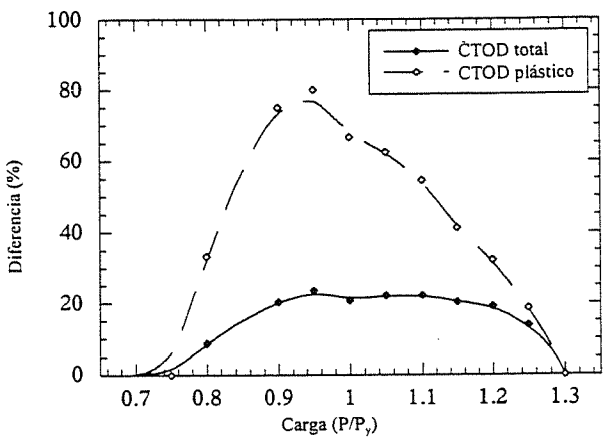



**Fig. 7.** Diferencias en los valores de CTOD calculados (contribución plástica y valor total) para probetas con y sin tensiones residuales.

## 5. APERTURA DE GRIETA Y DESARROLLO DE LA ZONA PLÁSTICA

Debido a la presencia de tensiones residuales la apertura de los labios de la grieta resulto asimétrica, tal como se muestra en la Figura 8 para varias cargas.

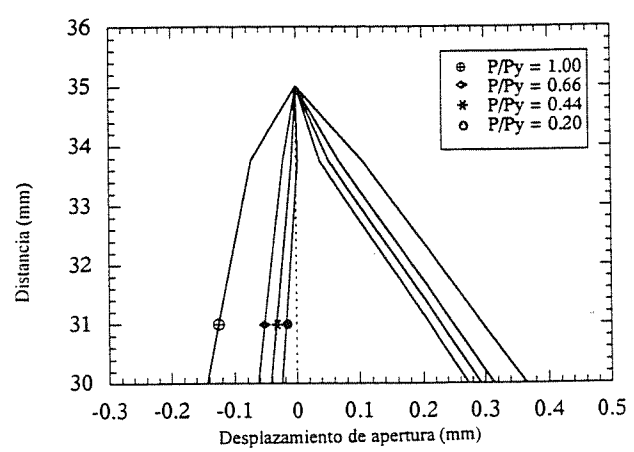



**Fig. 8.** Apertura asimétrica de los labios de la grieta en presencia de tensiones residuales.

El distinto comportamiento cuando se tienen tensiones residuales parece estar relacionado con el desarrollo inicial de la zona plástica en el vértice de grieta. Dentro del régimen elástico, ambas probetas se comportan de forma similar, pero a cargas más elevadas el campo de tensiones residuales alrededor del vértice de grieta modifica el constreñimiento plástico sobre el material. Cuando se incrementa la carga y la plastificación se extiende hasta los bordes de la probeta los comportamiento vuelven a coincidir . El intervalo de influencia de las tensiones residuales sobre el desarrollo de la zona plástica esta acotado por la extensión de la meseta de la Figura 7 (línea continua).

Si se considera únicamente la contribución plástica al valor total de δ, Figura 7 (línea de trazos), se hace aparente que la máxima diferencia entre las dos situaciones analizadas se alcanza para una carga de 0,95 $P_y$ , con un valor de alrededor del 80%. Esto refuerza la idea de que el distinto comportamiento debido a las tensiones residuales deriva de la etapa inicial de formación de la zona plástica y desaparece cuando la plastificación se generaliza.

La conclusión que puede obtenerse, bajo los supuestos de este modelo particular, es que la presencia de tensiones residuales de soldadura modifican el valor de δ hasta en un 22%, cuando se compara con una probeta totalmente libre de tensiones residuales. Cabe, pues, preguntarse si las diferencias de tenacidad entre dos probetas soldadas en distintas condiciones de aporte térmico pudieran estar relacionadas no sólo con sus diferencias microestructurales sino también con sus distintas distribuciones iniciales de tensiones residuales de soldeo.

Además, incluso cuando se comparan varias probetas del mismo material, soldadas en las mismas condiciones y con la grieta situada en la misma posición de la ZAC, las diferencias en la tenacidades medidas podrían estar originadas únicamente por las tensiones residuales. La dispersión debida a las diferentes microestructuras muestreadas por el frente de grieta podría ser distorsionada por la presencia de las tensiones residuales: si la rotura se produce a cargas bajas, sin extensión estable de la grieta, la influencia de las tensiones residuales puede ser despreciable y el valor medido es una propiedad verdaderamente dependiente de la naturaleza del material ensayado; de la misma manera, si la rotura se produce a cargas suficientemente elevadas, tras una substancial propagación estable de la grieta, el modelo sugiere que las tensiones residuales no modifican los valores medidos de tenacidad; pero si el fallo acaece dentro del intervalo de cargas donde se produce una propagación estable de la grieta de valor limitado, entonces las tensiones residuales desempeñan un papel fundamental en el desarrollo de la zona plástica entorno al vértice de grieta y las medidas de tenacidad pueden variar en consonancia. La cifra exacta del 22% es significativa

sólo dentro del contexto de nuestro modelo. El punto importante es, sin embargo, que las diferencias están ligadas a la carga de rotura: para pequeñas variaciones en las cargas de fallo, las desviaciones en $\delta$ pueden ser muy importantes si nos encontramos en las zonas de pendiente que acotan la meseta de Figura 7; si las cargas de rotura se sitúan dentro de la meseta las diferencias son máximas pero la dispersión de $\delta$ sería estrecha para probetas con pequeñas variaciones en sus cargas de fallo.

La apertura asimétrica de la grieta sugiere, asimismo, el empleo del concepto de CTOD local, diferentes para el labio derecho ($\delta_d$) e izquierdo ($\delta_i$) de la grieta, en lugar del valor total ($\delta_t=\delta_d+\delta_i$) que usualmente se emplea para materiales homogéneos. El fallo se produciría cuando uno de los valores locales de $\delta$ alcanzara su valor crítico y no cuando lo alcanzara $\delta_t$. Este criterio generalizado de fallo ha sido usado para uniones con *mismatching* [12], pero también podría extenderse su uso al caso de uniones con presencia de tensiones residuales.

Las tensiones residuales pueden justificar parcialmente tanto las diferencias en tenacidad en probetas soldadas con diferentes aportes térmicos, como la dispersión observada en los resultados de ensayos en probetas idénticas. Por tanto, como sugiere el modelo, los valores reales de tenacidad pueden quedar alterados por la presencia de tensiones residuales de soldeo en las probetas para el ensayo CTOD.

## 6. CONCLUSIONES

1. La presencia de tensiones residuales de soldadura puede llegar a modificar el valor del CTOD hasta un 22%, comparado con una probeta totalmente libre de tensiones residuales, cuando la carga de rotura está entre 0,9 y 1,2 veces el valor de la carga límite para el colapso plástico del ligamento remanente. Las diferencias disminuyen para cargas fuera de este intervalo.
2. La variación de la contribución plástica al valor total del CTOD indica que las diferencias entre las probetas con y sin tensiones residuales aparecen en las primeras etapas del desarrollo de la zona plástica entorno al vértice de grieta. Por contra, tanto en el régimen elástico como cuando se alcanza la plastificación generalizada la influencia de las tensiones residuales es despreciable.
3. La dispersión en los resultados del ensayo debida a la variabilidad inherente de las propiedades del material puede ser distorsionada por la presencia de las tensiones residuales, especialmente por su distinta influencia en función de la carga a que se produzca la rotura. Se necesita proseguir con la investigación para determinar si estos efectos podrían ser el origen de la falta de reproducibilidad que en ocasiones ha sido reseñada en la bibliografía.
4. La apertura de grieta asimétrica sugiere que debería usarse como criterio de rotura los valores críticos del CTOD local en lugar del valor total del mismo, de manera semejante a como se hace en uniones con *mismatch*.

## 7. REFERENCIAS

[1] Suárez J.C., López F. y Molleda F., "Estado Actual de las Investigaciones en Mecánica de Fractura de Uniones Soldadas", Anales de Mecánica de la Fractura. XIII Encuentro del Grupo Español de Fractura y III Jornadas Ibéricas de Fractura, Coimbra (1996).

[2] Chien C.H., Chen H.J. y Chiou Y.T., "Numerical Evaluation Of Stress Intensity Factors at Crack Tips in Weldments", Transactions of the Japan Welding Society 21-1, 31-40 (1990).

[3] Nguyen T.N. y Wahab M.A., "The Effect of Residual Stress on Fatigue of Butt Joints", Welding Journal, Welding Research Supplement, Febrero, 55s-61s (1996).

[4] BS7448, "Fracture Mechanics Toughness Test. Part 1. Method for Determination of $K_{ic}$ , Critical CTOD and Critical J values of Metallic Materials", British Standard Institution (1991).

[5] Dawes M.G., Pisarski H.G. y Squirrel S.J., "Fracture Mechanics Tests on Welded Joints", ASTM STP 995 Vol. II, 191-213 (1989).

[6] Reemsnyder H.S.,Pisarski H.G. y Dawes M.G., "Residual Stresses and Fatigue Precracking Techniques for Weldment Fracture Toughness Specimens", ASTM J. Test. Eval. 20-6, 416-423 (1992).

[7] Hadley y Dawes M.G., "Fracture Toughness Testing of Weld Metal: Results of an European Round Robin", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 19-8, 963-973 (1996).

[8] Towers O.L., Williams S. y Harrison J.D., "ECSC Collaborative Elastic-plastic Fracture Toughness Testing and Assessment Methods", ECSC Report 7210-KE/805, EUR 9552 EN (1985).

[9] Suárez J.C. Murakawa H. y Ueda Y., "Effect of Welding Residual Stresses on Fracture Toughness Testing. Part 1: FEM Analysis of CTOD Specimens in Multipass Weldments of Thick Plates", Transactions of JWRI 25-1, 91-99 (1996).

[10] Suárez J.C. Murakawa H. y Ueda Y., "Effect of Welding Residual Stresses on Fracture Toughness Testing. Part 2: Crack Tip Opening Displacements in the Residual Stress Field of a Multipass Weldments of Thick Plates", Transactions of JWRI 26-1, (en prensa).

[11] Suárez J.C., Molleda F., González R. y Jiménez R., "Correlation of Modified Crack Tip Opening Distance with Heat Input to the Heat Affected Zone of High-Strength Low-Alloy Steels", Theoretical and Applied Fracture Mechanics 21, 17-22 (1994).

[12] Arimochi K., Nakanishi M., Toyoda M. y Satoh K., "Local CTOD Criterion Applied to Fracture Evaluation of Weldments - A Proposal of Generalized CTOD Concept -", Proc. of the Workshop on Strength Mismatching and its Control", Tokyo, 87-104 (1992). IIW Doc. X-1254-92.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FIABILIDAD EN EL PROCESO DE CRECIMIENTO DE GRIETA EN FATIGA ALEATORIA MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS PROBABILISTAS Y MODELOS B

**J. A. Bea, M. Doblaré, L. Gracia**

**Departamento de Ingeniería Mecánica**
**Universidad de Zaragoza**
**Centro Politécnico Superior, 50015 Zaragoza**

**Resumen.** En el presente artículo se presenta un nuevo modelo para la predicción de la vida a fatiga aleatoria utilizando elementos finitos probabilistas (PFEM) y los modelos B desarrollados por Bogdanoff y Kozin. Estos modelos B, típicos en el tratamientos de procesos de daño acumulado, han venido siendo aplicados en el caso de fatiga, solamente sobre datos experimentales. En el presente artículo se construyen a partir de resultados obtenidos por distintos análisis PFEM realizados para distintas longitudes de grieta. Finalmente, se presentan los resultados obtenidos utilizando la geometría definida por la norma ASTM E647, contrastando estos resultados con una simulación de Monte Carlo. En ambos casos se utiliza la ley de Paris-Erdogan, incluyendo en su formulación variables aleatorias.
Este análisis de la fiabilidad presenta la ventaja de no tener que minimizar ningún funcional, y ha dado muy buenos resultados en ejemplos de crecimiento de grieta en modo I, considerando como variables aleatorias la geometría, cargas y longitudes inicial y final de grieta.

**Abstract.** The model presented in this paper allows the analysis of the crack growth process in stochastic fatigue in metals. It is based both in a probabilistic finite element approach and the B-models of cumulative damage proposed by Bogdanoff & Kozin, 1985, allowing the prediction of the crack growth part of fatigue life considering as possible stochastic variables the external load, the material parameters, the initial an final crack lengths and the initial orientation angle of the crack.
On the contrary to other reliability schemes, the proposed method does not imply the necessity of minimizing any functional, avoiding the possibility of detecting local minima and the iterative approach used to compute such minimum.
Finally, several examples are included for fatigue life prediction in mode I, comparing the results with a Monte Carlo Simulation with around 400.000 specimens, obtaining very good results.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los métodos de fiabilidad en crecimiento de grieta por fatiga aleatoria más ampliamente difundidos son los métodos que tratan de determinar una medida de la seguridad, directamente relacionada con la Probabilidad de Fallo del sistema estructural que no implique la determinación de la misma mediante la integración de la función de densidad conjunta de las variables aleatorias básicas, proceso que generalmente es muy complejo. En la terminología habitual, esta medida de la seguridad se denomina "índice de fiabilidad".

El propósito inicial de los métodos computacionales de fiabilidad para modelos con variables aleatorias es evaluar la integral multidimensional de la función de densidad conjunta de las citadas variables aleatorias. Sin embargo, sólo se conocen unos pocos resultados analíticos. Técnicas de integración numérica convencionales no suelen ser adecuadas para los problemas aquí considerados, y generalmente suele ser necesario utilizar simulaciones de Monte Carlo, o los métodos de fiabilidad de primer o segundo orden (FORM/SORM) [1-3].

Recientemente se ha enfocado el problema de la fiabilidad en crecimiento de grietas en fatiga aleatoria como un problema de optimización [4]. Esto no obstante acarrea el problema de verificar que no se ha encontrado una solución correspondiente a un mínimo local.

En este artículo se considera el fenómeno de crecimiento de grieta en fatiga de metales como un proceso de daño acumulado, discreto en el tiempo y el espacio, utilizando modelos estadísticos desarrollados por Bogdanoff y Kozin [5] para estudiar las incertidumbres de los ensayos de procesos físicos de daño acumulado, modelos basados en cadenas de Markoff. En este trabajo se describe el procedimiento de construcción de tales modelos en base a resultados provenientes de un análisis por elementos finitos probabilistas. La solución propuesta evita los problemas apuntados en el párrafo anterior, ya que no es un problema de minimización.

## 2. MODELO DE DAÑO ACUMULADO

El objetivo del presente apartado es mostrar cómo construir un modelo de daño acumulado que contemple, en una estructura matemática simple, las mayores fuentes de variabilidad que ocurren en un fenómeno físico de daño acumulado. Puesto que los modelos propuestos por Bogdanoff y Kozin [5] han dado muy buenos resultados con datos experimentales en crecimiento de grietas por fatiga aleatoria, van a adoptarse en este trabajo como modelos de daño acumulado, con la diferencia con el trabajo original de Bogdanoff y Kozin de que en el presente artículo se construyen en base a análisis por elementos finitos probabilistas.

En lo que sigue se va a describir el modelo de Bogdanoff y Kozin (en adelante, modelo B) de salto unidad, mostrando algunas propiedades de interés.

Se van a hacer una serie de hipótesis de partida para la construcción del modelo B :

1. Existen "ciclos de daño" repetitivos de severidad constante. En lo sucesivo, se denotarán por CD.

2. Los niveles de daño son discretos $1,2,\ldots,j,\ldots,b$, siendo éste último el estado de fallo.

3. La acumulación de daño en un CD depende sólo del propio CD y del nivel de daño en el inicio del CD.

4. El nivel de daño en un CD solamente puede incrementarse a lo sumo del nivel ocupado en el inicio del CD al nivel inmediatamente superior.

El tiempo se considera discreto por la primera hipótesis, lo que unido a la hipótesis 2 hace que el modelo tenga niveles de daño finitos (y discretos) y que el tiempo sea discreto, por lo que se pueden utilizar las cadenas de Markoff.

La hipótesis de considerar los ciclos de daño de severidad constante significa que cualquier cosa que suceda dentro de un CD ocurre dentro de cualquier otro CD.

La hipótesis 3 es la hipótesis de Markoff, esto es, la acumulación de daño en un CD sólo depende de dicho CD y del nivel de daño al inicio de dicho CD. Cómo se ha alcanzado dicho nivel de daño (al comienzo del CD) no es significativo.

Cuando se alcanza el nivel b ocurre el fallo del componente estructural (o su sustitución por otro), por lo que el estado b es un estado de absorción. La hipótesis 4 implica que se tiene un modelo de salto unidad y que los niveles restantes 1, 2, ..., b-1 son estados de transición : una vez que el nivel de daño pasa de un estado al nivel superior, nunca puede volver al nivel que ha dejado vacante.

Sea la variable aleatoria $D_0$ el nivel de daño ocupado en el instante x=0. La distribución inicial de los niveles de daño para x=0 puede indicarse con el vector $\mathbf{p}_0$ :

$$\mathbf{p}_0 = \{\pi_1,\ \pi_2,\ \ldots,\ \pi_{b-1},\ 0\} \tag{1}$$

donde $P\{D_0 = j\} = \pi_j \geq 0$, y además se debe cumplir que $\sum_{j=1}^{b-1} \pi_j = 1$. Se considera que no tiene sentido que algún componente inicie su vida en el estado b, por lo que se ha tomado $\pi_b = 0$.

Asociada con cada ciclo de daño existe la misma matriz de probabilidad de transición $\mathbf{P}$, ya que por la primera hipótesis todos los ciclos tienen la misma severidad. Y puesto que sólo puede irse de un nivel de daño al inmediato superior, $\mathbf{P}$ debe ser de la forma

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} p_1 & q_1 & 0 & 0 & \ldots & 0 & 0 \\ 0 & p_2 & q_2 & 0 & \ldots & 0 & 0 \\ 0 & 0 & p_3 & q_3 & \ldots & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \ddots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \ldots & p_{b-1} & q_{b-1} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \ldots & 0 & 1 \end{bmatrix} \tag{2}$$

donde $p_j$ es la probabilidad de permanecer en el nivel j durante un CD, y $q_j$ es la probabilidad de que en un CD el daño avance del nivel j al j+1. Luego $1 > p_j > 0$, $p_j + q_j = 1$.

Sea $D_x$ la variable aleatoria "nivel de daño en el instante de tiempo x", con probabilidad

$$P\{D_x = j\} = p_x(j) \quad j = 1,2,\ldots,b. \tag{3}$$

cumpliéndose que $p_x(j) \geq 0$ y $\sum_{j=1}^{b} p_x(j) = 1$.

Definiendo el vector

$$\mathbf{p}_x = \{p_x(1),\ \ldots,\ p_x(b)\} \tag{4}$$

y utilizando los resultados de las cadenas de Markoff, se puede escribir

$$\mathbf{p}_x = \mathbf{p}_0\mathbf{P}^x = \mathbf{p}_{x-1}\mathbf{P} \qquad x = 0,1,2,\ldots \tag{5}$$

La función de distribución del tiempo $W_b$ para alcanzar el estado b es $p_x(b)$. Luego

$$F_W(x;b) = P\{W_b \le x\} = p_x(b), \quad x = 0,1,2,\ldots \qquad (6)$$

A partir de ahora se va a suponer que $\pi_1 = 1$, lo cual significa que el proceso de daño acumulado se inicia en el nivel 1 para el instante x=0.

La esperanza y varianza de $W_{1,b}$ se pueden obtener en base a las siguientes expresiones [5]:

$$E\{W_{1,b}\} = \sum_{j=1}^{b-1}(1+r_j)$$

$$Var\{W_{1,b}\} = \sum_{j=1}^{b-1} r_j(1+r_j) \qquad (7)$$

donde

$$r_j = \frac{p_j}{q_j} = \frac{1}{q_j} - 1, \qquad p_j = \frac{r_j}{1+r_j} \qquad (8)$$

Las fórmulas de (7) se utilizarán como punto de partida para la construcción del modelo B de salto unidad. En efecto, utilizando las ecuaciones del apartado siguiente va a ser posible estimar la media y la varianza de la vida a fatiga para unas determinadas longitudes de grieta, por lo que el primer miembro de las ecuaciones de (7) va a ser conocido para dichas longitudes de grieta $a_i$. En este trabajo se considera un modelo B constante en bloques, lo que significa que va a haber un conjunto de submatrices[1] dentro de la matriz de probabilidad de transición del modelo con sus elementos constantes.

La forma de determinar dichos elementos es la siguiente : considérese la primera longitud de grieta $a_1$ donde se conoce los dos primeros términos de (7). Dicha longitud de grieta define $b_1$ niveles de daño, los cuales poseen idéntico $r_j$ (este es el motivo por el cual el modelo B se denomina constante en bloques). Por tanto, en el segundo término de las ecuaciones de (7) aparecen tan sólo como incógnitas $b_1$ y $r_j$ (este último constante). Teniendo en cuenta lo dicho, es posible determinar $b_1$ y $r_j$, lo cual permite obtener la primera de las submatrices citadas. Para la siguiente longitud de grieta $a_2$ se procede de un modo análogo, pero teniendo en cuenta que el alcanzar dicha longitud lleva asociado $b_2$ niveles de daño, y que al extender los sumatorios de los segundos miembros de (7) hay que considerar $b_1$ y $r_j$ calculados para $a_1$. De nuevo se disponen de dos ecuaciones con dos incógnitas. Procediendo de esta forma para cada una las longitudes de grieta consideradas en el proceso de fatiga es posible construir el modelo de salto unidad.

[1] Habrá tantas submatrices como longitudes de grieta para las que se conozca la media y la varianza del número de ciclos que cuesta alcanzarlas.

## 3. FIABILIDAD EN CRECIMIENTO DE GRIETA EN FATIGA ALEATORIA

Se van a utilizar las ideas descritas en el anterior epígrafe, así como el modelo de crecimiento de grieta en fatiga de Paris-Erdogan [6], en el cual se tomarán todas las variables que intervienen en su fórmula como variables aleatorias. La idea es construir un modelo B de salto unidad para el proceso de crecimiento de grieta, a partir de los datos obtenidos en el análisis por elementos finitos probabilistas. Para ello primeramente se realiza un desarrollo en serie de la vida a fatiga del componente para posteriormente calcular la media y varianza de dicho desarrollo (truncado a partir de un cierto término). Una vez hecho esto, se verá que es posible determinar los datos necesarios para calcular dicha media y varianza con los resultados de un análisis por elementos finitos probabilistas realizado sobre distintos tamaños de la grieta de la pieza en estudio.

### 3.1. Ecuación de Paris-Erdogan para modo mixto I-II

Los factores de intensidad de tensiones en modo I y modo II pueden expresarse como un vector de factores de intensidad, $\mathbf{k}$, de la forma

$$\mathbf{k} = \begin{bmatrix} k_I & k_{II} \end{bmatrix}^T \qquad (9)$$

Utilizando el modelo de Paris-Erdogan para el cálculo de la vida a fatiga en metales se obtiene

$$T = \int_{a_1}^{a_f} \frac{da}{D(\Delta k_{eq})^n} \qquad (10)$$

donde $a_1$ y $a_f$ son las longitudes iniciales y finales de la grieta, respectivamente; da es la trayectoria aleatoria de la grieta; D y n son parámetros del material, aunque dependen en cierta medida de efectos ambientales y de la carga; y por último, $\Delta k_{eq}(a)$ es la amplitud del ciclo de carga medida en factores de intensidad de tensiones equivalentes en modo I.

El factor de intensidad de tensiones equivalente en modo I, basado en la teoría de la tensión principal máxima [7] viene expresado como

$$k_{eq} = \Phi^t \mathbf{k}, \text{ con} \qquad (11)$$

$$\Phi = \cos^2\tfrac{1}{2}\theta \begin{bmatrix} \cos\tfrac{1}{2}\theta \\ -3\,\mathrm{sen}\,\tfrac{1}{2}\theta \end{bmatrix} \tag{12}$$

siendo $\theta$ el ángulo entre las líneas de la grieta anterior y posterior (Fig. 1).

La dirección de la grieta puede considerarse como una función aleatoria, la cual depende de las propiedades del material y de la historia de las cargas y la trayectoria que va tomando su propagación. En cada paso se utiliza la longitud anterior de la grieta y su orientación previa para obtener la nueva configuración.

La grieta crece desde el frente de grieta en la dirección donde la tensión tangencial alcanza un máximo. Por tanto, para determinar la dirección de crecimiento de grieta medida desde la línea actual de la grieta (es decir, determinar $\theta$) se calcula la derivada de la tensión tangencial y se iguala a cero. De esta forma, la condición a imponer es :

$$Z(\mathbf{k},\theta) \equiv \Theta^t \mathbf{k} = 0, \qquad \text{con } \Theta = \begin{bmatrix} \mathrm{sen}\,\theta \\ 3\cos\theta - 1 \end{bmatrix} \tag{13}$$

La solución de (13) para cada longitud de grieta considerada proporciona la trayectoria media de todas las posibles.

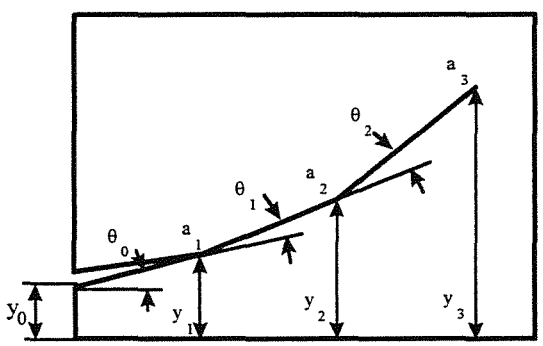



**Fig. 1** Esquema y nomenclatura de la dirección de propagación de la grieta.

## 3.2 Estimación de la esperanza y la varianza para la vida a fatiga.

La construcción del modelo B a partir de análisis efectuados por elementos finitos probabilistas precisa de los desarrollos que se van a obtener en este apartado.

Se va a partir de la versión discretizada del modelo de Paris-Erdogan para el cálculo de la vida a fatiga en metales (10):

$$T = \sum_{i=1}^{ns} \frac{A_i}{D\left(K_{eq_i}\right)^N} = \sum_{i=1}^{ns} T_i \tag{14}$$

donde $A_i$ es el incremento de longitud de grieta en el paso i-ésimo, D y N son los parámetros del material comentados anteriormente, $K_{eq_i}$ es la diferencia de los factores de intensidad de tensiones equivalentes en modo I, y ns es el número de pasos en los cuales se divide la trayectoria que sigue la longitud de grieta.

En lo que sigue se denotan por letras mayúsculas las variables aleatorias. Si se hace un desarrollo en serie de Taylor para $T_i$ hasta orden 3 evaluado en torno a la media de las variables aleatorias $A_i$, D, N y $K_{eq_i}$, se tiene

$$\begin{aligned} T_i = \frac{A_i}{DK_{eq_i}^N} \approx \frac{\mu_{A_i}}{\mu_D\left(\mu_{K_{eq_i}}\right)^{\mu_N}} + \\ + \sum_{j=1}^{4} \left.\frac{\partial T_i}{\partial X_j}\right|_{\mu_{X_j}} \left(X_j - \mu_{X_j}\right) + \\ + \tfrac{1}{2!} \sum_{\substack{j=1 \\ k=1}}^{4} \left.\frac{\partial^2 T_i}{\partial X_j \partial X_k}\right|_{\substack{\mu_{X_j} \\ \mu_{X_k}}} \left(X_j - \mu_{X_j}\right)\left(X_k - \mu_{X_k}\right) \end{aligned} \tag{15}$$

donde $\mu_{X_i}$ denota la media de la variable aleatoria $X_i$ ($A_i$, D, N ó $K_{eq_i}$). El cálculo de la esperanza matemática de $T_i$ se obtendrá aplicándola sobre la serie de (15). Teniendo en cuenta la independencia entre variables aleatorias (salvo entre $A_i$ y $K_{eq_i}$), se obtiene [8] :

$$\begin{aligned} E\left[\sum_{i=1}^{ns} T_i\right] = \sum_{i=1}^{ns} \frac{\mu_{A_i}}{\mu_D\left(\mu_{K_{eq_i}}\right)^{\mu_N}} + \\ + \tfrac{1}{2} \sum_{i=1}^{ns} \sum_{j=1}^{4} \left.\frac{\partial^2 T_i}{\partial X_j^2}\right|_{\mu_{X_j}} \mathrm{Var}\left[X_j\right] + \\ + \sum_{i=1}^{ns} \left[ \left.\frac{\partial^2 T_i}{\partial A_i \partial K_{eq_i}}\right|_{\substack{\mu_{A_i} \\ \mu_{K_{eq_i}}}} \left.\frac{\partial K_{eq_i}}{\partial A}\right|_{\mu} \mathrm{Var}\left(A_i\right) \right] \end{aligned} \tag{16}$$

Para el cálculo de la varianza para la suma de ns términos de $T_i$ se va a partir de la serie dada por (17), pero truncada a partir de los términos de primer orden. Análogamente a lo realizado para el caso del cálculo de la esperanza se obtiene la expresión buscada para la varianza [8]:

$$\mathrm{Var}\left(\sum_{i=1}^{ns} T_i\right) \approx \sum_{i=1}^{ns}\left(\left.\frac{\partial T_i}{\partial A_i}\right|_{\mu_{x^i}}\right)^2 \mathrm{Var}(A_i) +$$

$$+\sum_{i=1}^{ns}\left(\left.\frac{\partial T_i}{\partial K_{eq_i}}\right|_{\mu_{x^i}}\right)^2 \mathrm{Var}(K_{eq_i}) + \sum_{i=1}^{ns}\left(\left.\frac{\partial T_i}{\partial N}\right|_{\mu_{x^i}}\right)^2 \mathrm{Var}(N) +$$

$$+\left(\sum_{i=1}^{ns}\sum_{\substack{j=1\\ j\neq i}}^{ns}\left.\frac{\partial T_i}{\partial D}\right|_{\mu_{x^i}}\left.\frac{\partial T_j}{\partial D}\right|_{\mu_{x^j}} + \sum_{i=1}^{ns}\left(\left.\frac{\partial T_i}{\partial D}\right|_{\mu_{x^i}}\right)^2\right)\mathrm{Var}(D) +$$

$$+\sum_{i=1}^{ns}\sum_{\substack{j=1\\ j\neq i}}^{ns}\left.\frac{\partial T_i}{\partial N}\right|_{\mu_{x^i}}\left.\frac{\partial T_j}{\partial N}\right|_{\mu_{x^j}} \mathrm{Var}(N) + \qquad (17)$$

$$+\sum_{i=1}^{ns}\left.\frac{\partial T_i}{\partial A_i}\right|_{\mu_{x^i}}\left.\frac{\partial T_i}{\partial K_{eq_i}}\right|_{\mu_{x^i}}\left.\frac{\partial K_{eq}}{\partial A}\right|_{\mu_{x^i}} \mathrm{Var}(A_i) +$$

$$+\sum_{i=1}^{ns}\sum_{j=1}^{i}\left.\frac{\partial T_j}{\partial A_j}\right|_{\mu_{x^j}}\left.\frac{\partial T_i}{\partial K_{eq_i}}\right|_{\mu_{x^i}}\left.\frac{\partial K_{eq}}{\partial A}\right|_{\mu_{x^j}} \mathrm{Var}(A_j)$$

## 4. RESULTADOS

En este epígrafe se describen varios ejemplos de fiabilidad en crecimiento de grieta, todos ellos aplicados sobre la misma geometría, una probeta normalizada según norma ASTM E647, caracterizada por el parámetro W=50. Esta geometría está definida en la Fig. 2. Se ha optado por utilizar esta geometría puesto que en este caso de conoce la expresión analítica del valor del factor de intensidad de tensiones en modo I en función de la longitud de grieta, las cargas y los valores específicos que definen la forma de dicha probeta (espesor y W). Esto simplifica enormemente las simulaciones de Monte Carlo, y se soslayan los errores que se comenten al resolver un problema con singularidades.

El método propuesto consiste en realizar un conjunto de discretizaciones para unas determinadas longitudes de grieta, para cada uno de las cuales se obtienen en el análisis por elementos finitos probabilistas las esperanzas y la matriz de covarianzas del campo de desplazamientos nodales.

## 4.1 Ejemplo 1. Carga y factor D deterministas.

Se va a mostrar un ejemplo calculado con elementos finitos probabilistas y el modelo B generado posteriormente a partir de los datos obtenidos del citado cálculo. Los resultados obtenidos se contrastarán con una simulación de Monte Carlo, tal como se ha indicado. En este caso la grieta se propaga en modo I.

En la tabla de la Fig. 3 puede apreciarse las características de las variables aleatorias primarias que definen el proceso de crecimiento de grieta, donde se ha utilizado la terminología definida en la Fig. 1. (unidades del Sistema Internacional). Estos datos se han utilizado como entrada para el programa de fiabilidad basado en el modelo B de salto unidad.

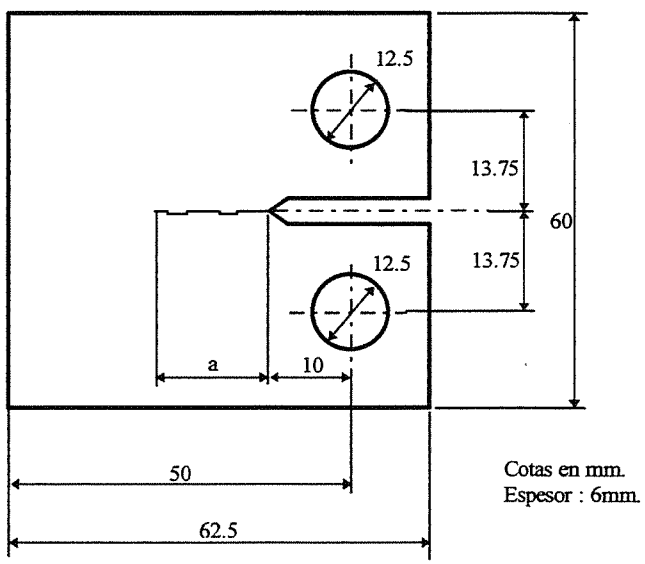



**Fig. 2.** Geometría para la probeta de tipo compacta utilizada en este capítulo, con W=50.

En la fig. 4 se muestra la función de distribución obtenida con el modelo B construido con los datos generados del análisis por elementos finitos probabilistas. Se trata de un modelo donde sólo es aleatoria la variable N, además de las longitudes inicial y final de grieta. En la misma gráfica se muestra la simulación de Monte Carlo del problema en estudio, utilizando la función explícita para el cálculo del factor de intensidad de tensiones en modo I la fórmula dada en la norma E647 de ASTM. La función de distribución resultante está evaluada sobre un total de 400.000 muestras. Como puede apreciarse, el acuerdo es muy bueno, estando la diferencia de predicciones en torno a los 1000 ciclos.

## 4.2 Ejemplo 2. Carga determinista.

A continuación se va a mostrar un ejemplo calculado con elementos finitos probabilistas y el modelo B generado. Los resultados obtenidos se contrastarán con una simulación de Monte Carlo. La diferencia con el ejemplo anterior radica en que el factor D es aleatorio, normalmente distribuido y de varianza $9.4524\ 10^{-69}$. Los resultados obtenidos con el modelo B y con la simulación de Monte Carlo se muestran en la Fig. 5, donde de nuevo puede apreciarse que el

acuerdo es bueno, con una diferencia de predicciones análoga al del caso anterior. También en este caso, la grieta se propaga en modo I.

| V. ALEA. | MEDIA | VARIANZA | TIPO |
|---|---|---|---|
| $\theta$ | 0.000000 | 0.000000 | --------- |
| $y_0$ | 0.000000 | 0.000000 | --------- |
| $a_i$ | $3.2\ 10^{-3}$ | $0.333333\ 10^{-6}$ | unif. |
| $a_f$ | $23.2\ 10^{-3}$ | $0.333333\ 10^{-6}$ | unif. |
| D | $1.54236\ 10^{-33}$ | 0.000000 | --------- |
| N | 3.59995401 | $1.0146\ 10^{-4}$ | normal |
| P | 5850.0 | 0.000000 | --------- |

**Fig. 3.** Variables aleatorias primarias en este ejemplo de crecimiento de grieta en fatiga (modelo de Paris-Erdogan).

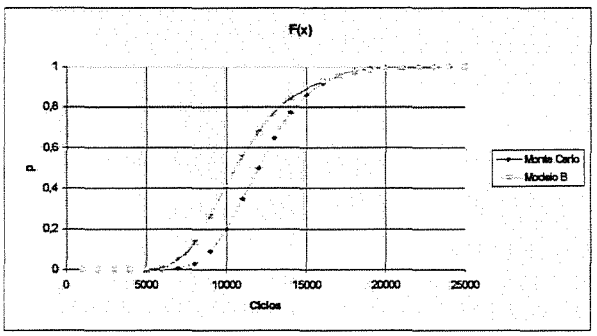



**Fig. 4.** Predicción de vida usando el modelo B de salto unidad, comparada con su simulación de Monte Carlo. Carga y factor D deterministas.

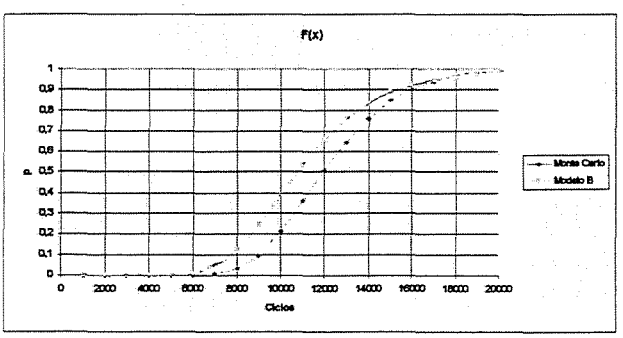



**Fig.5.** Predicción de vida usando el modelo B de salto unidad, comparada con su simulación de Monte Carlo. Carga determinista.

## 5. CONCLUSIONES

El presente trabajo describe un modelo que permite el análisis del fenómeno de avance de grieta en fatiga aleatoria. El modelo implementado, basado por una parte en elementos finitos probabilistas, y por otra en los modelos B de daño acumulado propuestos por Bogdanoff y Kozin, permite el estudio de la fatiga aleatoria ante espectros de carga que sigan una distribución simétrica en torno a su media, e incluye además como variables aleatorias básicas los parámetros del material D y n, la longitud inicial y final de grieta, así como el ángulo de orientación inicial de la grieta y la posición inicial del frente de grieta. Además, puesto que se utilizan elementos finitos probabilistas que incorporan parámetros elásticos del material, así como magnitudes geométricas (por ejemplo, el espesor), todas estas variables aleatorias también se incorporan al modelo.

El modelo propuesto en este trabajo no es un método que necesite minimizar un funcional, por lo que se evita por un lado el problema de que se encuentre un mínimo local, y por otro no precisa de las iteraciones necesarias para encontrar dicho mínimo. En lugar de eso, simplemente se evalúa una matriz de probabilidad de transición, la cual tiene ceros fuera de la diagonal principal, a excepción de los términos adyacentes a la misma por la derecha, y que por tanto es muy fácil y rápido el elevarla a una potencia natural.

Se ha ampliado la potencia de los modelos B de daño acumulado al conseguir construirlos en base a resultados generados por un análisis por elementos finitos probabilistas.

## 6. REFERENCIAS

[1] Rubinstein, R.Y., Simulation and the Monte Carlo Method. J. Wiley & Sons, New York. (1981)

[2] Augusti, G., Baratta, A. and Casciati, G. Probabilistic Methods in Structural Engineering, Chapman and Hall, London. (1984)

[3] Madsen, H.O., Krenk, S., and Lind, N.C., Methods of Structural Safety, Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, N.J. (1986).

[4] Besterfield, G. H., Liu, W.K., Lawrence, M. A. and Belytschko, T., Fatigue crack growth reliability by probabilistic finite elements, Computer methods in applied mechanics and engineering 86 (1991) 297-320.

[5] Bogdanoff, J.L. and Kozin, F., Probabilistic models of cumulative damage, (Wiley, New York, 1985).

[6] Paris P.C., and Erdogan, F., A critical analysis of crack propagation laws, ASME J. Basic Engrg. 85 (1963) 528-534

[7] Broek, D., Elementary engineering fracture mechanics, 3rd Edition (Martinus Nijhoff, Dordrecht, Netherlands, 1982).

[8] Bea, J. A., Simulación del crecimiento de grietas por fatiga aleatoria mediante elementos finitos probabilistas, Tesis Doctoral, Universidad de Zaragoza, (1997).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# MODELLING HYDROGEN DIFFUSION IN METALS NEAR A BLUNTING CRACK TIP

**V. Kharin y J. Toribio**

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

**Abstract.** Stress-assisted hydrogen diffusion near a blunting crack tip is analysed with reference to hydrogen assisted cracking (HAC) of metals. Consideration is given to diffusion under dynamic loading with special emphasis on slow strain rate testing conditions. A numerical procedure is employed to simulate crack-tip hydrogen distributions affected by near tip elastoplastic stress fields. Taking the sustained load hydrogen distribution as the reference one, the effects of loading dynamics on hydrogen accumulation in the fracture process zone are elucidated. On the basis of these results, some conclusions are drawn regarding limitations on accelerated HAC-testing procedures to provide reasonable conservatism of evaluation of materials resistance against HAC.

**Resumen.** Se analiza la difusión de hidrógeno, potenciada por el campo tensional, en las proximidades del extremo de una fisura roma, con referencia al problema de la fisuración inducida por hidrógeno. El estudio se centra en la difusión bajo carga dinámica, con especial énfasis en el caso de los ensayos a velocidad de deformación constante. La distribución de hidrógeno en las proximidades del extremo de la fisura, que resulta afectada por el campo tenso-deformacional, se calcula numéricamente. Adoptando como referencia la solución para el caso de carga estática, se estudian a continuación los efectos de una carga dinámica sobre la acumulación de hidrógeno en la zona de fractura. A partir de estos resultados se extraen conclusiones sobre las limitaciones de los ensayos acelerados de fisuración en ambiente de hidrógeno para evaluar de forma conservadora la resistencia del material a la fragilización por hidrógeno.

## 1. INTRODUCTION

Hydrogen is known to be a strong promoter of metals fracture [1]. One of the key items of the studies of hydrogen assisted cracking (HAC) deals with the transport mode which controls hydrogen accumulation in the crack tip fracture process zone (FPZ), and thus, the rate of hydrogen degradation and fracture of material. Stress-assisted hydrogen diffusion in metal is considered to be responsible for the kinetics of HAC [2,3]. Modelling of hydrogen accumulation in FPZ by diffusion has got considerable attention, but mainly with respect to sustained load [2,4], i.e., stationary stress-strain state.

The role of transient stress fields on hydrogen diffusion is of interest, in particular, for justification of accelerated testing of materials susceptibility to HAC using continuously rising load in distinct to sustained one — the slow strain rate testing (SSRT), cf. [5]. Two factors compete to fulfil rupture criterion: the kinetics of hydrogen diffusion and the dynamics of stress-strain evolution. In general, faster loading leaves less time for hydrogen to collect in FPZ and fracture occurs more for mechanical reasons with less effect of hydrogen than could be at slower load rise. This can cause underestimation of a deleterious action of hydrogen. However, at rather slow loading the delay of FPZ hydrogenation may be negligible so that the hydrogen harm could develop completely. Modelling of the near tip hydrogen diffusion under SSRT should be helpful to gain insight about the role of interaction of diffusion kinetics and load dynamics in HAC.

## 2. BASIC MODEL CONSIDERATIONS

### 2.1. Diffusional theory of HAC

Hydrogen effect on fracture depends on its concentration $C$ achieved in prospective fracture sites by diffusion. Local rupture occurs when in a relevant

material's cell the concentration reaches the critical value controlled, in general [3,5], by principal stresses and strains $\sigma_i$ and $\varepsilon_i$ ($i = 1,2,3$):

$$C_{cr} = C_{cr}(\sigma_i,\varepsilon_i) \qquad (1)$$

Fracture mechanics is built up on the fact [6,7] that elastoplastic stress-strain field near the crack tip, at least as close as few values of the crack tip opening displacement (CTOD) $\delta_t$, is self-similar presented by fixed material-dependent functions of spatial coordinates ($x,y$) and CTOD:;

$$\sigma_i = \sigma_i^* \left(\frac{x}{\delta_t}, \frac{y}{\delta_t}\right), \quad \varepsilon_i = \varepsilon_i^* \left(\frac{x}{\delta_t}, \frac{y}{\delta_t}\right) \qquad (2)$$

Under small scale yielding and monotonous load inelastic near tip state is controlled by the leading term of the embracing elastic field defined by stress intensity factor (SIF) $K$ which can replace CTOD in expressions (2) according to the relation [7,8]:

$$\delta_t = 0.6\frac{K^2}{E\sigma_Y} \qquad (3)$$

where $E$ is the Young modulus and $\sigma_Y$ the tensile yield stress. SIF which transfers the role of applied loads into the crack tip zone may vary with time $t$.

Regarding HAC proceeding, the opening mode crack situated along the $x$-axis is supposed to grow provided hydrogen concentration $C$ in some responsible location at $x = x_c$ attains the critical level according to criterion (1) with SIF dominated near tip stress-strain field (2):

$$C(x_c,t) = C_{cr}(K(t), x_c) \qquad (4)$$

where a suitable value of $x_c$ must be established from physical and microstructural considerations [2,4,9].

Hydrogenation of FPZ is described by the equation of stress-assisted diffusion [2-4,9]:

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = D\left[\frac{\partial^2 C(x,t)}{\partial x^2} - \Omega\frac{\partial\sigma(x,t)}{\partial x}\frac{\partial C(x,t)}{\partial x}\right] \quad \left(\Omega = \frac{V_H}{RT}\right) \qquad (5)$$

where $D$ is the diffusion coefficient and $V_H$ the partial molal volume of hydrogen in metal, $R$ the universal gas constant, $T$ absolute temperature, and hydrostatic stress $\sigma = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$, $\sigma = \sigma(K(t), x)$. In most cases hydrogen activity in the near tip environment may be supposed capable of maintaining the equilibrium hydrogen concentration $C_\Gamma$ on the metal surface in the tip [3]. Then, with crack tip fixed at $x = 0$.the boundary condition for diffusion is:

$$C(x = 0,t) = C_\Gamma \text{ with } C_\Gamma = C_0 exp(\Omega\,\sigma_0(t)) \qquad (6)$$

where $C_0$ is equilibrium hydrogen concentration in stress-free metal [2-4,9] and $\sigma_0 = \sigma(x=0)$.

Local rupture repeatedly occurs whilst concentration $C(x,t)$ governed by equation (5) can satisfy the crack growth criterion (4) after diffusion times $\Delta t$ . Then a crack advances by certain increments $\Delta l$ determined by microstructure and stress-strain state. This renders macroscopic crack growth rate $v = \Delta l/\Delta t$. Impossibility to fulfil the criterion (4) at finite diffusion time means crack arrest ($v = 0$).

### 2.2. Sustained Load Case

At $K = const$ the Laplace transform technique draws to the short- and long-time asymptotic solutions of the diffusion boundary value problem (5)-(6), $C_{as}$ and $C_{al}$ correspondingly (cf. [9]):

$$\begin{Bmatrix} C_{as} \\ C_{al} \end{Bmatrix} = C_\Gamma \begin{Bmatrix} exp\left[\frac{\Omega}{2}\left(\sigma(K,x) - \sigma_0(K)\right)\right] \\ exp\left[\Omega\left(\sigma(K,x) - \sigma_0(K)\right)\right] \end{Bmatrix} erfc\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \qquad (7)$$

The true concentration evolution — the exact solution of the diffusion problem — gradually traverses with time from one asymptote to another. The second of them exactly gives the known [2-4] equilibrium hydrogen distribution $C_\infty(K,x)$ as the steady-state solution of equation (5) achieved when $t \to \infty$. It defines the maximum hydrogenation at given SIF. Then, using $C_\infty(K,x)$ in the criterion (4), it yields the equation to find the upper limit of $K$ with which crack growth rate $v = 0$ as far as this means the possibility to satisfy the rupture criterion only at $\Delta t = \infty$. Thus, $C_\infty$ determines the threshold SIF value $K_{th}$ for HAC.

Common test technique to determine $K_{th}$ (cf. [5]) consists of applying sequentially a series of sustained SIF values $K_Q^{(i)}$ ($i = 1,...,n$) from very low ones if crack does start to grow within certain time $t_B$. This looks like a trial-error route to solve experimentally the equation (4) for steady-state left hand part. Roughly, this requires total testing time $t_T \sim nt_B$ depending on the number of load application steps (attempts) $n$. Diffusion concept of HAC draws the conclusion that to render valid $K_{th}$ the value $t_B$ must be about the diffusion time $t_{ss}$ to approach the steady-state concentration in the critical point $x_c$ with reasonable accuracy: $C(x_c,t_{ss}) \approx C_\infty(x_c)$. If, for definiteness, we fix there the tolerance limit as 95% of the steady-state level, then long-time asymptotic solution from (7) renders the estimate $t_{ss} > 130x_c^2/D$ . Note, this is a well lower bound because $C_{al}(t)$ evaluates hydrogenation rate in excess.

### 2.3. SSRT with Constant Loading Rate

It is tempting to reduce $K_{th}$-testing expenses omitting a series of $n$ tests with constant $K_Q{}^{(i)}$ by conducting a single one with rising load, e.g., at constant SIF rate $K^\bullet$, to pass the whole SIF range up to detecting crack growth at some SIF $K_R$ which could be the estimate of the HAC threshold. To be the adequate approximation, it is necessary that at the moment $t_R = K_R/K^\bullet$ when SIF attains this reference level $K_R$ hydrogen concentration reached the steady-state level $C_\infty(K_R,x_c)$ with about the same accuracy as in sustained load test. Apparently, to obtain valid $K_{th}$ it must be $t_R \geq t_{ss}$ which poses a limitation on admissible SIF rates in SSRT $K^\bullet \leq K_R/t_{ss}$. Further modelling should provide more insight into the matter.

Consider SSRT case with dynamic loading which renders $K(t) = K^\bullet t$ with $K^\bullet = const$. There hydrogen diffusion proceeds near a tip of a crack produced by fatigue pre-cracking with maximum cyclic SIF $K_{max}$. The effect of cyclic stability of near tip stress-strain fields [10] reasons to start the stress-assisted diffusion simulations from the stress state at $t = 0$ given by the large-strain elastoplastic solution for a crack unloaded from $K_{max}$ to zero [7] (the bottom bold curve in Fig. 1). At at applied SIF $K \geq K_{max}$ large-strain elastoplastic solution monotonous load [6] may be used (the top bold curve in Fig. 1), since despite the unload pre-history the stress state recuperates when SIF exceeds the historical maximum [7]. Correspondent hydrostatic stress patterns display steep variations at $0 < x < x_m$ and a mild nearly zero gradient at $x_m \leq x \leq x_f$, where $x_m = \alpha\delta_t$ is the point of maximum absolute value of hydrostatic stress $\sigma_m(t)$, $\alpha$ is a numerical factor, and $x_f = 10\delta_t$ is taken as the remote border of the zone of interest. At $K < K_{max}$ CTOD may be estimated using the formula [8]

$$\delta_t = \delta_{max}\left[1 - \frac{1}{2}\left(1 - \frac{K}{K_{max}}\right)^2\right] \qquad (8)$$

where $\delta_{max}$ corresponds to $K_{max}$ according to relation (3). For $K \geq K_{max}$ expression (3) is valid. With account for crack blunting the factor $\alpha$ varies from 0.85 at $K = 0$ to 1.5 at $K \geq K_{max}$, whereas $\sigma_m(K{=}0){=}{-}1.7\sigma_Y$ and $\sigma_m(K{\geq}K_{max}) = 2.5\sigma_Y$ [6,7].

Because of lack of the explicit data about the near tip stress state at $0 < K < K_{max}$, the desired stress patterns $\sigma(x)$ having characteristic parameters $\sigma_m$ and $x_m$ should be obtained by interpolation between the limit ones corresponding to $K = 0$ and $K_{max}$. To evaluate the variation of the position $x_m$ of the stress extremum within loading portion $0 \leq K \leq K_{max}$ during SSRT the linear interpolation with respect to SIF may be used for the factor $\alpha$ between the end points of that domain

$$\alpha = 0.85 + 0.65\,\frac{K}{K_{max}} \qquad (9)$$

Similarly, the variation of maximum hydrostatic stress $\sigma_m$ is defined by linear interpolation with respect to CTOD at $0 \leq \delta_t \leq \delta_{max}$, which in terms of SIF associated with CTOD by expression (8) yields

$$\sigma_m = \sigma_0 + \sigma_Y\left[1.92 - 4.09\left(1 - \frac{K}{K_{max}}\right)^2\right] \qquad (10)$$

where $\sigma_0 = 0.58\sigma_Y$ for plain strain state and Mises yield condition.

Finally, the pattern $\sigma(x)$ at $0 < x < x_m$ is represented by a linear variation from $\sigma_0$ to $\sigma_m$, and constant $\sigma(x) = \sigma_m$ at $x > x_m$ as shown by fine lines in Fig. 1.

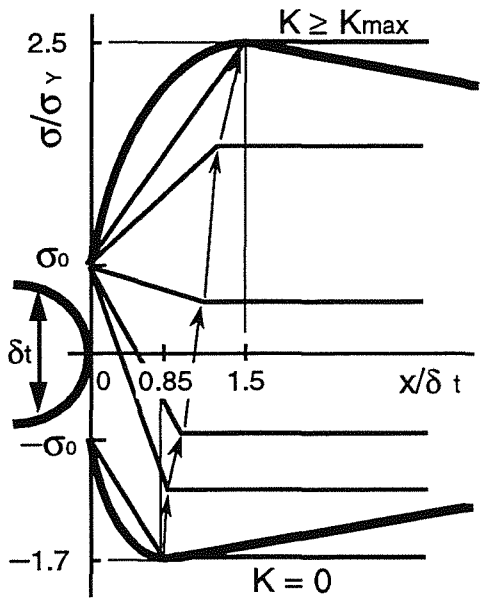



**Fig. 1.** Schematics of the near tip hydrostatic stress patterns under rising SIF (arrows mark a sequence of the stress distributions evolution from the residual stress state after unloading).

Using dimensionless time variable $\tau = Dt/x_R{}^2$ and dimensionless spatial coordinate $\xi = x/x_m$, which varies during loading as the position $x_m(t)$ of maximum stress does during dynamic loading, the diffusion equation (5) is reduced to the following form suitable to handle it numerically:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \left[\frac{x_R}{x_m(t)}\right]^2\left\{\frac{\partial^2 C}{\partial \xi^2} - \left(\Omega\,\frac{\partial \sigma}{\partial \xi} - \frac{x_m \dot{x}_m^\bullet}{D}\,\xi\right)\frac{\partial C}{\partial \xi}\right\} \qquad (11)$$

where $x_R = x_m(K_R)$ is a fixed point of maximum stress at the reference SIF $K_R$, and $\dot{x}_m^\bullet = dx_m/dt$.

The shape of equation (11) shows that under dynamic loading with a certain rate of the shift of the maximum stress point $\dot{x}_m^\bullet \propto K^\bullet > 0$ hydrogen accumulation in FPZ is delayed since correspondent term in the equation opposes the accelerating effect of positive stress

gradient arising after exceeding of the definite load level. Beside, negative stress gradient existing at lower loads due to pre-cracking residual stress (cf. Fig. 1) also hinders hydrogenation.

## 3. DIFFUSION CALCULATIONS

Obviously $x_c \le x_m$, and evaluation of $C(x_m,t)$ yields conservative assessment of the role of load dynamics on FPZ hydrogenation. The equation of stress-assisted diffusion (11) with boundary condition (6) was solved numerically using the DuFort–Frankel finite difference scheme. Physical parameters were taken typical for steels like AISI 4340 (cf. [2,9,11]):

$D = 10^{-13}$ m$^2$/s,

$V_H = 2$ cm$^3$/mol,

$E = 190$ GPa,

$\sigma_Y = 950$ MPa,

$K_{max} = 35$ MPa$\sqrt{\text{m}}$,

Candidate threshold SIF $K_R = 40$ MPa$\sqrt{\text{m}}$,

SSRT rate $K^{\bullet} = 0.015$ MPa$\sqrt{\text{m}}$/min.

According to formulae (3) and (9) correspondent $x_R(K_R) = \alpha(K_R)\delta_t(K_R) = 7.8$ μm. For comparison, diffusion under sustained load was also simulated for the same reference SIF $K_R$. Results are presented in Fig. 2 and 3.

For the case of sustained load, numerical simulation confirms that the long-time approximation from (7) overestimates the rate of FPZ hydrogenation. From numerical solution follows the stronger bounding for the time to attain 95% of the steady state $\tau_{ss} = Dt_{ss}/x_R^2 \approx 230$ (Fig. 3). This is about the same as the time to attain $K_R$ in SSRT, $\tau_R = Dt_R/x_R^2 = 243$.

During SSRT, concentration in a moving point of maximum stress $x_m = x_m(t)$ is lower than under sustained load in the fixed one $x_m = x_R$ (Fig. 2, 3). However, whilst $K(t) \le K_{max}$ the limiting factor of concentration evolution is not the rate of diffusion but the hydrostatic stress level. There concentration closely follows after hydrostatic stress evolution which is slow enough that diffusion practically maintains equilibrium hydrogen saturation $C_\infty(K,x)$ at $x \le x_m(K)$ for instantaneous stress field $\sigma(K(t),x)$. Note, that up to $K = K_{max}$ in the more distant fixed reference point $x_R > x_m$ concentration is even less.

When $K(t) > K_{max}$ both the evolution of stress field and the shift of maximum stress position beyond the tip become more speedy due to acceleration of CTOD according to expression (3) in comparison to relation (8) valid before. At certain values of parameters of stress redistribution in SSRT some uplift of concentration above the steady-state level may occur, although soon the delay of hydrogenation behind rapidly evolving stress state becomes the main trend. Despite the SSRT time $t_R$ is close to the time $t_{ss}$ of approaching the maximum steady state concentration at the same point in sustained load case, concentration at the maximum stress location under SSRT is substantially lower. Therefore, if the critical cell were about at the maximum stress point, $x_c \approx x_m$, this delay of hydrogenation would cause underestimation of the HAC threshold. However, with the closer critical point $x_c < x_m$, the role of load dynamics on the delay of hydrogen accumulation in FPZ will be less noticeable.

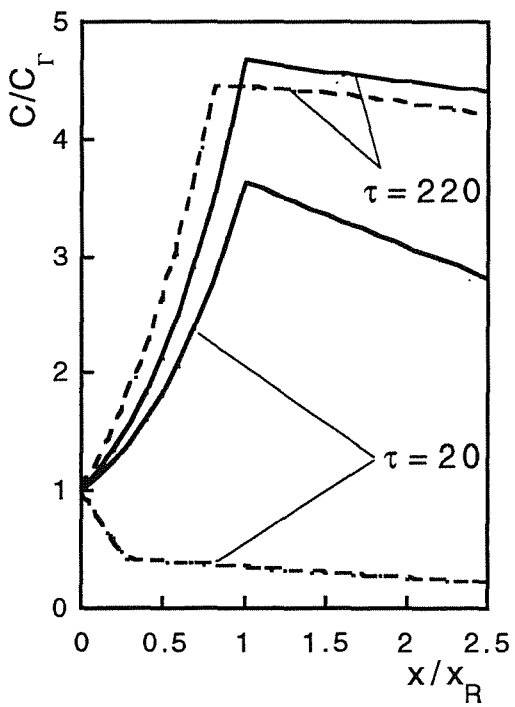



**Fig. 2.** Concentration patterns $C(x)$ near the crack tip for sustained load (solid lines) and SSRT (dashed) at different diffusion times $t = \tau x_R^2/D$ .

Meanwhile, these non-trivial effects of load dynamics which arise at $K(t) > K_{max}$ take place at rather long diffusion times when a more extended near tip vicinity $x >> x_m$ is involved. In the performed modelling at this time scale the result becomes sensible to the far boundary condition at the cut-off distance $x = x_f$. In general, the adequacy of simulation of the FPZ hydrogenation depends markedly on the accuracy of input data about evolving elastoplastic stress distribution in this expanded near tip zone during the loading process.

## 4. CONCLUSION

The influence of transient stress fields on hydrogen diffusion near the crack tip was theoretically modelled with relevance to the accelerated techniques of HAC testing (rising load or SSRT approach)

Hydrogen accumulation in prospective fracture sites near the crack tip during initial stage of SSRT up to maximum SIF of the crack load pre-history displays low sensitivity to loading rate (in terms of SIF rate) and strong dependence on residual stress field produced at pre-cracking. These items need more precise evaluation because of lack of data on crack tip elastoplastic stress-strain field after unload. When near tip straining proceeds beyond the extends of the residual plasticity influence, the role of loading rate becomes more spectacular. It depends on diffusion coefficient of hydrogen and the location of responsible material cells where microfracture proceeds, as well as on characteristics of material plasticity which define near tip stress field at each instantaneous load level.

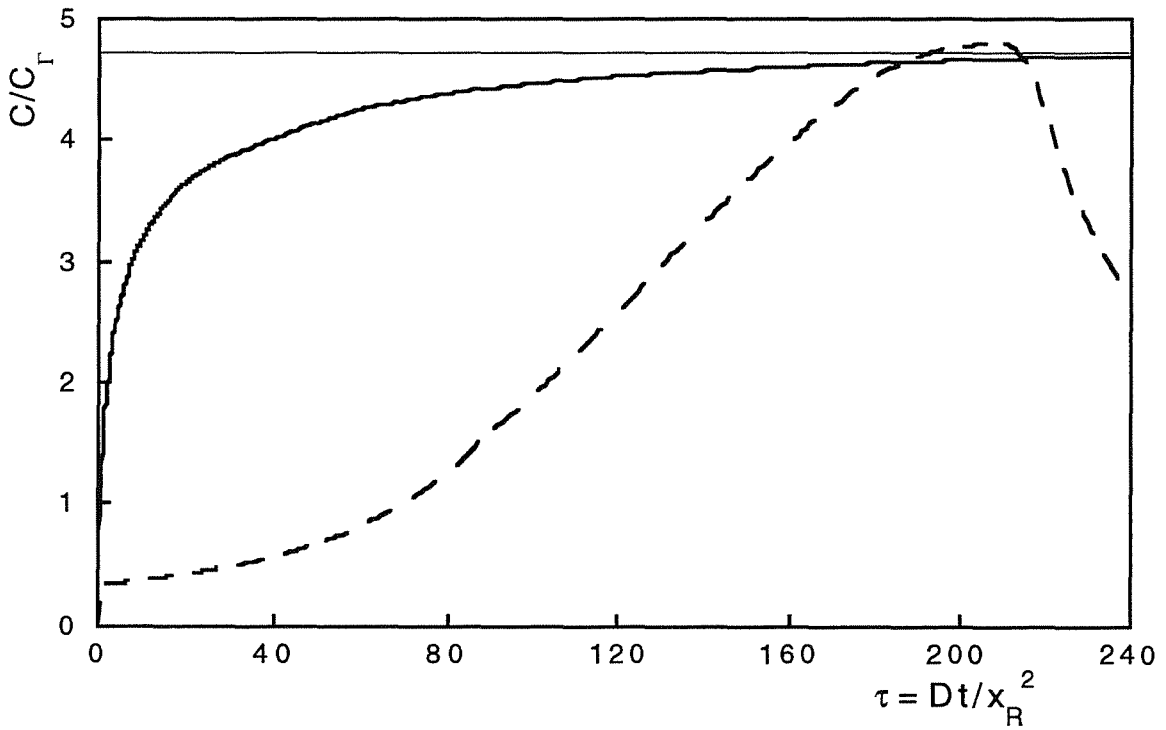



**Fig. 3.** Concentration evolutions in maximum stress location $x = x_m$ under sustained load (solid line, $x_m = x_R$) and SSRT (broken line) to attain the steady-state level $C_\infty$ (horizontal fine line).

*Acknowledgements*

This work was funded by the Spanish DGICYT (Grant UE94-001) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801A93 and XUGA 11801B95). One of the authors (VKh) is also indebted to the Spanish Office of NATO (Scientific Affairs Division) and DGICYT (Grant SAB95-0122/0122P) for supporting his stay as a visiting scientist at the University of La Coruña.

## REFERENCES

[1] Hirth, J.P. and Johnson, H.H., "Hydrogen problems in energy related technology", Corrosion **32**, 3-15 (1976).

[2] Panasyuk, V. and Kharin, V., "The influence of hydrogenating environments on crack propagation in metals", in: Environment Assisted Fatigue (EGF 7) pp. 123-144, MEP, London, 1990.

[3] Toribio, J. and Kharin, V., "Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of fracture mechanics approach", in: Materials Ageing and Component Life Extension (Vol. 2) pp.931-940, EMAS, Warley, 1995.

[4] Van Leeuwen, H.-P., "The kinetics of hydrogen embrittlement: a quantitative diffusion model", Eng. Fract. Mech. **6**, 141-161 (1974).

[5] Turnbull, A., "Test methods for environment assisted cracking", Brit. Corros. J. **27**, 271-289 (1992).

[6] McMeeking, R.M. and Parks, D.M., "On criteria for *J*-dominance of crack-tip fields in large-scale yielding", in: Elastic-Plastic Fracture

(ASTM STP 668) pp. 175-194, ASTM, Philadelphia, 1979.

[7] Gortemaker, P.C.M., de Pater, C. and Spiering, R.M.E.J., "Near-crack tip finite strain analysis", in: Advances in Fracture Research – ICF5 (Vol. 1) pp. 151-160, Pergamon Press, Oxford, 1981.

[8] Kanninen, M.F. and Popelar, C.H. "Advanced Fracture Mechanics", Oxford Univ. Press, New York, 1985.

[9] Panasyuk, V., Andereikiv, A. and Kharin, V. "Theoretical study of the crack growth in metals under the action of hydrogen", Soviet Mater. Sci. **17**(4), 61-75 (1981).

[10] Zhang, X., Chan, A.S.L. and Davies, G.A.O., "Cyclic plasticity and overload effect on fatigue crack propagation", in: Computational Plasticity: Fundamentals and Applications, Proceedings of the 3rd Int. conference, Barcelona, pp. 1561-1572, Pineridge Press, Swansea, 1992.

[11] Mayville, R.A., Warren, T.J. and Hilton P.D., "Determination of the loading rate needed to obtain environmentally assisted cracking in rising load tests", J. Test. Eval. **17**, 203-211 (1989).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# LA GRIETA ACODADA EN ELASTICIDAD ANISÓTROPA

**C. Blanco(*), J.M. Martínez Esnaola(*), C. Atkinson(') y J.M. Bastero(*)**

**(*)Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra,
P. Manuel Lardizábal 13, 20009 San Sebastián**

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

**(') Department of Mathematics, Imperial College,
Huxley Building, 180 Queen's Gate, London SW7 2BZ, UK**

**Resumen.** Se resuelve el problema de una grieta acodada en un medio anisótropo infinito modelizándola como una distribución continua de dislocaciones a lo largo de la trayectoria descrita por la grieta. Imponiendo la condición de tracciones nulas sobre los labios de la grieta y aplicando el teorema de reciprocidad, se obtiene un sistema de ecuaciones integrales singulares del tipo de Cauchy. El buen condicionamiento de la parte no singular del núcleo del sistema de ecuaciones integrales exige una ligera modificación en la trayectoria de la grieta a fin de que ésta sea suave. Imponiendo que la distribución de dislocaciones sea singular en el vértice, se evita que esta modificación suprima las tensiones singulares en sus proximidades. El sistema de ecuaciones integrales singulares se resuelve numéricamente mediante polinomios de Chebyshev siguiendo el método utilizado por Erdogan [1]. Una vez hallada la distribución de dislocaciones, se calculan los factores de intensidad de tensiones en los dos extremos de la grieta, así como un coeficiente (factor de intensidad de tensiones generalizado) que caracteriza la magnitud de las tensiones singulares en las proximidades del vértice.

**Abstract.** The problem of a kinked crack in an anisotropic material is considered. The kinked crack is modelled as a continuous distribution of dislocations. Imposing that the crack surface is traction-free and using the reciprocal theorem, we obtain a system of singular integral equations which is solved numerically using series of Chebyshev polynomials (Erdogan [1]). In order to obtain a continuous kernel, it is necessary to modify the crack path to obtain a smooth curve. Taking a dislocation density singular at the apex, the stresses remain singular in its neighbourhood. The stress intensity factors at both crack tips and the generalised stress intensity factor at the apex are directly obtained from the dislocations densities.

## 1. INTRODUCCIÓN

Se desarrolla un modelo matemático para una grieta acodada situada en un medio anisótropo elástico lineal. El problema es tridimensional aunque se supone que los desplazamientos dependen únicamente de dos componentes - $u_k = u_k(x_1, x_2)$ -.

La mayoría de los autores que, hasta el momento, han resuelto este problema no han tenido en cuenta la singularidad de las tensiones en los puntos infinitamente próximos al vértice de la grieta (Cfr., por ejemplo, Melin [2]), o bien la tratan como una singularidad del mismo tipo que la existente en los extremos de la grieta (Cfr., por ejemplo, Karihaloo *et al.* [3]). Blanco *et al.* [4, 5] obtuvieron el tipo de singularidad de las tensiones en las proximidades del vértice en función del ángulo del acodamiento y las constantes elásticas del material. Esta solución se utiliza para modelizar la grieta como una distribución continua de dislocaciones a lo largo de su trayectoria. Se toma como densidad de dislocaciones una función singular, con singularidad del tipo $r^{-1/2}$ y $r^{-\lambda}$ en los extremos de la grieta y vértice, respectivamente.

De la densidad de dislocaciones hallada, se obtienen directamente tanto los factores de intensidad de tensiones en los extremos de la grieta, como el factor de intensidad de tensiones generalizado que caracteriza las tensiones en las proximidades del vértice de la grieta acodada.

Finalmente, se comparan los resultados obtenidos mediante esta formulación con los de otros autores para el caso isótropo, y se presentan los valores de los factores de intensidad de tensiones para el caso anisótropo.

## 2. MODELIZACIÓN DE UNA GRIETA ACODADA

### 2.1. Planteamiento del problema

Se considera un sistema de coordenadas $(x_1, x_2, x_3)$ de modo que la grieta principal se encuentre en el plano $x_2 = 0$, $-1 \le x_1 \le 0$; la rama, de longitud $c$, forma un ángulo $\phi$ $(-\pi/2 < \phi < \pi/2)$ con el eje $x_1$ (Fig.1).

Las ecuaciones de la trayectoria que describe la grieta serán por tanto

$$X_1(r) = \begin{cases} r \\ r\cos\phi \end{cases} \qquad X_2(r) = \begin{cases} 0 & (-1 \le r \le 0) \\ r\,\mathrm{sen}\,\phi & (0 < r \le c)\,. \end{cases} \tag{1}$$

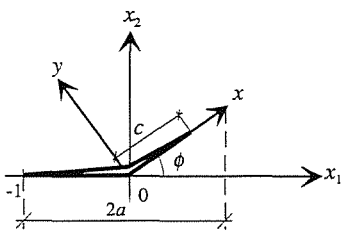



**Fig. 1.** Grieta acodada: sistemas de coordenadas.

Utilizando la solución de Stroh [6] para una dislocación en un medio infinito anisótropo, se modeliza la grieta como una distribución continua de dichas dislocaciones. En un punto arbitrario de la grieta, las tracciones $\sigma_i$ correspondientes al plano tangente a la curva (suponiendo, por el momento, una curva suave), se pueden expresar

$$\sigma_i(r) = \frac{1}{4\pi}\left[\left(\frac{dX_1}{dr}\right)^2 + \left(\frac{dX_2}{dr}\right)^2\right]^{-1/2} \sum_\alpha \left\{ L_{i\alpha} M_{\alpha j} \Omega_\alpha(r) \times \int_{-1}^{c} \frac{d'_j(\rho)}{X_1(r) - X_1(\rho) + p_\alpha\left(X_2(r) - X_2(\rho)\right)} d\rho \right\} + C.C. \qquad (-1 < r < c) \tag{2}$$

donde $d'_j(\rho)$ es la densidad de dislocaciones, las magnitudes $p_\alpha$, $L_{i\alpha}$ y $M_{\alpha j}$ son las designadas con los mismos nombres en [6] y

$$\Omega_\alpha(r) = \frac{dX_1}{dr}(r) + p_\alpha \frac{dX_2}{dr}(r)\,. \tag{3}$$

*C.C.* denota el conjugado de la expresión que le precede y se aplica el convenio de la suma para los índices latinos.

Con el fin de que los labios de la grieta estén descargados, las tensiones $S_i(r)$ en un punto $\left(X_1(r), X_2(r)\right)$ correspondientes al plano tangente a la curva en dicho punto en el medio sin agrietar, deben ser opuestas a las producidas por la distribución de dislocaciones, lo cual implica que las funciones $d'_j(\rho)$ satisfagan las ecuaciones

$$-T_i(r) = \frac{1}{4\pi}\sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \Omega_\alpha(r) \times \int_{-1}^{c} \frac{d'_j(\rho)}{X_1(r) - X_1(\rho) + p_\alpha\left(X_2(r) - X_2(\rho)\right)} d\rho + C.C. \qquad (-1 < r < c) \tag{4}$$

con

$$S_i(r) = \left[\left(\frac{dX_1}{dr}\right)^2 + \left(\frac{dX_2}{dr}\right)^2\right]^{-1/2} T_i(r)\,. \tag{5}$$

La distribución de dislocaciones buscada también tendrá que verificar las ecuaciones

$$\int_{-1}^{c} d'_j(\rho)\,d\rho = 0 \qquad j = 1, 2, 3 \tag{6}$$

que garantizan la continuidad de los desplazamientos en los puntos que no pertenecen a la grieta.

### 2.2. Resolución numérica del sistema de ecuaciones integrales

Blanco *et al.* [4, 5] demostraron que las tensiones en las proximidades del vértice de una grieta acodada son de la forma $\sigma \approx r^{-\lambda}$ siendo $\lambda$ la raíz de mayor parte real de la ecuación

$$\det\left[\mathbf{M}(s)\right] = 0 \tag{7}$$

con

$$\mathbf{M}(s) = \begin{pmatrix} \frac{1}{2}\cot(\pi s)\delta_{kj} & -\frac{1}{2}\csc(\pi s) H_{kj}(1-s) \\ \frac{l_{ki}}{2}\csc(\pi s) H_{ij}(\lambda - 1) & -\frac{l_{kj}}{2}\cot(\pi s) \end{pmatrix}. \tag{8}$$

Se ha comprobado que la matriz $\mathbf{M}(\lambda)$ tiene rango 5, por lo que el vector propio $v_j$ solución del sistema de ecuaciones

$$\sum_{j=1}^{6} \mathbf{M}_{ij}(\lambda) \cdot v_j = 0 \qquad i = 1,\ldots,6 \tag{9}$$

está determinado salvo una constante. Sea $\mathbf{V} = v_i$ el vector propio con primera componente la unidad. Se define la función densidad de dislocaciones mediante la expresión

$$d'_j(\rho) = \begin{cases} \dfrac{D_j(\rho)}{(1+\rho)^{1/2}(c-\rho)^{1/2}} + A v_j (-\rho)^{-\lambda} & (-1 < \rho < 0) \\ \dfrac{D_j(\rho)}{(1+\rho)^{1/2}(c-\rho)^{1/2}} + A v_{j+3}\, \rho^{-\lambda} & (0 < \rho < c) \end{cases} \tag{10}$$

con $D_j(\rho)$ funciones desconocidas acotadas en $[-1, c]$ y $A$ una constante a determinar. Las funciones densidad de dislocaciones así definidas son singulares en los puntos correspondientes a los extremos de la grieta $(\rho = -1,\ \rho = c)$ y al vértice $(\rho = 0)$.

Sustituyendo (10) en las ecuaciones (4) y (6) y aplicando los cambios de variables

$$r=\frac{1+c}{2}(1+t)-1 \tag{11}$$

$$\rho=\frac{1+c}{2}(1+\zeta)-1, \tag{12}$$

tras algunas operaciones se obtiene el sistema de ecuaciones integrales

$$\frac{-4\pi}{1+c}t_i(t)=\int_{-1}^{1}\frac{B_i(\zeta)}{\left(1-\zeta^2\right)^{1/2}t-\zeta}\mathrm{d}\zeta + \int_{-1}^{1}k_{ij}(t,\zeta)\frac{B_j(\zeta)}{\left(1-\zeta^2\right)^{1/2}}\mathrm{d}\zeta + AJ_i(t) \tag{13a}$$

$$(-1<t<1)$$

$$\int_{-1}^{1}\frac{B_j(\zeta)}{\left(1-\zeta^2\right)^{-1/2}}\mathrm{d}\zeta+\frac{2A}{(c+1)(1-\lambda)}\left[v_j+v_{j+3}\,c^{1-\lambda}\right]=0 \tag{13b}$$

con

$$t_i(t)=T_i(r)\frac{1+c}{2} \tag{14}$$

$$J_i(t)=\frac{2}{(1+c)} \times \mathrm{Re}\left\{\sum_\alpha L_{i\alpha}M_{\alpha j}\omega_\alpha(t)\left[v_j\int_{-1}^{0}\frac{(-\rho)^{-\lambda}}{\frac{1+c}{2}(t+1)-1-\rho}\mathrm{d}\rho + v_{j+3}\int_0^c\frac{\rho^{-\lambda}}{\frac{1+c}{2}(t+1)-1-\tau_\alpha\rho}\mathrm{d}\rho\right]\right\} \tag{15a}$$

$$\left(-1<t<\frac{1-c}{1+c}\right)$$

$$J_i(t)=\frac{2}{(1+c)} \times \mathrm{Re}\left\{\sum_\alpha L_{i\alpha}M_{\alpha j}\omega_\alpha(t)\left[v_j\int_{-1}^{0}\frac{(-\rho)^{-\lambda}}{\tau_\alpha\left[\frac{1+c}{2}(t+1)-1\right]-\rho}\mathrm{d}\rho + v_{j+3}\int_0^c\frac{\rho^{-\lambda}}{\tau_\alpha\left[\frac{1+c}{2}(t+1)-1-\rho\right]}\mathrm{d}\rho\right]\right\} \tag{15b}$$

$$\left(\frac{1-c}{1+c}<t<1\right)$$

$$k_{ij}(t,\zeta)=\mathrm{Re}\left\{\sum_\alpha L_{i\alpha}M_{\alpha j}\omega_\alpha(t)K_\alpha(t,\zeta)\right\}, \tag{16}$$

siendo

$$\tau_\alpha=\cos\phi+p_\alpha sen\phi \tag{17}$$

$$\omega_\alpha(t)=\Omega_\alpha(r)\frac{1+c}{2} \tag{18}$$

$$x_i(t)=X_i(r) \tag{19}$$

$$K_\alpha(t,\zeta)=\frac{1}{t-\zeta}\left\{\frac{1}{\frac{x_1(t)-x_1(\zeta)}{t-\zeta}+p_\alpha\frac{x_2(t)-x_2(\zeta)}{t-\zeta}}-\frac{1}{\omega_\alpha(t)}\right\}. \tag{20}$$

Se demuestra fácilmente que

$$\lim_{\zeta\to t}K_\alpha(t,\zeta)=\frac{1}{2}\left[\frac{\mathrm{d}^2x_1}{\mathrm{d}t^2}(t)+p_\alpha\frac{\mathrm{d}^2x_2}{\mathrm{d}t^2}(t)\right]\left[\omega_\alpha(t)\right]^{-2} \tag{21}$$

y por tanto, si la trayectoria que describe la grieta fuera suave, la función $K_\alpha(t,\zeta)$ podría considerarse continua en el cuadrado [-1, 1]×[-1, 1] asignando a los puntos $(t,t)$ el valor del límite. Sin embargo, esta propiedad no se verifica en el caso que se está tratando: la curva que describe la grieta acodada no es derivable en el punto correspondiente al vértice -Cfr. ecuación (1)-. Se puede evitar esta dificultad rectificando ligeramente la curva al sustituirla, en un entorno del vértice, por otra función -por ejemplo polinómica-, de modo que la nueva función tuviera derivadas de segundo orden en todo su dominio. Por ser la función densidad de dislocaciones singular en el vértice -Cfr. ecuación (10)-, aunque se tome la trayectoria de la grieta suavizada, las tensiones en las proximidades del vértice serán singulares con singularidad del tipo $r^{-\lambda}$. Se ha comprobado que los resultados obtenidos utilizando la trayectoria real de la grieta acodada y la modificada son prácticamente indistinguibles cuando se toma el entorno del vértice suficientemente pequeño.

Las funciones $B_j(\zeta)$ se aproximan mediante una serie truncada de polinomios de Chebyshev de primera especie, cuyas funciones de peso asociadas son precisamente $\left(1-\zeta^2\right)^{-1/2}$. De este modo, las funciones incógnita se pueden representar de la forma

$$B_j(\zeta)=\sum_{n=0}^{N}B_{jn}T_n(\zeta) \tag{22}$$

donde $B_{jn}$ son constantes a determinar y $T_n(\zeta)$ los polinomios de Chebyshev de primera especie.

Sustituyendo (22) en (13a) y (13b), aplicando el cambio de variable

$$\zeta=\cos\theta, \tag{23}$$

las propiedades de los polinomios de Chebyshev (Cfr. Abramowitz y Stegun [7])

$$T_n(\cos\theta)=\cos(n\theta) \tag{24}$$

$$\int_{-1}^{1}\frac{T_n(\zeta)}{\left(1-\zeta^2\right)^{1/2}(t-\zeta)}\mathrm{d}\zeta=\begin{cases}0 & n=0\\ -\pi U_{n-1}(t) & n>0\end{cases} \tag{25}$$

-siendo $U_m(t)$ los polinomios de Chebyshev de segunda especie- y la fórmula de integración (Cfr. Abramowitz y Stegun [7])

$$\int_{-1}^{1}f(t)\left(1-t^2\right)^{-1/2}\mathrm{d}t=\frac{\pi}{Q}\sum_{q=1}^{Q}f(\cos\theta_q) \tag{26}$$

con $\theta_q = \dfrac{(2q-1)\pi}{2Q}$, (27)

se obtiene el sistema

$$\frac{-4}{1+c}\,t_i(t) = -\sum_{n=1}^{N} B_{in} U_{n-1}(t) + \frac{1}{Q}\sum_{n=0}^{N} B_{jn} \sum_{q=1}^{Q} k_{ij}(t,\cos\theta_q)(n\theta_q) + \frac{A}{\pi} J_i(t) \qquad (-1<t<1). \tag{28a}$$

$$\pi B_{j0} + \frac{2A}{(c+1)(1-\lambda)}\left[v_j + v_{j+3}\, c^{1-\lambda}\right] = 0. \tag{28b}$$

Multiplicando cada término de la ecuación (28a) por $U_m(t)\left(1-t^2\right)^{1/2}$, $m = 0,1,\ldots,N-1$, e integrando sobre el intervalo [-1, 1], tras aplicar la fórmula de integración (Cfr. Abramowitz y Stegun [7])

$$\int_{-1}^{1} f(t)\left(1-t^2\right)^{1/2} \mathrm{d}t = \frac{\pi}{R+1}\sum_{r=1}^{R} f(\cos\varphi_r)\,\mathrm{sen}^2\,\varphi_r \tag{29}$$

con

$$\varphi_r = \frac{r\pi}{R+1} \tag{30}$$

la ecuación (28a) se convierte en

$$\begin{aligned}
&\frac{-4}{1+c}\sum_{r=1}^{R} \mathrm{sen}\left[(m+1)\varphi_r\right] t_i(\cos\varphi_r)\,\mathrm{sen}\,\varphi_r \\
&= -\sum_{n=1}^{N} B_{in} \sum_{r=1}^{R} \mathrm{sen}\left[(m+1)\varphi_r\right] \mathrm{sen}(n\varphi_r) \\
&+ \frac{1}{Q}\sum_{n=0}^{N} B_{jn} \sum_{q=1}^{Q} \Big\{ \cos(n\theta_q) \\
&\times \sum_{r=1}^{R} \mathrm{sen}\left[(m+1)\varphi_r\right] k_{ij}(\cos\varphi_r, \cos\theta_q)\,\mathrm{sen}\,\varphi_r \Big\} \\
&+ \frac{A}{\pi}\sum_{r=1}^{R} \mathrm{sen}\left[(m+1)\varphi_r\right] J_i(\cos\varphi_r)\,\mathrm{sen}\,\varphi_r \\
&\qquad\qquad (m=0,1,\ldots,N-1).
\end{aligned} \tag{31}$$

Las ecuaciones (28b) y (31) constituyen un sistema algebraico de $3N+3$ ecuaciones y $3N+4$ incógnitas: la constante $A$ y los coeficientes $B_{in}$ con $i = 1,2,3$ y $n = 0,1,2,\ldots,N$. Para la resolución de este sistema se necesita otra ecuación adicional que se deducirá aplicando el teorema de reciprocidad.

Según el teorema de reciprocidad en elasticidad lineal plana, se verifica

$$\int_C \sigma_k \hat{u}_k \,\mathrm{d}\ell = \int_C \hat{\sigma}_k u_k \,\mathrm{d}\ell \tag{32}$$

con

$$\sigma_k = \sigma_{kj} n_j \quad \text{y} \quad \hat{\sigma}_k = \hat{\sigma}_{kj} n_j \tag{33}$$

donde las funciones $\hat{\sigma}_{kj}$ y $\hat{u}_k$, llamadas, campos duales de tensiones y desplazamientos respectivamente, verifican las mismas ecuaciones de equilibrio y constitutivas que los campos reales $\sigma_{kj}$ y $u_k$, es decir,

$$\sigma_{ij,i} = 0 = \hat{\sigma}_{ij,i} \tag{34}$$

$$\sigma_{ij} = c_{ijkl}\, u_{k,l} \quad \text{y} \quad \hat{\sigma}_{ij} = c_{ijkl}\, \hat{u}_{k,l}\,. \tag{35}$$

$C$ es un contorno cerrado simple que no contiene singularidades.

Se puede demostrar fácilmente que, al igual que $s = \lambda$, $s = 2-\lambda$ verifica la ecuación (7). Como campo dual de tensiones se toma el inducido por la distribución de dislocaciones $\hat{d}'_j(r)$ a lo largo de las líneas de la grieta y la rama, cuya expresión es

$$\hat{d}'_j(r) = \begin{cases} w_j(-r)^{\lambda-2} & (-\infty < r < 0) \\ w_{j+3}\, r^{\lambda-2} & (0 < r < \infty) \end{cases} \tag{36}$$

con $\mathbf{W} = w_i$ $(i = 1,\ldots,6)$ el vector propio de $s = 2-\lambda$ cuya primera componente sea la unidad. Así pues, los campos duales resultan ser

$$\begin{cases} \hat{\sigma}_{i1}(z_\alpha) = -\sum_\alpha L_{i\alpha}\, p_\alpha \hat{f}'_\alpha(z_\alpha) + C.C. \\ \hat{\sigma}_{i2}(z_\alpha) = \sum_\alpha L_{i\alpha}\, \hat{f}'_\alpha(z_\alpha) + C.C. \end{cases} \tag{37}$$

$$\hat{u}_k(z_\alpha) = \sum_\alpha A_{k\alpha} \hat{f}_\alpha(z_\alpha) + C.C. \tag{38}$$

con

$$\hat{f}'_\alpha(z_\alpha) = \frac{M_{\alpha j}}{4\pi}\left[ w_j \int_{-\infty}^{0} \frac{(-r)^{\lambda-2}}{z_\alpha - r}\,\mathrm{d}r + w_{j+3}\int_0^{\infty} \frac{r^{\lambda-2}}{z_\alpha - \tau_\alpha r}\,\mathrm{d}r \right] \tag{39}$$

Se considera el contorno de integración que se muestra en la figura 2 con $R \to \infty$ y $\varepsilon \to 0$. Se puede demostrar que [8]:

- los valores de las tracciones duales $\hat{\sigma}_k$ sobre las semirrectas $L_1$ y $L_2$ son nulos
- las tracciones y desplazamientos duales son nulos sobre $\gamma_R$ ($R \to \infty$)
- las integrales sobre $\gamma_R$ del teorema de reciprocidad son nulas cuando $R \to \infty$.

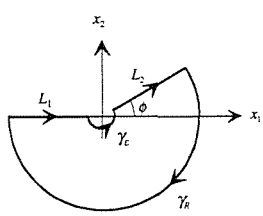



**Fig. 2.** Contorno de integración (teorema de reciprocidad).

Así pues, el teorema de reciprocidad aplicado al contorno de la figura 2 se puede expresar

$$\int_{L_1} \hat{u}_k \sigma_k \,\mathrm{d}\ell + \int_{\gamma_\varepsilon} \hat{u}_k \sigma_k \,\mathrm{d}\ell + \int_{L_2} \hat{u}_k \sigma_k \,\mathrm{d}\ell = \int_{\gamma_\varepsilon} u_k \hat{\sigma}_k \,\mathrm{d}\ell\,. \tag{40}$$

Analizando cada una de las integrales de contorno, la ecuación (40) resulta ser

$$-\left(Z_k^{(1)}W_k^{(1)}+Z_k^{(2)}W_k^{(2)}\right)=\sum_{n=0}^{N}B_{jn}\left(Z_k^{(1)}U_{jkn}^{(1)}+Z_k^{(2)}U_{jkn}^{(2)}\right) \quad (41)$$
$$+A\left(Z_k^{(1)}V_k^{(1)}+Z_k^{(2)}V_k^{(2)}+C_1-C_2\right)$$

donde las constantes $Z_k^{(i)}, W_k^{(i)}, U_{jkn}^{(i)}, C_1$ y $C_2$ son expresiones muy complejas, que no tienen mayor interés que el álgebra que se efectúa, por lo que se omiten en este artículo, aunque se pueden encontrar en [8] designadas con los mismos nombres.

La ecuación (41) junto con las ecuaciones (28b) y (31) constituyen un sistema algebraico de $3N + 4$ ecuaciones y $3N + 4$ incógnitas.

## 3. LOS FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES

Una vez obtenida la distribución de dislocaciones, se procede a calcular los factores de intensidad de tensiones en los dos extremos de la grieta acodada. Para ello sólamente se tienen en cuenta las tensiones producidas por el apilamiento de dislocaciones puesto que son las únicas que originan tensiones singulares. Los factores de intensidad de tensiones resultan ser función de los valores que toma la distribución en el extremo correspondiente.

Las tracciones asociadas al plano de la grieta inducidas por la distribución de dislocaciones en los ejes $(x, y)$ en un punto $c+\varepsilon$ resultan ser -Cfr. Fig. 1-

$$\sigma'_{k2}(c+\varepsilon)=\frac{l_{ki}}{4\pi}\sum_{\alpha}L_{i\alpha}M_{\alpha j}\tau_\alpha\left\{\int_{-1}^{0}\frac{(1+\rho)^{-1/2}(c-\rho)^{-1/2}D_j(\rho)}{(c+\varepsilon)\tau_\alpha-\rho}\mathrm{d}\rho\right. \quad (42)$$
$$\left.+\int_0^c\frac{(1+\rho)^{-1/2}(c-\rho)^{-1/2}D_j(\rho)}{(c+\varepsilon)\tau_\alpha-\rho\tau_\alpha}\mathrm{d}\rho\right\}$$
$$+A\frac{l_{ki}}{4\pi}\sum_{\alpha}L_{i\alpha}M_{\alpha j}\tau_\alpha\left\{v_j\int_{-1}^{0}\frac{(-\rho)^{-\lambda}}{(c+\varepsilon)\tau_\alpha-\rho}\mathrm{d}\rho\right.$$
$$\left.+v_{j+3}\int_0^c\frac{\rho^{-\lambda}}{(c+\varepsilon)\tau_\alpha-\rho\tau_\alpha}\mathrm{d}\rho\right\}+C.C.$$

De las cuatro integrales que aparecen en esta ecuación, únicamente la segunda es singular cuando $\varepsilon\to 0$, por lo que se pueden despreciar los términos restantes. Aplicando el cambio de variable

$$\rho=\frac{1+c}{2}(\cos\theta+1)-1, \quad (43)$$

$$\sigma'_{k2}(c+\varepsilon)\approx\frac{1+c}{4\pi}l_{ki}\int_0^{\arccos(t_n)}\frac{B_i(\cos\theta)}{c+\varepsilon-\frac{1+c}{2}(\cos\theta+1)+1}\mathrm{d}\theta \quad (44)$$

Resolviendo la integral analíticamente, se obtiene para los factores de intensidad de tensiones en el extremo de la rama

$$K_{\upsilon(k)}=\sqrt{2\pi\varepsilon}\,\sigma'_{k2}(c+\varepsilon)=\frac{l_{ki}}{2}\sqrt{\pi\frac{1+c}{2}}\sum_{n=0}^{N}B_{in} \quad (45)$$

con

$\upsilon(1) = \mathrm{II}$, $\upsilon(2) = \mathrm{I}$ y $\upsilon(3) = \mathrm{III}$. (46)

Procediendo de modo análogo, para el extremo de la grieta principal se obtiene

$$K_{\upsilon(k)}=\sqrt{2\pi\varepsilon}\,\sigma'_{k2}(-1-\varepsilon)=-\frac{1}{2}\sqrt{\pi\frac{1+c}{2}}\sum_{n=0}^{N}(-1)^nB_{kn}. \quad (47)$$

Tomando coordenadas polares con polo el origen y eje polar el eje $x_1$, las tensiones en las proximidades del vértice de la grieta acodada se pueden expresar

$$\sigma_k(\varepsilon,\theta)=A\frac{\varepsilon^{-\lambda}}{4}\csc(\pi\lambda)\sum_{\alpha}\left\{L_{k\alpha}M_{\alpha j}\right. \quad (48)$$
$$\times(-\operatorname{sen}\theta+p_\alpha\cos\theta)\tau_\alpha(\theta)^{-\lambda}$$
$$\left.\times\left[v_j-v_{j+3}\frac{(-1)^{-\lambda}}{\tau_\alpha^{1-\lambda}}\right]\right\}+C.C.$$

lo que pone de manifiesto que las tensiones son singulares con singularidad del tipo $\varepsilon^{-\lambda}$. Este método permite, por tanto, calcular el factor $A$, denominado factor de intensidad de tensiones generalizado, el cual caracteriza las tensiones en los puntos infinitamente próximos al vértice.

## 4. RESULTADOS

Kitagawa *et al.* [9] resolvieron el problema de una grieta con ramificación múltiple en uno o ambos extremos situada en un material isótropo, mediante la técnica de transformación conforme. Sus resultados se han utilizado para verificar la presente formulación.

En la Tabla 1 se recogen los valores para los factores de intensidad de tesiones en el extremo de la rama de una grieta acodada sometida a tracción remota uniaxial. Se dan normalizados respecto de los de una grieta recta de longitud $2a$ -Cfr. Fig. 1-, es decir,

$$F_i=\frac{K_i}{\sigma\sqrt{\pi a}}\quad\text{con}\quad 2a=1+c\cos\phi. \quad (49)$$

**Tabla 1.** Factores de intensidad de tensiones en el extremo de la rama. ($\phi = 45°$, $Q = R = 150$, $N = 30$).

| | Kitagawa *et al.* (1975) | | presente trabajo | |
|---|---|---|---|---|
| $c$ | $F_I$ | $F_{II}$ | $F_I$ | $F_{II}$ |
| 0.10 | 0.634 | 0.505 | 0.6311 | 0.5222 |
| 0.20 | 0.598 | 0.558 | 0.5971 | 0.5697 |
| 0.40 | 0.574 | 0.607 | 0.5745 | 0.6021 |
| 0.60 | 0.568 | 0.628 | 0.5678 | 0.6273 |
| 0.80 | 0.568 | 0.638 | 0.5678 | 0.6396 |
| 1.00 | 0.569 | 0.641 | 0.5673 | 0.6423 |
| 1.50 | 0.574 | 0.641 | 0.5718 | 0.6446 |
| 2.00 | 0.579 | 0.638 | 0.5791 | 0.6375 |

A continuación se presentan resultados obtenidos para materiales anisótropos; en concreto se ha utilizado un material monoclínico cuyas constantes son las designadas como M-1 en Blanco *et al.* [4]. En todos los casos el medio está sometido a tracción uniaxial en el infinito.

En la figura 3 se representan los factores de intensidad de tensiones en el extremo de la rama al variar su longitud, para varios ángulos de inclinación. Los valores se dan normalizados respecto de los de la grieta antes del acodamiento.

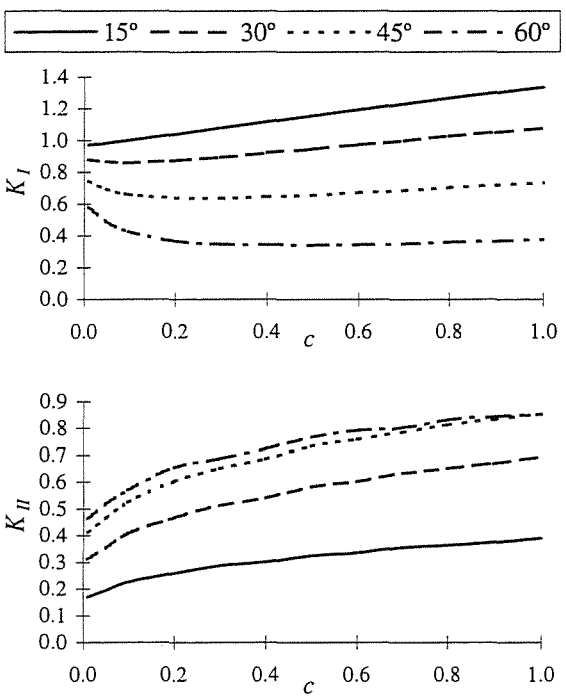



**Fig. 3.** Factores de intensidad de tensiones en el extremo de la rama, ($N = 30$, $Q = R = 200$).

En la figura 4 se analiza la variación del factor de intensidad de tensiones generalizado con el material. Se aprecia una diferencia del 20% entre los valores para el caso isótropo y el monoclínico para $\phi = 15°$.

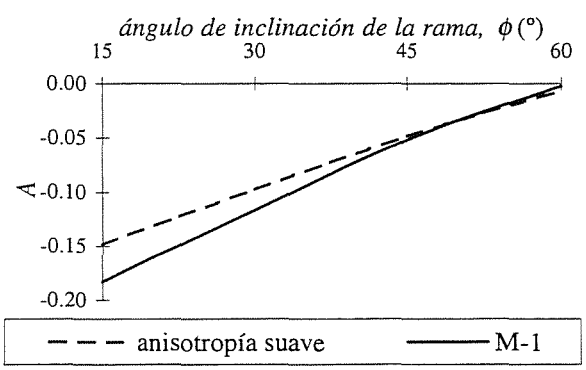



**Fig. 4.** Factor de intensidad de tensiones generalizado para distintos materiales.
($c = 0.4$, $N = 30$, $Q = R = 200$, unidades de $ML^{1+\lambda}T^{-2}$)

## 5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo matemático para representar una grieta acodada situada en un material anisótropo, a partir del cual se pueden calcular los factores de intensidad de tensiones en los extremos de la grieta acodada, así como el factor de intensidad de tensiones generalizado.

Agradecimientos. C.B. agradece a la Asociación de Amigos de la Universidad de Navarra la beca concedida para la realización de la Tesis Doctoral.

## 6. REFERENCIAS

[1] Erdogan, F. "Approximate solution of systems of singular integral equations". SIAM. J. Appl. Math., **17**, 1041-1059 (1969).

[2] Melin, S. "On singular integral equations for kinked cracks", Int. J. Fract., **30,** 57-65 (1986).

[3] Karihaloo, B.L., Keer, L.M. y Nemat-Nasser, S. "Crack kinking under nonsymmetric loading", Engng. Frac. Mech., **13**, 879-888 (1980).

[4] Blanco, C., Martínez Esnaola, J.M., y Bastero, J.M., "Ramificación de grietas en materiales anisótropos", Anales de Mecánica de la Fractura, **13**, 57-62 (1996).

[5] Blanco, C., Martínez Esnaola J.M., Bastero, J.M. y Fuentes, M. "Crack kinking in anisotropic materials", ECF 11, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, Vol. I, J. Petit (Ed.), EMAS, Warley (UK), 183-188 (1996).

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

[7] Abramowitz, M. y Stegun, I.A. "Handbook of Mathematical Functions", Eds. Dover Publications, Inc., New York, (1970).

[8] Blanco, C. "Modelos de dislocaciones para grietas en recubrimientos y para grietas acodadas en el caso general de anisotropía elástica". Tesis Doctoral. Universidad de Navarra, (1997).

[9] Kitagawa, H., Yuuki, R., y Ohira, T. "Crack-morphological aspects in fracture mechanics", Engng. Frac. Mech., **7**, 515-529 (1975).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ESTUDIO DE FIBRAS DE FORMA LAMINAR EN UN CAMPO DE TENSION UNIFORME: GRIETAS, ANTI-GRIETAS Y CUASI-GRIETAS

J. A. Hurtado

Departamento de Ingeniería Civil
Universidad de Granada
E.T.S.I. Caminos C. y P., Colegio Máximo de Cartuja, 18071-Granada

**Resumen.** Se presentan soluciones analíticas del problema de fibras elásticas de forma laminar en un medio isótropo infinito y sometido a una tensión uniforme. Las fibras de forma laminar son clasificadas como: *grietas*, cuando la fibra representa una cavidad en el material; *anti-grietas*, cuando la fibra es infinitamente rígida; y *cuasi-grietas*, cuando la fibra es elástica, con constantes elásticas finitas. Las fibras de forma laminar son modeladas como heterogeneidades elípticas donde un semieje es mucho menor que el otro. En la obtención de una solución al problema se hace uso del método de la *inclusión equivalente* de Eshelby y de distribuciones superficiales de dislocaciones sobre la interfase con la matriz. La solución revela que el campo de tensión es singular en ambos vértices de la fibra, siendo la singularidad de igual carácter que la observada en grietas. Se observa que el factor de intensidad de tensiones puede ser reducido, incluso anulado, siempre que se utilicen fibras suficientemente largas. Finalmente se analizan algunos aspectos de la mecánica de fractura de anti-grietas.

**Abstract.** Solutions are presented for the problem of elastic lamellar fibers in an infinitely extended isotropic solid which is subjected to a uniform stress field. Lamellar fibers are termed as: *cracks*, when the fiber represents a void in the material; *anticracks*, when the fiber is rigid; and *quasicracks*, when the fiber is elastic, with finite elastic moduli. Lamellar fibers are modeled as thin ellipsoidal inhomogeneities. In attempting to obtain a solution of the problem, use is made of Eshelby's *equivalent inclusion* method and of surface dislocations distributed on the fiber-matrix interface. The solution reveals that the stress field is singular at both tips of the fiber, the singularity being of the same nature as that of a crack. It is shown that the stress intensity factor can be decreased, even annihilated, provided the fibers are long enough. Finally some aspects of the mechanics of fracture of anticracks are analyzed.

## 1. INTRODUCCION

Decimos que un subdominio de un medio continuo es una heterogeneidad cuando las constantes elásticas del subdominio, $C^*_{ijkl}$, son diferentes a las constantes $C_{ijkl}$ del resto del medio o matriz. Así por ejemplo las fibras de un material compuesto no son más que heterogeneidades en dicho material. De particular importancia práctica son las fibras con forma laminar, lo cual queda reflejado en el reciente interés y el número de publicaciones sobre el problema [1-5]. En este trabajo adoptamos la siguiente clasificación de fibras de forma laminar: *grietas*, cuando la fibra representa una cavidad en el material; *anti-grietas*, cuando la fibra es infinitamente rígida; y *cuasi-grietas*, cuando la fibra es elástica, con constantes elásticas finitas.

Consideremos un material que contiene a una heterogeneidad/fibra y que se encuentra libre de tensión antes de la aplicación de cargas exteriores. Cuando éste es sometido a unas cargas exteriores, la presencia de la heterogeneidad modificará el campo de tensiones con respecto al que se encontraría si el material fuese totalmente homogéneo (sin heterogeneidad). Pretendemos determinar el campo de tensión inducido por la presencia de la heterogeneidad. La solución de este problema resulta relativamente sencilla cuando la heterogeneidad tiene forma elipsoidal y las cargas exteriores son uniformes. En este caso podemos hacer uso del método de la *inclusión equivalente* de Eshelby [6,7], según el cual la heterogeneidad es equivalente a una inclusión de igual geometría y con una *auto-deformación* constante, $\varepsilon^*_{ij}$, distribuida sobre ella. (Se entiende que una inclusión es un subdominio con las mismas propiedades elásticas que la matriz pero con una auto-deformación distribuida sobre ella.) Esta auto-deformación produce un salto en la distorsión plástica a través de la interfase entre la inclusión y la matriz, el cual puede ser asociado [8] a una distribución superficial de dislocaciones en la interfase. De forma que la heterogeneidad termina siendo mo-

delada como una distribución de dislocaciones. Este procedimiento permite calcular el campo de tensiones debido a la presencia de la heterogeneidad como la suma del campo de tensión asociado a cada dislocación.

Este fue el procedimiento usado en [1] para resolver el problema de fibras de forma laminar en un campo de tensión uniforme, donde las fibras fueron modeladas como heterogeneidades elípticas. La formulación del método se resume a continuación. Un análisis más detallado puede encontrarse en [1].

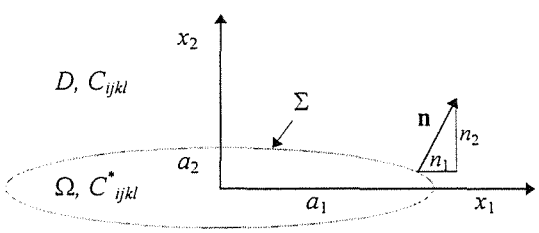



Figura 1: Fibra de forma lamelar modelada como una heterogeneidad elíptica, $\Omega$, en una matriz $D$.

## 2. METODOLOGIA

Consideremos un medio infinito isótropo, $D$, (véase Fig. 1) con constantes elásticas $C_{ijkl}$ que contiene a una heterogeneidad $\Omega$ con constantes elásticas $C^*_{ijkl}$, y que está sometido a una carga uniforme $\sigma^0_{ij}$ aplicada en el infinito. Si el medio $D$ fuese homogéneo (no contiene a $\Omega$) tendríamos la siguiente relación entre el campo de desplazamientos $u^0_i$, el campo de deformación $\varepsilon^0_{ij}$ y el campo de tensión $\sigma^0_{ij}$,

$$\varepsilon^0_{ij} = \frac{1}{2}(u^0_{i,j} + u^0_{j,i}) \quad (1)$$

$$\sigma^0_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon^0_{kl} \quad (2)$$

Cuando $\Omega$ está presente en $D$, los campos de desplazamiento, tensión y deformación son perturbados por unas cantidades $u_i$, $\varepsilon_{ij}$ y $\sigma_{ij}$ respectivamente, donde $\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i})$, y $\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl}$. El campo total de desplazamientos será $u^0_i + u_i$ y el de tensiones viene dado por

$$\sigma^0_{ij} + \sigma_{ij} = C^*_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + \varepsilon_{kl}) \text{ en } \Omega \quad (3)$$

y

$$\sigma^0_{ij} + \sigma_{ij} = C_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + \varepsilon_{kl}) \text{ en } D. \quad (4)$$

Las componentes $u_i$, $\varepsilon_{ij}$ y $\sigma_{ij}$ desvanecen en puntos alejados de $\Omega$.

El método de la inclusión equivalente de Eshelby [6] establece que $\varepsilon_{ij}$ y $\sigma_{ij}$ son idénticos a las perturbaciones en los campos de tensión y deformación debidos a la presencia de una auto-deformación $\varepsilon^*_{ij}$ distribuida sobre una inclusión con la misma geometría que $\Omega$ y con las constantes elásticas de la matriz $D$. Expresado en forma matemática,

$$\begin{aligned}\sigma^0_{ij} + \sigma_{ij} &= C^*_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + \varepsilon_{kl}) \\ &= C_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + \varepsilon_{kl} - \varepsilon^*_{kl}) \quad \text{en } \Omega. \quad (5)\end{aligned}$$

Cuando la inclusión $\Omega$ tiene forma elipsoidal, $\varepsilon_{kl}$ viene dada como

$$\varepsilon_{kl} = S_{klmn}\varepsilon^*_{mn}, \quad (6)$$

donde las constantes $S_{klmn}$ son las componentes del tensor de Eshelby. El valor de estas constantes puede encontrarse en [1,7]. La auto-deformación $\varepsilon^*_{mn}$ se obtiene, tras sustituir (6) en (5), a partir de la ecuación

$$\begin{aligned}&C^*_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + S_{klmn}\varepsilon^*_{mn}) = \\ &\quad C_{ijkl}(\varepsilon^0_{kl} + S_{klmn}\varepsilon^*_{mn} - \varepsilon^*_{kl}). \quad (7)\end{aligned}$$

Cuando $\Omega$ es una cavidad, entonces $\sigma^0_{ij} + \sigma_{ij} = 0$ en $\Omega$, y por tanto $\varepsilon^*_{mn}$ se obtiene de

$$C_{ijkl}(S_{klmn}\varepsilon^*_{mn} - \varepsilon^*_{kl}) = -\sigma^0_{ij}. \quad (8)$$

Cuando $\Omega$ es infinitamente rígida, $C^*_{ijkl} = \infty$, ésta no puede experimentar deformación alguna, entonces $\varepsilon^0_{kl} + \varepsilon_{kl} = 0$ en $\Omega$, y $\varepsilon^*_{mn}$ se obtiene de

$$S_{klmn}\varepsilon^*_{mn} = -\varepsilon^0_{kl}. \quad (9)$$

Para el caso particular de fibras laminares, las componentes de la auto-deformación correspondiente a cuasi-grietas, grietas y anti-grietas vienen dadas por las ecuaciones (7), (8) y (9) respectivamente.

Una vez determinada la auto-deformación $\varepsilon^*_{mn}$, ésta puede ser asociada [8] a una distribución de dislocaciones sobre la interfase $\Sigma$ entre $\Omega$ y $D$. Recordemos que una componente $\alpha_{hi}$ del tensor de densidad de dislocaciones expresa la resultante según la dirección $x_i$ del vector de Burgers de todas las dislocaciones que atraviesan un área unitaria cuyo vector normal es según la dirección $x_h$. Estas componentes vienen dadas como [1],

$$\alpha_{hi} = \epsilon_{hlj}(\varepsilon^*_{ji} + \omega^*_{ji})n_l, \quad (10)$$

donde $\epsilon_{hlj}$ es el tensor de permutación, $\omega^*_{ji}$ es la rotación plástica y $n_l$ son las componentes del vector $\mathbf{n}$ normal a la superficie $\Sigma$ y dirigido hacia $D$ desde $\Omega$ (véase Fig. 1).

En este trabajo nos interesamos por el estudio de fibras de forma laminar. Estas pueden ser modeladas como heterogeneidades de forma elíptica de semiejes $a_1$ y $a_2$ con $(a_2/a_1) \to 0$. En estas condiciones es relativamente sencillo determinar primero la

auto-deformacion y después la correspondiente distribución de dislocaciones, a partir de las ecuaciones anteriores. Esto nos permite calcular el campo de tensión $\sigma_{ij}$ como la suma de las contribuciones de las dislocaciones. En el caso de una grieta bajo carga biaxial se observa que la distribución de dislocaciones es como la que se muestra en Fig. 2 (a). En el caso de una anti-grieta y de una cuasi-grieta, además de una distribución similar a la de la grieta, también habría una distribución del tipo de la Fig. 2 (b).

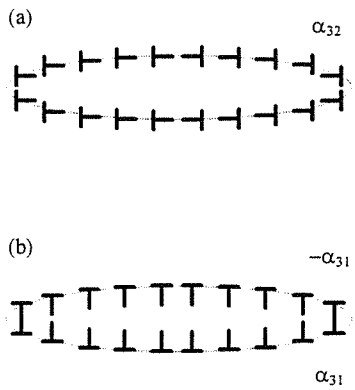



Figura 2: Distribuciones de dislocaciones asociadas a fibras laminares bajo carga biaxial.

A continuación se presentan y analizan las soluciones del campo de tensión para fibras laminares bajo carga biaxial uniforme en deformación plana, obtenidas según el método expuesto.

## 3. FIBRAS LAMINARES BAJO CARGA BIAXIAL UNIFORME

Consideremos un campo biaxial uniforme, de componentes $\sigma_{11}^0$ y $\sigma_{22}^0$, actuando sobre un medio isótropo infinito que contiene a una fibra laminar de forma elíptica con $(a_2/a_1) \to 0$. Como resultado del método anterior se obtiene que el campo tensional para los distintos tipos de fibras laminares es el siguiente:

### *3.1 Grietas*

Para una grieta obtenemos el bien conocido campo tensional que, en el plano de la grieta ($x_2 = 0$), tiene las siguientes componentes (a las que hay que sumarle las componentes de tensión uniforme $\sigma_{11}^0$ y $\sigma_{22}^0$):

$$\sigma_{11}(x_1,0) = \sigma_{22}^0 \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right],$$
$$\sigma_{12}(x_1,0) = 0,$$
$$\sigma_{22}(x_1,0) = \sigma_{22}^0 \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right], \quad (11)$$

donde $H(x_1)$ es la función escalón de Heaviside.

Definiendo el factor de intensidad de tensiones $K$ para carga biaxial como

$$K = \lim_{r \to 0} \sigma_{22}(x_1,0)\sqrt{2\pi r}, \quad (12)$$

siendo $r$ la distancia al vértice, resulta que para una grieta $K^G = \sigma_{22}^0 \sqrt{\pi a_1}$.

### *3.2 Anti-grietas*

En el caso de una anti-grieta obtenemos las siguientes componentes del campo de tensión (a las que hay que sumarle las componentes de tensión uniforme $\sigma_{11}^0$ y $\sigma_{22}^0$):

$$\sigma_{11}(x_1,0) = -\frac{(3-2\nu)}{(1-2\nu)} \frac{K^A}{\sqrt{\pi a_1}} \times \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right],$$
$$\sigma_{12}(x_1,\pm 0) = \mp \frac{2(1-\nu)}{(1-2\nu)} \frac{K^A}{\sqrt{\pi a_1}} \frac{x_1 H(a_1 - |x_1|)}{\sqrt{a_1^2 - x_1^2}},$$
$$\sigma_{22}(x_1,0) = \frac{K^A}{\sqrt{\pi a_1}} \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right] \quad (13)$$

donde $K^A$ es el factor de intensidad de tensiones de una anti-grieta y es igual a

$$K^A = -\frac{(1-2\nu)}{(3-4\nu)} \{(1-\nu)\sigma_{11}^0 - \nu\sigma_{22}^0\} \sqrt{\pi a_1}. \quad (14)$$

Es evidente que el campo tensional de la anti-grieta es singular en $x_1 = \pm a_1$, al igual que ocurre para la grieta. De hecho, el campo tensional (13) es muy similar al de una grieta (11), a excepción de la tensión tangencial $\sigma_{12}$ que es singular sobre la interfase anti-grieta/matriz. Este hecho podría dar lugar a una falta de adhesión, con la consecuente formación de una pequeña cavidad en la interfase.

### *3.3 Cuasi-grietas*

Para una cuasi-grieta también se obtiene un campo tensional singular, cuyas componentes se dan a continuación (a éstas hay que sumarle las componentes de tensión uniforme $\sigma_{11}^0$ y $\sigma_{22}^0$):

$$\sigma_{11}(x_1,0) = \frac{\mu}{(1-\nu)} (\varepsilon_{22}^* - 3\varepsilon_{11}^*) \frac{a_2}{a_1} \times \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right],$$
$$\sigma_{12}(x_1,\pm 0) = \mp \frac{2\mu}{(1-\nu)} \varepsilon_{11}^* \frac{a_2}{a_1} \frac{x_1 H(a_1 - |x_1|)}{\sqrt{a_1^2 - x_1^2}}$$
$$\sigma_{22}(x_1,0) = \frac{\mu}{(1-\nu)} (\varepsilon_{11}^* + \varepsilon_{22}^*) \frac{a_2}{a_1} \times \left[ -1 + \frac{|x_1| H(|x_1| - a_1)}{\sqrt{x_1^2 - a_1^2}} \right]. \quad (15)$$

El factor de intensidad de tensiones de una cuasi-grieta viene dado como

$$K^C = \frac{\mu}{(1-\nu)}(\varepsilon^*_{11} + \varepsilon^*_{22})\frac{a_2}{a_1}\sqrt{\pi a_1}. \qquad (16)$$

Las componentes de la auto-deformación, $\varepsilon^*_{11}$ y $\varepsilon^*_{22}$, se obtienen de la resolución del siguiente sistema de ecuaciones:

$$\begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} \\ A_{21} & A_{22} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon^*_{11} \\ \varepsilon^*_{22} \end{bmatrix} = \frac{1}{\mu} \begin{bmatrix} C_1 & C_2 \\ C_2 & C_1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma^0_{11} \\ \sigma^0_{22} \end{bmatrix},$$

donde

$$A_{11} = -\frac{2}{(1-\nu)} - 2\Gamma\frac{\nu\nu^*}{(1-\nu)(1-2\nu^*)} + \frac{(a_2/a_1)}{(1-\nu)}\left\{3 - \Gamma\left[(3-2\nu) + 2\nu^*\frac{(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right]\right\},$$

$$A_{12} = -2\Gamma\frac{\nu^*}{(1-2\nu^*)} - \frac{(a_2/a_1)}{(1-\nu)}\left[1 - \Gamma\frac{(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right],$$

$$A_{21} = -2\Gamma\frac{\nu(1-\nu^*)}{(1-\nu)(1-2\nu^*)} - \frac{(a_2/a_1)}{(1-\nu)}\left\{1 + \Gamma\left[-(1+2\nu) + 2\nu^*\frac{(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right]\right\},$$

$$A_{22} = -2\Gamma\frac{(1-\nu^*)}{(1-2\nu^*)} - \frac{(a_2/a_1)}{(1-\nu)}\left[1 - \Gamma\frac{(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right],$$

y donde

$$C_1 = -1 + \Gamma\left[(1-\nu) + \frac{\nu^*(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right],$$

$$C_2 = \Gamma\left[-\nu + \frac{\nu^*(1-2\nu)}{(1-2\nu^*)}\right].$$

Aquí $\nu$ y $\mu$ son el módulo de Poisson y el módulo de rigidez transversal de la matriz, $\nu^*$ y $\mu^*$ son los correspondientes módulos de la fibra, y $\Gamma = \mu^*/\mu$.

Es interesante observar el gráfico de la Fig. 3 donde se representa el cociente $K^C_I/K^G_I$ respecto a $\Gamma$ para distintos valores de $(a_2/a_1) \ll 1$. El gráfico es para el caso de carga uniaxial en modo I, esto es $\sigma^0_{11} = 0$, de ahí el subíndice I. En el límite $\Gamma \to \infty$ se obtiene $K^C_I = K^A_I$, y en el límite $\Gamma \to 0$ la Fig. 3 muestra que $K^C_I = K^G_I$, como era de esperar. Sin embargo, debe destacarse el hecho de que a medida que $(a_2/a_1)$ decrece, el rango de valores de $\Gamma$ para los que se elimina la singularidad en el campo de tensión ($K^C_I = 0$) aumenta. Este resultado es importante en el diseño de materiales compuestos con fibras laminares, pues nos indica que debemos procurar usar fibras lo suficientemente largas como para eliminar la singularidad del campo de tensión.

## 4. MECANICA DE FRACTURA DE ANTI-GRIETAS

Nos centramos ahora en el estudio de la mecánica de fractura de anti-grietas. Debido a la similitud

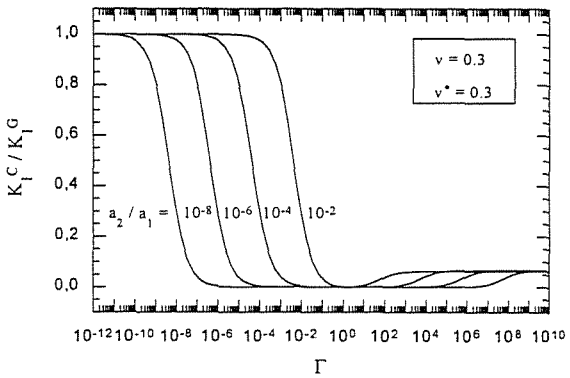



Figura 3: Gráfico de $K^C_I/K^G_I$ respecto a $\Gamma$ para distintos valores de $(a_2/a_1) \ll 1$

en el campo singular de tensiones de una grieta y de una anti-grieta, nos planteamos la evaluación de parámetros típicos de la mecánica de fractura tales como son la tasa de liberación de energía $G$, y la integral $J$. Es bien conocido que en el caso de una grieta en un material elástico $G^G$ es igual a $J^G$, y ésta última es independiente del camino de integración. A continuación demostramos que para la anti-grieta $J^A$ también es independiente del camino y que $G^A = J^A$.

Consideremos una anti-grieta de longitud $2a$ (véase Fig. 4). Por conveniencia, consideremos ahora un sistema de ejes cartesianos $(x, y)$ con origen en el centro de la anti-grieta, y tres sistemas de ejes de coordenadas polares $(r_L, \theta_L)$, $(r_R, \theta_R)$ y $(r_C, \theta_C)$ con origen en el vértice izquierdo, el derecho y en el centro de la anti-grieta respectivamente, tal y como muestra la Fig. 4.

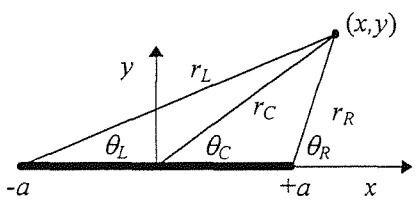



Figura 4: Distintos sistemas de coordenadas definidos para una anti-grieta.

La integral $J$ es una medida de la fuerza en la dirección $x$ sobre una singularidad. Por definición, la integral $J$ viene dada como

$$J = \oint \{W dy - \sigma_{ij} n_j u_{i,x} ds\}, \qquad (17)$$

donde la integral es evaluada a lo largo de un camino cerrado que contiene a la singularidad; $n_j$ son las componentes del vector normal a dicho camino, los términos $\sigma_{ij} n_j$ son las tracciones sobre el

contorno, y $W$ es la densidad de energía elástica, $W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$. Una condición suficiente para que $J$ sea independiente del camino de integración es que el integrando se anule en las caras de la grieta o de la anti-grieta. El primer término, $W dy$, siempre se anula pues $dy$ es cero en dichas caras. El segundo término también se anula: en el caso de una grieta las tracciones son nulas en las caras de la grieta, $\sigma_{ij} n_j = 0$; y en el caso de una anti-grieta las componentes del desplazamiento son zero a lo largo de la anti-grieta y por tanto $u_{i,x} = 0$. Concluimos que $J$ es independiente del camino en ambos casos, para una grieta y para una anti-grieta. Se puede demostrar que esto no es cierto para una cuasi-grieta.

Con objeto de evaluar $J^A$ es necesario conocer el campo completo de tensión y de desplazamiento. Se obtiene que el campo tensional completo de una anti-grieta bajo carga biaxial, referido a las coordenadas de la Fig. 4, es el siguiente:

$$\begin{aligned}
\sigma_{xx} &= \sigma^0_{xx} + \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{\pi a}} \frac{r_C}{r^*} \{-(3-2\nu)\cos(\theta_C - \theta^*) \\
&\quad - \sin\theta_C \sin\theta^* + \tfrac{1}{2}\sin\theta_L \sin(\theta^* + \theta_L - \theta_C) \\
&\quad + \tfrac{1}{2}\sin\theta_R \sin(\theta^* + \theta_R - \theta_C)\} + \frac{\bar{K}^A(3-2\nu)}{\sqrt{\pi a}}, \\
\sigma_{xy} &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{\pi a}} \frac{r_C}{r^*} \{(3-2\nu)\sin(\theta_C - \theta^*) \\
&\quad + \cos\theta_C \sin\theta^* - \tfrac{1}{2}\sin\theta_L \cos(\theta^* + \theta_L - \theta_C) \\
&\quad - \tfrac{1}{2}\sin\theta_R \cos(\theta^* + \theta_R - \theta_C)\}, \\
\sigma_{yy} &= \sigma^0_{yy} + \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{\pi a}} \frac{r_C}{r^*} \{(1-2\nu)\cos(\theta_C - \theta^*) \\
&\quad + \sin\theta_C \sin\theta^* - \tfrac{1}{2}\sin\theta_L \sin(\theta^* + \theta_L - \theta_C) \\
&\quad - \tfrac{1}{2}\sin\theta_R \sin(\theta^* + \theta_R - \theta_C)\} - \frac{K^A}{\sqrt{\pi a}}. \qquad (18)
\end{aligned}$$

El correspondiente campo de desplazamientos es el siguiente:

$$\begin{aligned}
2\mu u_x &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{\pi a}} \left\{(3-4\nu)[r_C \cos\theta_C - r^* \cos\theta^*] \right. \\
&\quad \left. + y \frac{r_C}{r^*} \sin(\theta_C - \theta^*)\right\}, \\
2\mu u_y &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{\pi a}} y \left\{\frac{r_C}{r^*}\cos(\theta_C - \theta^*) - 1\right\}, \qquad (19)
\end{aligned}$$

al que habrá que sumarle el campo de desplazamiento uniforme:

$$\begin{aligned}
2\mu u^0_x &= x\{(1-\nu)\sigma^0_{xx} - \nu\sigma^0_{yy}\}, \\
2\mu u^0_y &= y\{(1-\nu)\sigma^0_{yy} - \nu\sigma^0_{xx}\}.
\end{aligned}$$

En las expresiones anteriores $\bar{K}^A = K^A/(1-2\nu)$, $\theta^* = \frac{1}{2}(\theta_R + \theta_L)$, y $r^* = \sqrt{r_R r_L}$.

Puesto que $J^A$ es independiente del camino, ésta puede ser evaluada a lo largo de un círculo infinitesimal centrado en uno de los vértices de la anti-grieta, por ejemplo el derecho. El campo tensional asintótico, expresado en unas coordenadas $(r, \theta)$ con origen en dicho vértice, es el siguiente:

$$\begin{aligned}
\sigma_{xx} &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi r}} \left\{-(3-2\nu)\cos\tfrac{1}{2}\theta + \tfrac{1}{2}\sin\theta\sin\tfrac{3}{2}\theta\right\}, \\
\sigma_{xy} &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi r}} \left\{-2(1-\nu)\sin\tfrac{1}{2}\theta - \tfrac{1}{2}\sin\theta\cos\tfrac{3}{2}\theta\right\}, \\
\sigma_{yy} &= \frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi r}} \left\{(1-2\nu)\cos\tfrac{1}{2}\theta - \tfrac{1}{2}\sin\theta\sin\tfrac{3}{2}\theta\right\} \qquad (20)
\end{aligned}$$

Igualmente, el campo de desplazamientos asintótico es:

$$\begin{aligned}
2\mu u_x &= \bar{K}^A \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left\{-2(3-4\nu)\cos\tfrac{1}{2}\theta - \sin\theta\sin\tfrac{1}{2}\theta\right\} \\
2\mu u_y &= \bar{K}^A \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left\{\sin\theta\cos\tfrac{1}{2}\theta\right\} \qquad (21)
\end{aligned}$$

Las ecuaciones (20) y (21) se obtienen a partir de (18) y (19) haciendo

$$\begin{array}{ll}
r_R = r & \theta_R = \theta \\
r_L = 2a & \theta_L = 0 \\
r_C = a & \theta_C = 0 \\
r^* = \sqrt{2ar} & \theta^* = \frac{1}{2}\theta
\end{array}$$

y quedándonos con los términos dominantes.

Introduciendo (20) y (21) en (17), obtenemos

$$J^A = -\frac{(1-\nu)(3-4\nu)}{2\mu(1-2\nu)^2}(K^A)^2 \; < \; 0. \qquad (22)$$

Luego $J^A$ es negativo, indicando que la fuerza sobre el vértice de la anti-grieta es de compresión. (Recordemos que $J^G = (1-\nu)(K^G)^2/2\mu > 0$ para una grieta.) Este hecho quedará justificado al evaluar la tasa de liberación de energía, $G^A$.

La tasa de liberación de energía de una anti-grieta será la energía elástica que se libera al incrementar su longitud en un $da$.

Consideremos el efecto de introducir una anti-grieta en un medio homogéneo. Esto es representado esquemáticamente en la Fig. 5 (a). La figura muestra las condiciones de contorno sobre el plano de la anti-grieta para el caso de carga biaxial. Sólo se representa la mitad superior en la proximidad del vértice, donde se introduce un sistema de ejes cartesianos $(x', y')$. (La situación es idéntica en la mitad inferior por razones de simetría.) Al aplicar una carga biaxial exterior, la anti-grieta impone una condición de rigidez y por tanto el desplazamiento $u_x$ es nulo sobre ella, mientras que la tensión $\sigma_{xy} < 0$. En el frente de la anti-grieta ($x' > 0$), la condición de contorno es la correspondiente a unos rodillos, con $\sigma_{xy} = 0$ y $u_x < 0$, tal y como muestra la Fig. 5 (a).

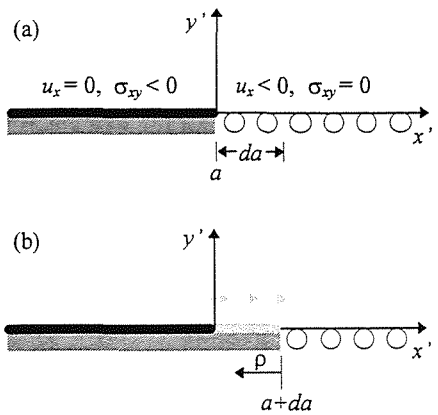



Figura 5: Esquema del proceso de alargamiento de la longitud de la anti-grieta.

Con objeto de incrementar la longitud de la anti-grieta en $da$ será necesario realizar un trabajo para desplazar los puntos sobre $da$ a su posición de desplazamiento nulo. Este trabajo es positivo y es realizado por la tensión $\sigma_{xy}$. Deducimos que $G^A$ debe ser negativa, puesto que hay que realizar un trabajo elástico para incrementar la longitud de la anti-grieta. De acuerdo con lo expuesto, $G^A$ vendrá dada como

$$G^A = -\lim_{da\to 0} \frac{2}{da} \int_0^{da} \tfrac{1}{2}\sigma_{xy}(x')u_x(x')dx'. \qquad (23)$$

El factor 2 es necesario para contabilizar ambas caras, superior e inferior, de la anti-grieta. El factor $\frac{1}{2}$ es necesario porque la tensión $\sigma_{xy}$ empieza de un valor zero hasta alcanzar su valor final. De (20) y (21) tenemos que

$$\begin{aligned}\sigma_{xy}(x') &= -2(1-\nu)\frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi\rho}} \\ &= -2(1-\nu)\frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi}}\frac{1}{\sqrt{da-x'}}, \\ u_x(x') &= -\frac{(3-4\nu)}{\mu}\frac{\bar{K}^A}{\sqrt{2\pi}}\sqrt{x'},\end{aligned}$$

de donde

$$G^A = -\frac{(1-\nu)(3-4\nu)}{2\mu}(\bar{K}^A)^2 < 0. \qquad (24)$$

El valor negativo de $G^A$ indica que la liberación de energía elástica está asociada a un acortamiento de la anti-grieta, y no a un alargamiento de la misma. Observamos también que $G^A = J^A$, tal y como ocurre para la grieta.

Llamemos $R^A$ a la resistencia que ofrece la anti-grieta a disminuir su tamaño. Esta resistencia será igual a la energía de formación de la anti-grieta (por ejemplo la asociada a un proceso metalúrgico o a una cambio de fase), menos la energía superficial de la interfase anti-grieta/matriz. La anti-grieta será estable siempre y cuando $R^A \geq G^A$. Cabe esperar que en casos prácticos de fibras suficientemente rígidas y con energía de formación alta tendremos $R^A \gg G^A$ y, por tanto, no sería posible la reducción del tamaño físico de la fibra. Sin embargo el mecanismo de liberación de energía elástica podría ser diferente. Vemos que resulta difícil garantizar la adhesión entre la fibra y la matriz puesto que $\sigma_{xy}$ es singular sobre la interfase, cerca del vértice. Luego es muy posible que se produzca una falta de adhesión, dando lugar a la formación de una cavidad en la interfase. De alguna forma este proceso reduce la longitud efectiva de la fibra. La cavidad es, a todos los efectos, una grieta. Ahora $G > 0$ y el sistema relaja energía mediante la propagación de la grieta, lo cual pone en peligro la integridad de la matriz. Este sería un posible mecanismo de fractura de un material compuesto que contiene fibras laminares rígidas.

## 5. REFERENCIAS

[1] Hurtado, J. A., Dundurs, J. y Mura, T., "Lamellar inhomogeneities in a uniform stress field", *J. Mech. Phys. Solids*, **44**, 1-21 (1996).

[2] Dundurs, J., y Markenscoff, X., "A Green's Function Formulation of Anticracks and Their Interaction With Load-Induced Singularities", *J. Appl. Mech.*, **56**, 550-555 (1989).

[3] Brussat, T. R., y Westmann, R. A. "A Westergaard-type stress function for line inclusion problems", *Int. J. Solids Structures*, **11**, 665-677 (1975).

[4] Atkinson, C., "Some ribbon-like inclusion problems", *Int. J. Engrg. Sci.*, **11**, 243 (1973).

[5] Bürgel, B., Perry, A. J., y Schneider, W. R., "On the theory of fibre strengthening", *J. Mech. Phys. Solids*, **18**, 101-114 (1970).

[6] Eshelby, J. D., "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems", *Proc. Roy. Soc. Lond.*, **A241**, 376-396 (1957).

[7] Mura, T., *Micromechanics of Defects in Solids*, second, revised edition, Dordrecht, Netherlands: Martinus Nijhoff (1982).

[8] Bullough, R., y Bilby, B. A., "Continuous distributions of dislocations and the crystallography of martensitic transformation", *Proc. Phys. Soc.*, **B69**, 1276-1286 (1956).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ESTADOS BIDIMENSIONALES EN MECANICA DE LA FRACTURA: CONSIDERACIONES DIMENSIONALES

**J. Setién y J. Mª Varona**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria**
**Avenida de Los Castros s/n, 39005. Santander.**

**Resumen.** Las condiciones de rotura en estados bidimensionales (tensión plana o deformación plana) revisten especial interés dentro del marco de la Mecánica de la Fractura y su estudio, desde la perspectiva teórica que permite el Análisis Dimensional, conduce a interesantes resultados, destacándose, como previo y fundamental, la posibilidad de utilización de la base dimensional parcialmente discriminada $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$ para analizar cualquier problema enmarcado en dicho ámbito.
Como ejemplo de la aplicabilidad de este método, en la referida base dimensional, se analiza el problema de la determinación del factor de intensidad de tensiones de una probeta DCB (double cantilever beam) y se compara el resultado obtenido con las soluciones deducidas por otros procedimientos experimentales, analíticos y numéricos, comprobándose en todos los casos su correspondencia formal con la deducida mediante Análisis Dimensional.

**Abstract.** Fracture conditions in bidimensional states (plane stress or plane strain) are of special interest inside the framework of Fracture Mechanics. Their study from the theoretical point of view allowed by Dimensional Analysis provides very important results, such as the possibility of using the base $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$.
The applicability of the presented methodology is exemplified by the problem concerning the determination of the stress intensity factor for DCB samples. The result is compared with the solution obtained by the other methods (analytical, numerical or experimental). In all cases, the corresponding final agreement validates the Dimensional Analysis methodology.

## 1. INTRODUCCION

El Análisis Dimensional, desde los trabajos originales de Fourier [1] hasta su completo desarrollo como disciplina perfectamente estructurada por parte de Bridgman [2] y Palacios [3], pasando por la fundamental aportación de Buckingham [4] con su célebre Teorema $\Pi$, se ha destacado como una eficaz herramienta para el estudio de problemas enmarcados dentro de ciertas teorías físicas (Hidráulica, Termodinámica, Mecánica de Fluidos, Elasticidad y Resistencia de Materiales, etc.) cuya solución analítica se hace prácticamente inabordable por las insuperables dificultades matemáticas que encierra.

En el campo de la Mecánica de Fractura su aplicación ha sido ciertamente muy escasa, habiéndose realizado algunos intentos por parte de Wagner [5] sobre el problema de la rotura de los materiales y Navarro y De los Ríos [6] en el marco de la fatiga. También Rice et al. [7] utilizaron anteriormente el Análisis Dimensional como herramienta auxiliar en la determinación de la integral J directamente a partir del registro carga-desplazamiento de una única probeta.

Muy recientemente los autores [8] realizan un estudio de la Mecánica de la Fractura desde la perspectiva teórica que permite el Análisis Dimensional, resolviendo una gran variedad de problemas asociados a la misma, tanto en el ámbito de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) como de la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP). En este marco puede considerarse el presente trabajo, que trata de destacar la trascendente importancia que, desde el punto de vista dimensional, representan los estados bidimensionales en el estudio de la Mecánica de la Fractura.

## 2. MECANICA DE LA FRACTURA Y ANALISIS DIMENSIONAL

Dentro del marco teórico que proporciona el Análisis Dimensional, la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal puede formularse completamente utilizando el siguiente conjunto de ecuaciones fundamentales [9]:

$$F = m_i \frac{d^2 s}{dt^2} \quad (1)$$

$$F = \frac{m_g \cdot m_g'}{d^2} \quad (2)$$

$$m_g = \sqrt{G_u} \cdot m_i \quad (3)$$

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (4)$$

$$\tau = \mu \cdot \gamma \quad (5)$$

$$dW_s = R \cdot dA \quad (6)$$

donde (1), (2) y (3) constituyen un sistema completo de ecuaciones para la mecánica newtoniana, (4) y (5) representan la forma más simplificada de expresar la Ley de Hooke y la última, (6), recoge una condición de rotura del material, donde R representa su resistencia a la fisuración.

La matriz de exponentes con que las magnitudes primarias y las constantes características y universales ineludibles intervienen en las ecuaciones fundamentales es de la forma:

| | [s] | [$m_i$] | [t] | [F] | [$m_g$] | [$G_u$] | [E] | [$\mu$] | [R] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| (1) | -1 | -1 | 2 | 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| (2) | 2 | 0 | 0 | 1 | -2 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| (3) | 0 | -1 | 0 | 0 | 1 | -1/2 | 0 | 0 | 0 |
| (4) | -2 | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | -1 | 0 | 0 |
| (5) | -2 | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0 | -1 | 0 |
| (6) | -1 | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | -1 |

Su rango es h = 6 y, en consecuencia, una base dimensional estará integrada por p = n - h = 9 - 6 = 3 variables. El menor formado con las columnas [F], [$m_g$], [$G_u$], [E], [$\mu$] y [R] es no nulo y la base estará entonces integrada por las restantes magnitudes independientes: {[s], [$m_i$], [t]} = {L, M, T}.

Huntley sugirió el uso de la base discriminada {$L_x$, $L_y$, $L_z$, M, T} con el fin de obtener soluciones más completas a partir de la metodología del Análisis Dimensional [10]. Sin embargo, el estado tensional en las proximidades del fondo de fisura en un sólido elástico lineal se expresa usualmente como función de las coordenadas polares planas usuales (r, $\theta$), definiéndose geométricamente la coordenada r mediante la relación:

$$r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (7)$$

En consecuencia, las direcciones X e Y son equivalentes y no pueden ser discriminadas [8], con lo que en Mecánica de la Fractura sólo es posible el uso de la base parcialmente discriminada {$L_x \equiv L_y$, $L_z$, M, T}.

## 3. ESTADOS BIDIMENSIONALES DE TENSION Y DEFORMACION PLANAS

Los estados de tensión y deformación planas son básicos en el planteamiento local de la Mecánica de la Fractura a partir del estado tensional en las proximidades de una fisura pasante de longitud 2a, situada en una placa infinita solicitada en modo I por una tensión $\sigma$ remota, dado por:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \text{otros términos} \quad (8)$$

donde $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ es el factor de intensidad de tensiones y los otros términos son despreciables frente al primero en el fondo de la fisura (región autónoma).

En condiciones de tensión plana, dadas cuando el espesor de la placa es relativamente pequeño, las componentes de los tensores de tensiones y deformaciones pueden ponerse en forma matricial como:

$$(\sigma_{ij}) = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{xy} & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (9a)$$

$$(\varepsilon_{ij}) = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & 0 \\ \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \varepsilon_y & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{pmatrix} \quad (9b)$$

resultando el primero independiente de las características elásticas del material por (8) y estando el segundo relacionado con el anterior a través de las conocidas ecuaciones de Hooke

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}(\sigma_x - \nu\sigma_y) \quad (10a)$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E}(\sigma_y - \nu\sigma_x) \quad (10b)$$

$$\varepsilon_z = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y) = -\frac{\nu}{E} I_\sigma \quad (10c)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{\mu} \quad (10d)$$

$$\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0 \quad (10e)$$

cuya homogeneidad dimensional, aceptada la adimensionalidad del coeficiente de Poisson $\nu$, exige:

$$[E] \equiv [\sigma_x] \equiv [\sigma_y] \quad (11)$$

$$[\mu] \equiv [\tau_{xy}] \equiv [\tau_{yx}] \tag{12}$$

Para deformación plana, las consideraciones serían análogas, salvo que ahora la tensión normal $\sigma_z$ no es nula, siendo en este caso las componentes de los tensores correspondientes:

$$(\sigma_{ij}) = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{xy} & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix} \tag{13a}$$

$$(\varepsilon_{ij}) = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & 0 \\ \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \varepsilon_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \tag{13b}$$

con $\sigma_z = \nu\,(\sigma_x+\sigma_y)$, y resultando tanto uno como otro dependientes de los parámetros elásticos del material, si bien únicamente lo es la componente $\sigma_z$ del tensor de tensiones y sólo del parámetro elástico $\nu$.

La homogeneidad dimensional de las ecuaciones que expresan en esta situación de deformación plana la Ley de Hooke generalizada:

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}\left[\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)\right] \tag{14a}$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E}\left[\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)\right] \tag{14b}$$

$$\varepsilon_z = 0 = \frac{1}{E}\left[\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)\right] \tag{14c}$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{\mu} \tag{14d}$$

$$\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0 \tag{14e}$$

exige ahora la identificación de fórmulas dimensionales siguiente:

$$[E] \equiv [\sigma_x] \equiv [\sigma_y] \equiv [\sigma_z] \tag{15}$$

junto con la ya conocida (12).

Puesto que las fórmulas dimensionales en la base discriminada $\{L_x, L_y, L_z, M, T\}$ de las componentes no nulas de los tensores de tensión y deformación se expresan como:

$$[\sigma_x] = \frac{L_x M T^{-2}}{L_y L_z} = L_x^{\,1} L_y^{-1} L_z^{-1} M^1 T^{-2} \tag{16a}$$

$$[\sigma_y] = \frac{L_y M T^{-2}}{L_x L_z} = L_x^{-1} L_y^{\,1} L_z^{-1} M^1 T^{-2} \tag{16b}$$

$$[\sigma_z] = \frac{L_z M T^{-2}}{L_x L_y} = L_x^{-1} L_y^{-1} L_z^{\,1} M^1 T^{-2} \tag{16c}$$

$$[\tau_{xy}] = \frac{L_y M T^{-2}}{L_y L_z} = L_x^{\,0} L_y^{\,0} L_z^{-1} M^1 T^{-2} \tag{16d}$$

$$[\varepsilon_x] \equiv [\varepsilon_y] \equiv [\varepsilon_z] = L_x^{\,0} L_y^{\,0} L_z^{\,0} M^0 T^0 \tag{16e}$$

y no siendo posible establecer la fórmula dimensional de

$$\gamma_{xy} = \left(\frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x}\right) \tag{17}$$

por resultar

$$\left[\frac{\partial u_x}{\partial y}\right] = \frac{L_x}{L_y} = L_x^{\,1} L_y^{-1} \neq \left[\frac{\partial u_y}{\partial x}\right] = \frac{L_y}{L_x} = L_x^{-1} L_y^{\,1}$$

se presentan problemas de falta de homogeneidad dimensional, en la aceptación física de los sistemas de ecuaciones (10) y (14), y la utilización del Análisis Dimensional discriminando las variables referenciales espaciales no será posible en un caso general.

Sin embargo, sí es posible la utilización de la base dimensional parcialmente discriminada $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$, que cumple evidentemente las condiciones (11) y (12) en caso de tensión plana y, prescindiendo de la componente $\sigma_z$, también cumple las exigencias de homogeneidad en deformación plana. En efecto, y para este caso, la simple sustitución de $\sigma_z$ en (14a) y (14b) por su valor en función de $\sigma_x$ y $\sigma_y$ elimina la dificultad derivada del último sumando de estas ecuaciones y las relaciones de homogeneidad dimensional (15) se reducen a la (11).

A la vista de los resultados obtenidos cabe afirmar que las variables $\sigma_x$ y $\sigma_y$ son siempre dimensionalmente homogéneas entre sí, pero no ocurre lo mismo con la componente $\sigma_z = \nu\,(\sigma_x+\sigma_y)$, que aparece en el caso de deformación plana, y por tanto esta ecuación no es dimensionalmente homogénea en la base discriminada considerada. Según esto, la variable $\sigma_z$ no se puede obtener como resultado utilizando el método discriminado, pero sí, en todos los casos, las deformaciones.

En consecuencia, los sistemas que en ambos casos (tensión y deformación planas) expresan la Ley de Hooke generalizada son dimensionalmente homogéneos en todas sus ecuaciones y por consiguiente, tanto en casos de tensión plana como de deformación plana, es lícito el uso del método discriminado con la base usual $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$.

## 4. APLICACION A LA DETERMINACION DE $K_I$ PARA PROBETAS DCB

Las probetas DCB tienen importantes aplicaciones en el campo experimental de la Mecánica de la Fractura debido a las indudables ventajas que ofrecen: no plantean problemas especiales de fabricación, ni requieren dispositivos complejos de aplicación de las cargas; una misma probeta proporciona un amplio intervalo de tamaños de fisura, y si durante el ensayo de la probeta la fisura crece, las longitudes correspondientes pueden medirse por métodos directos a lo largo del experimento, incluso en el caso de que se desarrolle en ambientes agresivos, por lo que se utiliza con profusión en la caracterización de procesos de fisuración asociados a fenómenos de corrosión bajo tensión (CBT) y corrosión-fatiga (CF). Usualmente este tipo de probetas presenta en ambas caras sendas entallas laterales longitudinales para dirigir la fisura.

En la Figura 1 se representa el esquema simplificado de una probeta de este tipo junto con sus dimensiones características.

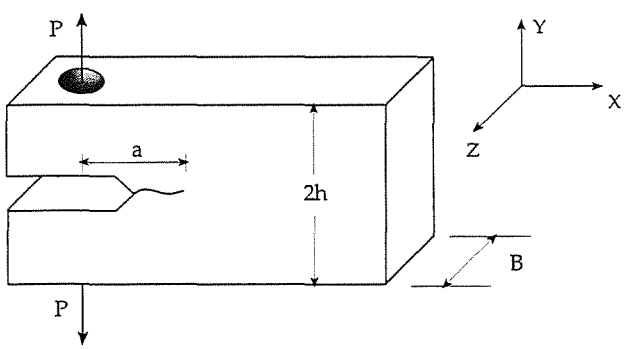



**Figura 1.** Esquema de una probeta tipo DCB con sus parámetros geométricos característicos.

Esta probeta se considera independiente de la dimensión geométrica según la dirección X [11], lo cual significa que la longitud de la probeta en dicha dirección es lo suficientemente grande como para asegurar que su cara posterior está adecuadamente alejada del fondo de la fisura con el fin de evitar que existan efectos de borde, siendo así despreciable la acción de distorsión de esta cara en el campo de tensiones del fondo de la fisura.

Las variables dato relevantes del problema se distribuyen entonces según las siguientes categorías:

a) Geometría de la probeta: espesor (B), semicanto (h)
b) Geometría de la fisura: longitud (a)
c) Propiedades del material:
   - Parámetros elásticos: módulo de elasticidad longitudinal (E), coeficiente de Poisson (ν)
d) Solicitación: carga (P)

habiéndose considerado los parámetros elásticos porque estos problemas usualmente se abordan en base a métodos energéticos y medidas de la flexibilidad. En efecto, el factor de intensidad de tensiones puede obtenerse mediante la derivada de la energía elástica respecto al área de fisura, suponiendo constante el sistema de cargas aplicadas, y en este proceso de cálculo intervienen indefectiblemente los parámetros elásticos del material.

La función más general, en variables ordinarias, que resuelve el problema se expresa en forma implícita por:

$$F(B, h, a, E, \nu, P; K_I) = 0 \qquad (18)$$

### 4.1 Utilización del método clásico

La utilización de la base dimensional usual de la Mecánica Clásica {L, M, T} conduce a la siguiente matriz de exponentes dimensionales para las variables que intervienen en la expresión (18):

| Base | B | (h) | a | (E) | [ν] | P | $K_I$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| L | 1 | **1** | 1 | **-1** | 0 | 1 | -1/2 |
| M | 0 | **0** | 0 | **1** | 0 | 1 | 1 |
| T | 0 | **0** | 0 | **-2** | 0 | -2 | -2 |

cuyo rango es h = 2. Como variables independientes para formar parte de todos los monomios que integren un sistema completo se seleccionan h y E, puesto que $K_I$ guarda relación de proporcionalidad directa con la tensión σ y, por tanto, con la carga P.

Un sistema completo de monomios adimensionales estará constituido por r = n - h = 7 - 2 = 5 monomios, definiéndose los siguientes factores de forma geométricos:

$$\overline{\omega}_B = \frac{B}{h} \quad ; \quad \overline{\omega}_a = \frac{a}{h}$$

junto con los monomios adimensionales:

$$\pi_\nu \equiv \nu$$

$$\pi_P = h^{\varepsilon_h} E^{\varepsilon_E} P \quad ; \quad [\pi_P] = L^0 M^0 T^0$$

$$\pi_{K_I} = h^{\varepsilon_h} E^{\varepsilon_E} K_I \quad ; \quad [\pi_{K_I}] = L^0 M^0 T^0$$

La igualación de exponentes dimensionales para el primero de estos monomios, asociado a la carga, da lugar al sistema:

$$L) \quad \varepsilon_h - \varepsilon_E + 1 = 0$$

$$M) \quad \varepsilon_E + 1 = 0$$

$$T) \quad -2\varepsilon_E - 2 = 0$$

cuya solución es de la forma $\varepsilon_E = -1$ y $\varepsilon_h = -2$, con lo cual se obtiene de forma inmediata el monomio:

$$\pi_P = \frac{P}{E\,h^2}$$

Igualmente, para el monomio asociado al factor de intensidad de tensiones se obtiene:

$$\text{L)} \quad \varepsilon_h - \varepsilon_E - \frac{1}{2} = 0$$

$$\text{M)} \quad \varepsilon_E + 1 = 0$$

$$\text{T)} \quad -2\varepsilon_E - 2 = 0$$

con lo cual $\varepsilon_E = -1$ y $\varepsilon_h = -1/2$. Por tanto:

$$\pi_{K_I} = \frac{K_I}{E\sqrt{h}}$$

y, en definitiva, la ecuación más general del problema en variables adimensionales es:

$$\Psi\left(\frac{B}{h}, \frac{a}{h}, \nu, \frac{P}{E\,h^2}, \frac{K_I}{E\sqrt{h}}\right) = 0 \qquad (19)$$

o bien, haciendo uso de la teoría de las funciones homogéneas generalizadas, puede expresarse en forma explícita como:

$$K_I = E\sqrt{h}\; f\left(\frac{B}{h}, \frac{a}{h}, \nu, \frac{P}{E\,h^2}\right) \qquad (20)$$

que es la solución que ofrece, en primera instancia, la metodología clásica del Análisis Dimensional.

### 4.2 Utilización del método discriminado

En la base usual $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$, la matriz de los exponentes dimensionales de las variables relevantes del problema es de la forma:

| Base | (B) | (h) | a | (E) | [ν] | P | $K_I$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $L_x = L_y$ | **0** | **1** | 1 | **0** | 0 | 1 | 1/2 |
| $L_z$ | **1** | **0** | 0 | **-1** | 0 | 0 | -1 |
| M | **0** | **0** | 0 | **1** | 0 | 1 | 1 |
| T | **0** | **0** | 0 | **-2** | 0 | -2 | -2 |

El rango de la matriz es h = 3, y un sistema completo de monomios adimensionales estará integrado entonces por r = n - h = 7 - 3 = 4 monomios. Elegidas B, h y E, cuyo menor tiene rango 3, como variables que van a formar parte de todos los monomios adimensionales, dicho sistema completo estará formado por el factor de forma geométrico:

$$\overline{\omega}_a = \frac{a}{h}$$

junto con los monomios adimensionales:

$$\pi_\nu \equiv \nu$$

$$\pi_P = B^{\varepsilon_B}\, h^{\varepsilon_h}\, E^{\varepsilon_E}\, P \;;\; [\pi_P] = L_{x\equiv y}{}^0\, L_z{}^0\, M^0\, T^0$$

$$\pi_{K_I} = B^{\varepsilon_B}\, h^{\varepsilon_h}\, E^{\varepsilon_E}\, K_I \;;\; [\pi_{K_I}] = L_{x\equiv y}{}^0\, L_z{}^0\, M^0\, T^0$$

La igualación de exponentes dimensionales para el monomio asociado a la carga conduce al siguiente sistema de ecuaciones lineales:

$$L_x \equiv L_y) \quad \varepsilon_h + 1 = 0$$

$$L_z) \quad \varepsilon_B - \varepsilon_E = 0$$

$$\text{M)} \quad \varepsilon_E + 1 = 0$$

$$\text{T)} \quad -2\varepsilon_E - 2 = 0$$

La solución inmediata que se obtiene es $\varepsilon_h = -1$, $\varepsilon_B = -1$ y $\varepsilon_E = -1$ y el monomio correspondiente es entonces:

$$\pi_P = \frac{P}{E\,h\,B}$$

De igual forma, para el monomio adimensional asociado al factor de intensidad de tensiones, se obtiene el sistema:

$$L_x \equiv L_y) \quad \varepsilon_h + \frac{1}{2} = 0$$

$$L_z) \quad \varepsilon_B - \varepsilon_E - 1 = 0$$

$$\text{M)} \quad \varepsilon_E + 1 = 0$$

$$\text{T)} \quad -2\varepsilon_E - 2 = 0$$

cuya solución es $\varepsilon_h = -1/2$, $\varepsilon_B = 0$ y $\varepsilon_E = -1$. En consecuencia, el monomio adimensional correspondiente será el mismo obtenido a partir del método clásico:

$$\pi_P = \frac{K_I}{E\sqrt{h}}$$

Por tanto, la ecuación más general del problema en variables adimensionales es:

$$\Psi\left(\frac{a}{h}, \nu, \frac{P}{E\,h\,B}, \frac{K_I}{E\sqrt{h}}\right) = 0 \qquad (21)$$

que permite expresar en forma explícita:

$$K_I = E\sqrt{h}\, f\left(\frac{a}{h}, \nu, \frac{P}{E\, h\, B}\right) \qquad (22)$$

### 4.3 Consideraciones finales

Como se ha comentado anteriormente, el factor de intensidad de tensiones guarda una relación de proporcionalidad directa con la tensión y ésta última a su vez tiene la misma propiedad con respecto a la carga, de forma que en la solución (22) es posible establecer su dependencia con el monomio adimensional asociado a la carga P, resultando:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{h}} f'\left(\frac{a}{h}, \nu\right) \qquad (23)$$

De esta solución es preciso destacar su independencia del módulo de elasticidad longitudinal, E, si bien se mantiene la dependencia con el otro parámetro elástico, $\nu$, y que la nueva función indeterminada depende exclusivamente de dicho parámetro y de la geometría de la probeta.

Una posible solución encontrada en la bibliografía, obtenida a partir de un modelo basado en la Resistencia de Materiales [12], y particularizada para el caso en que la longitud del ligamento resistente sea muy grande respecto a las dimensiones transversales de la probeta (ligamento infinito), se expresa por:

$$K_I = 2\sqrt{3}\frac{P}{B\sqrt{h}}\left(\frac{a}{h} + \sqrt{\frac{1+\nu}{5}}\right) \qquad (24)$$

para el caso de tensión plana, y toma la forma:

$$K_I = \frac{2\sqrt{3}}{\sqrt{1-\nu^2}}\frac{P}{B\sqrt{h}}\left(\frac{a}{h} + \sqrt{\frac{1+\nu}{5}}\right) \qquad (25)$$

para estados de deformación plana.

La identificación de estas soluciones con la (23) permite apreciar su correspondencia formal y deducir la función indeterminada:

$$f'\left(\frac{a}{h}, \nu\right) \equiv 2\sqrt{3}\, e_1\left(\frac{a}{h} + \sqrt{\frac{1+\nu}{5}}\right) \qquad (26)$$

siendo $e_1$ una constante que depende del coeficiente de Poisson:

$$e_1 = 1 \qquad \text{(tensión plana)} \qquad (27a)$$

$$e_1 = \frac{1}{\sqrt{1-\nu^2}} \qquad \text{(deformación plana)} \qquad (27b)$$

No obstante, conviene señalar que existe cierta variabilidad en las soluciones encontradas en la bibliografía dependiendo de los procedimientos alternativos que se hayan empleado para abordar el problema: elementos finitos [13], transformada de Fourier [14], métodos experimentales [15] o modelos alternativos también basados en Resistencia de Materiales [16].

En cualquier caso, la concordancia entre las soluciones obtenidas, de origen experimental, analítico y numérico, es notable sobre todo cuando el efecto del ligamento resistente de la probeta es despreciable y cuando su longitud es comparable a la de la fisura, si bien se observan ciertas diferencias entre las soluciones en el caso de que el ligamento sea sensiblemente más corto que la fisura (ligamento finito).

Por otra parte, es importante señalar que si en lugar de cargas se imponen desplazamientos para calcular el factor de intensidad de tensiones, el problema se puede abordar desde el punto de vista de la Resistencia de Materiales haciendo uso de los teoremas de Mohr. En este caso el resultado final que se obtiene es también dependiente del módulo de elasticidad longitudinal [12]. En efecto, si se considera como desplazamiento en la línea de carga la variable $\delta$, la ecuación (22) sería ahora:

$$K_I = E\sqrt{h}\, f\left(\frac{a}{h}, \nu, \frac{\delta}{h}\right) \qquad (28)$$

y por la proporcionalidad del resultado con $\delta$ resultaría finalmente:

$$K_I = \frac{E\delta}{\sqrt{h}} f'\left(\frac{a}{h}, \nu\right) \qquad (29)$$

La identificación de esta solución con la analítica, particularizada para $e_1 \cong 1$, que usualmente se encuentra en la bibliografía [12]:

$$K_I = \frac{E\delta}{\sqrt{3}\sqrt{h}} \frac{\frac{1}{2} + \frac{a}{h}}{\frac{4}{3}\left(\frac{a}{h}\right)^3 + 2\left(\frac{a}{h}\right)^2 + \frac{a}{h}} \qquad (30)$$

permite igualmente apreciar su coincidencia formal, deduciéndose la función indeterminada

$$f'\left(\frac{a}{h}, \nu\right) \equiv \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\frac{1}{2} + \frac{a}{h}}{\frac{4}{3}\left(\frac{a}{h}\right)^3 + 2\left(\frac{a}{h}\right)^2 + \frac{a}{h}} \qquad (31)$$

## 5. CONCLUSIONES

Finalmente y como conclusiones se destacan entre otras, las siguientes:

- La utilización del análisis dimensional constituye un método alternativo seguro, sencillo y rápido para determinar la solución de cualquier problema físico, máxime cuando no se dispone de soluciones analíticas, y particularmente de aquéllos pertenecientes al ámbito de la Mecánica de la Fractura.

- La solución obtenida contiene siempre como factor una función indeterminada de variables adimensionales, cuyo número es significativamente menor que el correspondiente a las variables ordinarias consideradas inicialmente.

- Los problemas pertenecientes a estados bidimensionales pueden y deben resolverse en el marco del método discriminado del Análisis Dimensional mediante la utilización de la base dimensional usual parcialmente discriminada $\{L_x \equiv L_y, L_z, M, T\}$, permitiendo de esta forma obtener soluciones más precisas por depender de un menor número de variables adimensionales.

- Las soluciones analíticas, cuando existen e independientemente del proceso seguido para su deducción, responden en todos los casos a la estructura formal de la obtenida mediante Análisis Dimensional, pudiendo ser considerada esta última como la solución más general del problema planteado.

- Esta consideración de solución general, unida a su dependencia de parámetros adimensionales, hacen del Análisis Dimensional una muy útil herramienta dentro del área experimental y muy especialmente en diseños basados en modelos a escala reducida aplicando la Teoría de la Semejanza.

- Por último, como fundamental y por estar supeditado a las teorías físicas, el simple aprendizaje de la metodología propia del Análisis Dimensional es insuficiente para conseguir la verdadera eficacia del método. El conocimiento profundo de la teoría donde se integra el problema, su dependencia o no de determinadas variables son complementos de ayuda al análisis, que permiten precisar las soluciones y que para el profano resultan insustituibles.

## 6. REFERENCIAS

[1] J. B. J. Fourier: "*Théorie Analytique de la Chaleur*", Gauthier-Villars, París, 1888.

[2] P. W. Bridgman: "*Dimensional Analysis*", Yale University Press, New Haven, 1922.

[3] J. Palacios: "*Análisis Dimensional*", Segunda Edición, Espasa-Calpe, Madrid, 1964.

[4] E. Buckingham: "On Physically Similar Systems; Illustrations of the Use of Dimensional Equations", *Physical Review*, Vol. IV, N° 4, 1914.

[5] H. D. Wagner: "On the Use of Dimensional Analysis in Material Failure", *International Journal of Fracture*, Vol. 25, N° 3, Julio 1984, pp. R83-R86.

[6] A. Navarro and E. R. De los Rios: "On Dimensional Analysis of Fatigue Crack Growth Rate and Geometrical Similitude of Cracks", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 9, N° 5, 1986, pp. 373-378.

[7] J. R. Rice, P. C. Paris and J. G. Merkle: "Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates", *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*, ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1973, pp. 231-245.

[8] J. Setién: "Aplicación del Análisis Dimensional al estudio de la Mecánica de la Fractura", *Tesis Doctoral*, Universidad de Cantabria, Noviembre, 1996.

[9] J. Setién and J. Mª. Varona: "On the Use of Dimensional Analysis in Fracture Mechanics", *Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure (Vol. 1)*, Proceedings of the 11th Biennial European Conference on Fracture, Poitiers-Futuroscope, Francia, Septiembre 1996, pp. 125-131.

[10] H. E. Huntley: "*Dimensional Analysis*", Londres, 1952.

[11] A. J. Sedriks: "*Stress Corrosion Cracking Test Methods*", National Association of Corrosion Engineers, Houston, Texas, 1990.

[12] A. Valiente y J. Mª. Varona: "Factores de Intensidad de Tensiones en Probetas DCB", *Anales de Mecánica de la Fractura*, IX Encuentro del Grupo Español de Fractura y I Encuentro Hispano-Francés de Fractura, Aiguablava, Gerona, Abril 1992, pp. 295-300.

[13] J. E. Srawley and B. Gross: "Stress Intensity Factors for Crackline Loaded Edge Crack Specimens", *Materials Research and Standards*, 7, 1967, pp. 155-162.

[14] W. B. Fichter: "The Stress Intensity Factor for the Double Cantilever Beam", *International Journal of Fracture*, 22, 1983, pp. 133-143.

[15] S. Mostovoy, P. B. Crosley and E. J. Ripling: "Use of Crack Line Loaded Specimens for Measuring Plane Strain Fracture Toughness", *Journal of Basic Engineering*, 1967, pp. 661-673.

[16] M. F. Kanninen: "A Dynamic Analysis of Unstable Crack Propagation and Arrest in the DCB Test Specimen", *International Journal of Fracture*, 10, 1974, pp. 415-430.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# APLICACIÓN DE CRITERIOS DE FRACTURA PARA EL CÁLCULO DE COMPONENTES CERÁMICOS

**M.D. Rubio*, C. J. Crespo*, R. Jakel*, P.Dietz* y A. Villellas****

***Institut für Maschinenewesen.(T.U. Clausthal).**
**Robert Koch Str. 38678 Clausthal-Zellerfeld. Alemania**

****Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**
**Centro Politécnico Superior, Universidad de Zaragoza. C/ María de Luna 3, 50015 Zaragoza.**

**Resumen.** Se parte de un programa desarrollado por R. Jakel que trabajando como un postprocesador de un programa de elementos finitos comercial, podía calcular, basándose en criterios generales, la probabilidad de supervivencia de piezas de un material cerámico, según el estado de solicitaciones al que estuviera sometido. A partir de este punto se han desarrollado subrutinas para dicho programa de forma que permiten analizar la probabilidad de vida de las piezas según criterios de mecánica de fractura (once criterios diferentes para puntos de integración en elementos de volumen y seis para puntos en elementos de superficie). Así mismo, se han implementado dichos criterios en el caso de que se quisieran realizar cálculos con carga aplicada durante intervalos de tiempo, y en el cálculo de factores de seguridad.

**Abstract.** R. Jakel developed a computer program as a postprocessor of a commercial F.E.M. program. It could calculate, through fracture general criteria, the probability of survival of ceramic components, depending on the load state applied on it. From this point , several subroutines were developed for this program, in order to calculate the probability of failure of ceramic components through fracture mechanic's criteria (eleven different criteria for integration points belonging to volume elements and six for points belonging to surface elements). Those criteria have been implemented also to calculate the probability of survival with applied loads during time intervals and to calculate security factors.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales cerámicos presentan en la actualidad una serie de propiedades específicas que potencian su interés tecnológico. Estas se pueden resumir en una elevada dureza, una resistencia a altas temperaturas y ambientes corrosivos y abrasivos, mucho mayor que la que presentan en la actualidad metales de altas prestaciones, así como una densidad mucho más baja que estos, lo que permitiría un ahorro de costes energéticos.

Sin embargo estos materiales cerámicos han presentado también serios inconvenientes en sus aplicaciones técnicas debido a su elevada fragilidad. Este carácter frágil se debe a la propia conformación de las piezas en este material a partir de polvos cerámicos, ya que aparece una distribución de grietas microscópicas y defectos a lo largo del volumen de la pieza, así mismo, los procesos de tratamiento superficial inducen una serie de grietas en la superficie, que permiten afirmar la existencia de una distribución de defectos en esta completamente independiente de la que caracteriza al volumen del componente. Son estos defectos los que producen un efecto de intensificación sobre el campo de esfuerzos que sufre el material. El crecimiento catastrófico de alguna de estas grietas es el causante de la rotura de la pieza, y por tanto del comportamiento frágil de los materiales cerámicos.

Al querer analizar el comportamiento de las cerámicas, es necesario tener en cuenta una serie de factores, de los que se puede prescindir cuando se están estudiando materiales dúctiles. Así como en los metales es necesario únicamente analizar la resistencia del material en aquellos puntos en los que el estado de tensiones sea más crítico, cuando se trabaja con materiales cerámicos se pueden tener zonas de la pieza más críticas ante un estado de tensiones dado que otras donde, sin embargo las tensiones sean mayores. Esto es debido a que aunque el estado de tensiones al que esta sometido sea mayor en la primera, es en la segunda región en la que la

distribución de defectos es en tal grado mayor, que se produce primero el fallo en ella. Así es importante tener en cuenta todo el volumen de la pieza cuando se analizan cerámicas, así como emplear un punto de vista probabilístico para su estudio, en el que todas las partes de las pieza contribuyen a la probabilidad de supervivencia, y una distribución de grietas cuyo tamaño y orientación se han de trata también desde el punto de vista probabilista. Es muy importante aquí destacar la utilización del concepto de 'la unión más débil' que es el que más se ajusta a los resultados experimentales, de forma que según este concepto la pieza fallará en el instante en que alguna de sus grietas rompa de manera catastrófica, al igual que una cadena rompe cuando lo hace cualquiera de sus eslabones.

Fue Weibull [1] el primero que planteó un tratamiento probabilista para este tipo de materiales frágiles. Partiendo de una serie de ensayos realizados con probetas sometidas a carga uniaxial, llegó a unas curvas tensión-probabilidad de fallo que representadas en escala doblemente logarítmica, en probabilidades, se ajustaban a una serie de líneas rectas, lo cual le permitió plantear una función de probabilidad de tipo exponencial en el que se definían una serie de propiedades características de cada material cerámico.

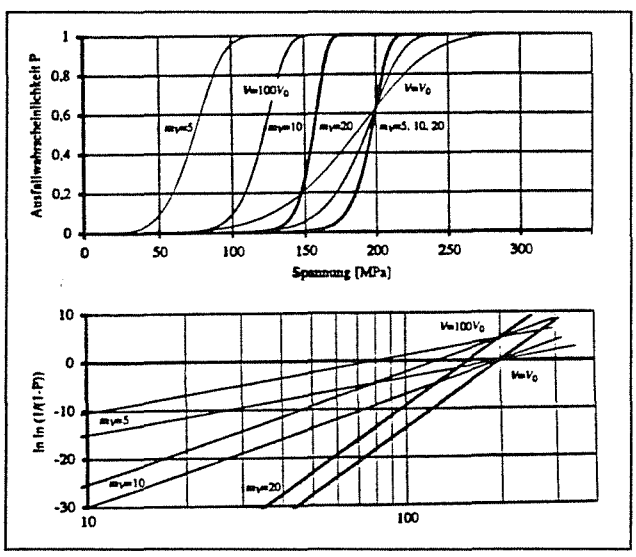



**Fig. 1. Curvas de probabilidad de fallo para diferentes materiales cerámicos, y su representación en escala logarítmica.**

La expresión aplicable a la probabilidad de fractura de una probeta de volumen $V_o$ es por lo tanto:

$$P_f = 1 - \exp\left[\frac{1}{V_0}\left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad [1]$$

Que expresado en dobles logaritmos de la probabilidad de fallo permitían encontrar sobre la curva de forma directa los parámetros característicos del material:

$$\ln\ln\left[\frac{1}{1-P_{fV}}\right] = m_V \ln(\sigma - \sigma_{uV}) + \ln\frac{V}{V_0} - m_V \ln\sigma_{0V} \qquad [2]$$

Esta expresión fue desarrollada por Weibull para estados de carga uniaxial, considerando que el material solo podía fallar sometido a estados de tracción, fue él mismo el que planteó la posibilidad de extrapolar estos resultados para estados de carga multiaxial, evaluando una tensión normal media en cada subvolumen de la pieza y aplicándole un tratamiento análogo al desarrollado anteriormente. Este método, aunque intuitivamente lógico carecía de una base teórica suficiente como para poder ser aceptado como generalización.

Tampoco tienen una justificación teórica los métodos presentados posteriormente por:

Pia: Según el cual el estado de tensiones multiaxial, produce un efecto análogo en el riesgo de fractura a considerar estas tensiones como actuando de forma independiente.

$$\sigma_{VeqPIA} = \sqrt[m_V]{\sigma_1^{m_V} + \sigma_2^{m_V} + \sigma_3^{m_V}} \qquad \text{con } \sigma_i > 0 \quad [3]$$

Weibull - Stanley : Enuncia una teoría buscando un factor de equivalencia de efectos entre las aportaciones de tensiones de tracción y compresión actuantes en un punto de la pieza.

$$P_{fVWS}(\sigma) = 1 - \exp\left\{-\frac{1}{V_0\sigma_{0V}}\int_V\left[\left(\frac{\sigma_1 - \sigma_u}{H(\sigma_1)}\right)^{m_V} + \left(\frac{\sigma_2 - \sigma_u}{H(\sigma_2)}\right)^{m_V} + \left(\frac{\sigma_3 - \sigma_u}{H(\sigma_3)}\right)^{m_V}\right]dV\right\} \qquad [4]$$

Beierlein : El cual considera que las tensiones que actúan sobre la pieza son producidas por las tensiones de deformación.

$$P_{fVBe} = 1 - \exp\left\{-\frac{1}{V_0 \cdot \sigma_{0V}^{m_V}}\int_V\left(\sigma_{1Be}^{m_V} + \sigma_{2Be}^{m_V} + \sigma_{3Be}^{m_V}\right)dV\right\} \qquad [5]$$

Englobados todos ellos dentro de lo que se pueden llamar métodos generales, que buscan encontrar una descripción del comportamiento del material, desarrollan variaciones de la expresión de Weibull para explicar comportamientos a compresión y ante estados de carga multiaxial, sin presentar una justificación teórica a este comportamiento.

Estos métodos obvian por completo la justificación del comportamiento frágil de las cerámicas debido a las grietas que lo producen, esto conlleva una omisión de la influencia de las tensiones de cortadura tan importantes al justificar la fractura de

grietas. R. Jakel [2], planteó un criterio de carácter general en el que se engloba este efecto dentro de una expresión de tensión equivalente (1996), intentando reflejar las conclusiones obtenidas por medio de las teorías de la mecánica de fractura, pero buscando evitar la laboriosidad que sus teorias conllevan:

$$\sigma_{eqM-P} = \sqrt[m]{K_{M-P}\left[\sigma_{Tr\sigma 1}^{m} + \sigma_{Tr\sigma 2}^{m} + \sigma_{Tr\sigma 3}^{m} + k_t(\sigma_{m12})\sigma_{Tr1}^{m} + k_t(\sigma_{m23})\sigma_{Tr2}^{m} + k_t(\sigma_{m13})\sigma_{Tr3}^{m}\right]} \quad [6]$$

Son las teorías de mecánica de fractura la que proporcionan una base adecuada para el estudio justificado de la probabilidad de fallo en materiales frágiles.

Según estas teorías la probabilidad de supervivencia de un componente cerámico, no es más que el producto de las probabilidades de supervivencia de todos los diferenciales de volumen de los que esta compuesto:

$$P_{sV} = \left(1 - \Delta P_{fVi}\right)^n \cong \prod_1^n e^{-\Delta P_{fVi}} = e^{-\sum_1^n \Delta P_{fVi}} = e^{-R_f} \quad [7]$$

fórmula análoga a la que enunció Weibull a través de su trabajo.

Es la distribución de grietas en el material, tanto las embebidas en el volumen como en su superficie, la causante tanto del comportamiento frágil como de la dispersión del valor de resistencia a la fractura.

Así, se da en cada diferencial del volumen (o de superficie) una densidad de grietas $N(\sigma_{cr})$ determinada por la tensión critica a la que estas fallan ($\sigma_{cr}$).

Esto permite definir el riesgo de fractura en cada dV o dS para un estado de tensiones dado, ($\Sigma$ ) como el producto de dos términos de probabilidad;

$$\Delta P_f(\Sigma, \sigma_{cr}, \Delta V) = \Delta P_{f\,1} \cdot P_{f2} \quad [8]$$

Si se trabaja en un dV, el valor de $\Delta P_{f\,1}$ es;

$$\Delta P_{f\,1} = \Delta V \frac{dN(\sigma_{cr})}{d\sigma_{cr}} d\sigma_{cr} \quad [9]$$

Es decir este término presenta la probabilidad de que en este dV (o dS) se encontre una grieta de tensión crítica comprendida entre $\sigma_{cr}$ y $\sigma_{cr} + d\sigma_{cr}$.

Debido a que la resistencia de las grietas esta directamente relacionada con la longitud de estas, este término da una medida implícita de las dimensiones de la grieta, de forma que no será necesario que aparezca el valor de longitud de grieta de forma explícita.

El segundo término se define como la probabilidad de que una grieta se encuentre orientada en este dV o dS, de forma que el estado de tensiones ($\Sigma$ ) aplicado en el diferencial esté produciendo una $\sigma_{eq} \geq \sigma_{cr}$ en la orientación en la que se encuentra la grieta. Se definirá para un dV como:

$$P_{f2} = \frac{\Omega\left(\Sigma, \sigma_{cr}\right)}{4\pi} \quad [10]$$

Apareciendo en la expresión el área del ángulo sólido como área en la que $\sigma_{eq} \geq \sigma_{cr}$ dividida por todo el área de la esfera ($4\pi$).

Así pues la expresión de la $P_f$ de un $dV_i$ de material cerámico es:

$$P_{fi} = 1\text{-}e^{-\Delta V_i \bullet \int_0^{\sigma_{max}} \frac{\Omega(\Sigma, \sigma_{cr})}{4\pi} \frac{dN_v(\sigma_{cr})}{d\sigma_{cr}} d\sigma_{cr}} \quad [11]$$

Tal y como se ha planteado hasta el momento en las teorías de mecánica de fractura, en cada dV (todo el razonamiento desarrollado es análogo para dS) será necesario realizar una integral que depende del estado de tensiones al que está sometido. Esto demuestra claramente la dificultad de realizar este tipo de cálculos propuestos para el cálculo de la probabilidad de fractura asociada a cada punto de integración. Aún así la Nemeth [3] presentó un programa de elementos finitos, llamado CARES, que realizaba este tipo de integrales.

Fue Thiemier [4], el que propuso un método para cambiar los límites de esta integral (0 - $\sigma_{eq\,máx}$).Por lo cual la probabilidad de fallo de un volumen dado es:

$$P_f = 1\text{-}e^{-\int_V \left[\int_0^{\pi} \int_0^{2\pi} N(\sigma_{eq}) \sin\alpha \bullet d\beta \bullet d\alpha\right] dV} \quad [12]$$

Mientras que para calcular la probabilidad de fallo de una superficie, se utilizará la expresión:

$$P_f = 1\text{-}e^{-\int_S \left[\int_0^{2\pi} N(\sigma_{eq}) d\alpha\right] dS} \quad [13]$$

Las expresiones de $N(\sigma_{eq})$ que las diferentes teorías de mecánica de fractura han ido planteando, tanto para criterios de volumen como de superficie son de este tipo:

$$N(\sigma_{cr}) = K_{eq} \cdot \sigma^{m}_{cr} \quad [14]$$

Las diferentes teorías de mecánica de fractura que han sido implementadas son las siguientes:

Criterio de Griffith de tensiones máximas, para cálculos en volumen:

Grieta Griffith: $\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + \tau_{eff}^2}\right)$ [15]

Grieta Penny Shaped :

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + \left(\frac{2}{2-\nu}\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [16]$$

Criterio de la velocidad de energía coplanar de deformación.
Grieta Griffith tanto para volumen como superficie:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_n^2 + \tau_{eff}^2} \quad [17]$$

Grieta Penny Shaped, sólo en cálculos en volumen:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_n^2 + \left(\frac{2\tau_{eff}}{2-\nu}\right)^2} \quad [18]$$

Grietas tipo Griffith Notch en cálculos de superficie:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_n^2 + \left(\frac{0.7951}{1-\nu}\right)\tau_{eff}^2} \quad [19]$$

Criterio de Shetty.
Grietas Griffith para volumen y superficie:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + \left(2\alpha\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [20]$$

Grietas Penny Shaped, para volumen:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + \left(\frac{4\alpha}{2-\nu}\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [21]$$

Grieta de tipo Griffith Notch para superficie:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + 3.1803\left(\alpha\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [22]$$

Grieta semicirculares para superficie:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\sigma_n + \sqrt{\sigma_n^2 + 3.301\left(\alpha\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [23]$$

Criterio empírico, solo para cálculos en volumen.

Grieta Griffith: $\sigma_{eq} = \sqrt[u]{\sigma_n^u + \left(\alpha\tau_{eff}\right)^u}$ [24]

Grieta Penny Shaped:

$$\sigma_{eq} = \sqrt[u]{\sigma_n^u + \left(\frac{2\alpha}{2-\nu}\tau_{eff}\right)^u} \quad [25]$$

Criterio de sensibilidad al cortante.
GrietaGriffith:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\tau_{eff} + \sqrt{4\sigma_n^2 + \left(\alpha\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [26]$$

Grieta Penny Shaped :

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2}\left(\tau_{eff} + \sqrt{4\sigma_n^2 + \left(\frac{2\alpha}{2-\nu}\tau_{eff}\right)^2}\right) \quad [27]$$

## 2. PROGRAMA WEIBULLNEU.

En la aplicación de estas teorías al cálculo industrial de componentes cerámicos, es patente la elevada dificultad de aplicarlas sin hacerlo a través del cálculo computacional. Es por esto por lo que se planteó el uso de programas de elementos finitos para poder, partiendo de los cálculos de tensiones que estos proporcionan, aplicar estas teorías en cada punto de integración, y así poder calcular probabilidades de fallo.
El I.M.W (Institut für Maschinenwesen), se planteó el uso de un programa de elementos finitos, MARC, que ofrecía la flexibilidad suficiente como para permitir al usuario el acceder en cada punto de integración a los resultados ya calculados, como las tensiones, y realizar los cálculos que le interesasen. De esta forma se desarrolló inicialmente un conjunto de subrutinas de MARC, empleadas para el cálculo probabilístico de materiales identificados como cerámicos, y se le llamó WEIBULL, en honor a este, permitiendo realizar cálculos de probabilidad según los tres primeros criterios generales presentados en este artículo. Fue posteriormente se amplió la capacidad del programa, para que se aumentasen las posibilidades de cálculo con los criterios de Mecánica de Fractura tanto para volumen como para superficie, así como con el criterio de carácter general desarrollado por Jakel. A esta nueva versión del programa se le llamó WEIBULLNEU.
El programa MARC dispone de una serie de subrutinas, de las cuales puede disponer el usuario para realizar aquellos cálculos que le interesen. Es una de estas, la soubrutina PLOTV , la que se emplea en el programa WEIBULLNEU, para calcular en cada punto de integración las variables escogidas por el usuario. Además de ello, para

realizar la lectura de datos necesarios para los cálculos, propios de materiales cerámicos, y por lo tanto específicos para este tipo de cálculos, WEIBULLNEU emplea la soubrutina USDATA, para poder almacenar los datos colocados en la opción del mismo nombre, en el fichero de lectura de datos, *.dat.

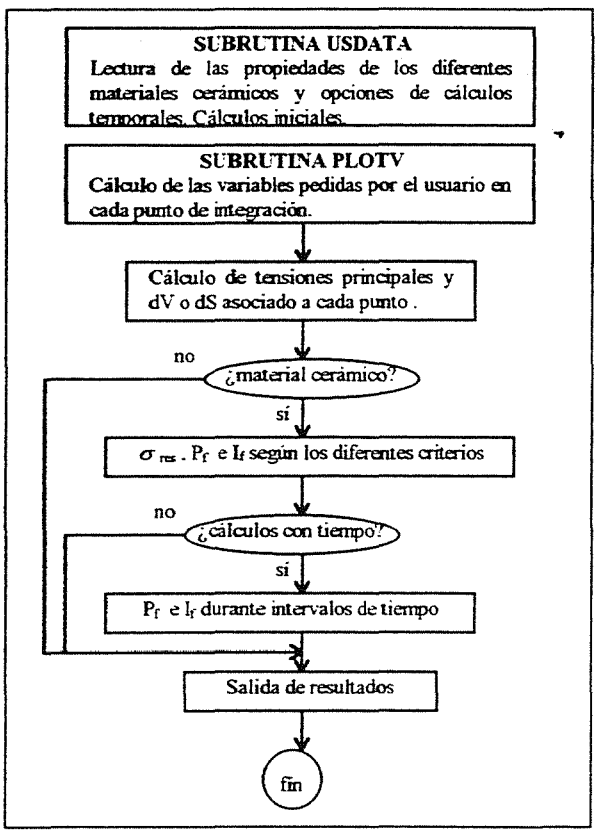



**Fig. 2 Algoritmo de funcionamiento del programa WEIBULLNEU**

El plantear cálculos de Mecánica de fractura obligó a realizar en cada punto de integración, no solo una evaluación de la tensión equivalente planteada por el criterio, sino también tener que realizar integrales de en la esfera de orientaciones, para cálculos en volumen y en la circunferencia de radio unidad para cálculos en superficie.
El cálculo de las tensiones principales y el volumen asociado a cada punto de integración se realiza porque se detectó un fallo en su cálculo por el programa para casos de geometría cilíndrica.

## 3.RESULTADOS

El programa WEIBULLLNEU es capaz de, en un caso planteado para su análisis de elementos finitos, calcular para cada punto de integración de cada elemento el estado de tensiones principales al que está sometido, así como el volumen o superficie asociado a cada punto de integración. Además es capaz de reconocer si el elemento es de tipo volumétrico o superficial y si el material asociado al elemento es de carácter cerámico o no, en caso de que lo sea realizará cálculos para encontrar la tensión resultante según los cuatro criterios generales vistos, así como según uno de los criterios de mecánica de fractura escogido por el usuario (y que puede ser diferente según el elemento sea de volumen o superficie).
Calculada la tensión resultante en cada punto de integración se puede calcular la $P_f$ de carácter instantáneo asociada a ese punto, así como la $P_f$ cuando la carga se aplica en vez de forma instantánea durante un intervalo de tiempo, por medio de la expresión desarrollada por Nadler[5] y cuando esta carga va variando durante diferentes intervalos de tiempo. Así se presentan mapas de tensiones resultantes, probabilidades de fallo e intensidades de fallo para ambos tipos de cargas, siendo necesario diferenciar cuando los cálculo se realizan para elementos de volumen como de superficie, ya sea porque los criterios aplicados sean diferentes como porque las propiedades del material varían.

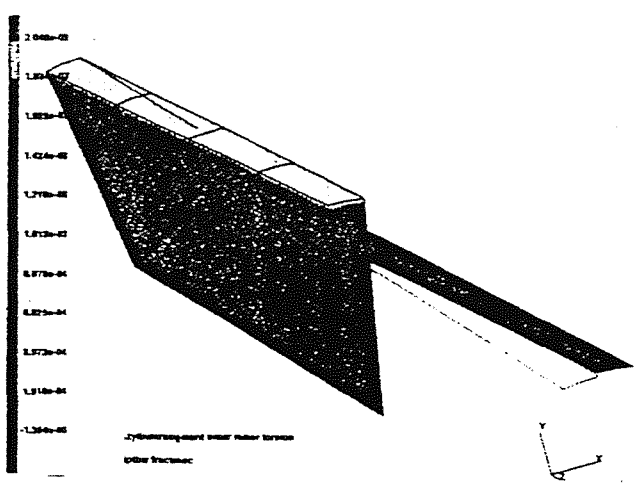


**Fig. 3 Cálculo de probabilidad de fallo de un cilindro a torsión según un criterio de mecánica de fractura**

Es importante localizar no solo aquellas zonas que más contribuyen a la probabilidad de fallo de toda la pieza, sino también la probabilidad de fallo total de toda la pieza. Esto es calculado también por el programa a través de las expresiones:

$$P_f = 1 - \exp\left\{ -\frac{1}{I_0 \sigma_0^m} \sum_{i=1}^{n} \left[ \sum_{j=1}^{k} I_{sub_{ij}} \left( \sigma_{res} - \sigma_u \right)^m \right] \right\} \quad [28]$$

para cálculos estáticos.

$$P_f=1-\exp\left\{-\frac{1}{V_0\sigma_0^m}\sum_{i=1}^{n}\left[\sum_{j=1}^{k}V_{sub_{ij}}\left[\sum_{l=1}^{m}\left(\sigma_{ijl}-\sigma_u\right)^{m/\mu}t_l\right]^{\mu}\right]\right\} \quad [29]$$

para cálculos de cargas aplicadas durante intervalos de tiempo.

También es posible calcular, para una probabilidad de fallo límite dada por el usuario, cual es el valor del factor de seguridad resultante, una vez detectado el valor de tensión máxima para cada material de la pieza, a lo largo de su cálculo, tanto para cargas instantáneas como para cargas aplicadas durante intervalos de tiempo:

$$\sigma_{lim}=\sqrt[m]{-\frac{V_0\sigma_0^m}{V\cdot I\cdot\ln(1-P_{flim})}} \quad [30]$$

$$s=\sigma_{lim}/\sigma_{max} \qquad \text{(s: factor de seguridad)} \quad [31]$$

De esta forma el usuario dispone de una serie de resultados que le pueden ser muy útiles, ya que no solo le indican la probabilidad de fallo resultante en la pieza, sino también muestran posibles métodos de disminución de esta (C. Crespo[6] )

## 4. DISCUSIÓN Y RESUMEN

El diseño de materiales frágiles, tales como cerámicas, conlleva la aplicación de metodologías de diseño diferentes a las empleadas con materiales dúctiles, que reflejen los diferentes aspectos inherentes a estos materiales, tales como la distribución aleatoria de grietas en su interior, de tamaño también aleatorio, lo que obliga a la consideración de todo el volumen de la pieza en el cálculo de su probabilidad de fractura, y no solo de las zonas de tensión máxima.

La necesidad de tener en cuenta la totalidad del volumen y su estado tensional en el cálculo de probabilidades, hace muy importante el uso de programas de elementos finitos que permitan acceder a esta información en diferenciales de volumen o superficie lo suficientemente pequeños como para que se puedan considerar en ellos un estado tensional constante.

Además la aplicación de las diferentes teorías, permite comparar los resultados probabilísticos obtenidos con criterios generales, con los de criterios de mecánica de fractura, con una base teórica mucho más sólida. Ante estados de tensión de tracción las diferencias entre ellas apenas son cuantitativas, mientras que en estados de tracción-compresión las diferencias son más notables (excepto para el criterio de Mohr- Pia ya diseñado para ajustarse mejor a los resultados de la mecánica de fractura), y para estados de tensión de tipo compresión las diferencias entre ambos tipos de criterios todavía son mayores (exceptuando de nuevo al criterio de Mohr- Pia).

Los resultados experimentales hasta el momento no permiten destacar alguno de los criterios de mecánica de fractura como el más apropiado, sino que según sea el rango de tensiones los resultados se acercan más a uno u otro criterio. Aunque los criterios de carácter general divergen de los de mecánica de fractura de forma cuantitativa, su simplicidad hacen que su uso sea interesante.

## 5. BIBLIOGRAFIA

[1] Weibull, W.: A Statistical Theory of the Strength of Materials; Proceedings of the Royal Swedish Institute of Engineering Research Nr. 151 (1939), 5-41

[2] Jakel, R.: Programm WEIBULL.-Ein Subprozessor zur Abschätzung der Sofort- und Zeitausfallwahrscheinlichkeit keramischer Bauteile für das Finite-Elemente-Programm MARC, Theorie und Bedienungsanleitung; Handbuch IMW TU Clausthal, (Sept. 1994).

[2] Jakel, R.: Ein Betrag zur Berechnung und konstruktiven Gestaltung keramischer Bauteile, angewendet am Beiespiel eines keramischen Hei $\beta$ gasventilatorrades. Dissertation zur Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs. IMW TU Clausthal, (Juli 1996).

[3] Nemeth, N.N.; Manderscheid, J.M.; Gyekenyesi, J.P.: Ceramics Analysis and Reliability Evaluation of Estructures (CARES), Users and Programmers Manual; NASA Technical Paper 2916, (August 1990)

[4] Thiemier, Th.: Brückner-Foit, A.; Kölker, H.: Influence of the Fracture Criterion on the Failure Prediction of Ceramics Loaded in Biaxial Flexure, J. Am Ceram. Soc. Vol. 74, No. 1 (1991), 48-52

[5] Nadler, P.: Beitrag zur Charakterisierung und Berücksichtigung des spezifischen keramischen Festigkeitsverhaltens; Diss. Bergakademie Freiberg (1989)

[6] Crespo, C: Predicción de vida y optimazación de componentes cerámicos; Proyecto final de carrera,(Diciembre 1996).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PREDICCIÓN DE VIDA Y OPTIMIZACIÓN DE COMPONENTES CERÁMICOS

**C. J. Crespo*, M.D. Rubio*, R. Jakel*, P.Dietz* y A. Villellas****

***Institut für Maschinenewesen.(T.U. Clausthal).**
**Robert Koch Str. 38678 Clausthal–Zellerfeld. Alemania**

****Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**
**Centro Politécnico Superior, Universidad de Zaragoza. C/ María de Luna 3, 50015 Zaragoza.**

**Resumen.** Basándose en un programa desarrollado por R. Jakel y M.D. Rubio, WEIBULLNEU, que permitía el cálculo de la probabilidad de fallo de elementos cerámicos según diferentes criterios de fractura, se ha desarrollado un programa que optimiza el diseño de la pieza de forma automática en función de las solicitaciones a las que se encuentra sometida.
Este programa, basándose en el método C.A.O. (Computed Aided shape-Optimisation) puede, a partir de la probabilidad de fallo asociada a cada punto de integración, calcular los desplazamientos a dar a cada nodo de la superficie, de forma que la probabilidad total de fallo en la pieza disminuya. Será el usuario el que escoja los tramos de la superficie en los que se permite variaciones de geometría, realizándose estas de forma iterativa.

**Abstract.** Using a computer program developed by R. Jakel and M.D. Rubio, WEIBULLNEU, to calculate the probability of failure of a ceramic component through different failure criteria, a new program has been developed to enable the automatic shape optimisation of ceramic components, depending on the state of stresses which the component is suffering.
This program was made as an application of the C.A.O. Method (Computed Aided shape-Optimisation). With the probability of failure calculated in each integration point, it can calculate the displacement to give each node from the surface, in order to decrease the global probability of failure of the whole component. The user will be the one to select those parts of the surface that can be moved during the iteration method.

## 1. INTRODUCCIÓN

En los materiales cerámicos, la naturaleza del fallo, es estadística. Esto es, se puede decir que **un componente cerámico romperá con una determinada probabilidad y bajo un cierto estado tensional**. Esto hace que los criterios empleados para predecir la vida de estos materiales sean mucho más complejos que en el caso de los metales.
En el caso de las cerámicas se pueden distinguir dos tipos de criterios, ambos basados en la teoría de "la unión mas débil ":

- Criterios globales.
- Criterios locales.

Los criterios globales, parten de la teoría de Weibull[1] y desarrollan teorías para el cálculo de tensiones resultantes no considerando efectos de geometría y orientación de las grietas. Los cuales son tenidos en cuenta por los criterios locales.
La teoría de Weibull fue desarrollada en un principio para el caso de carga uniaxial y a tracción.

A posteriori, fueron saliendo una serie de criterios, que intentaron paliar las carencias de Weibull, pero son las teorías de mecánica de fractura las que justifican estos criterios desde un punto de vista teórico más sólido (Nemeth [2] y Thiemier[3]).

## 2. MÉTODO C.A.O.

Es un método de optimización, basado en las observaciones realizadas en la naturaleza. Partiendo de la hipótesis, posteriormente confirmada por diversos estudios con ayuda de programas de elementos finitos, FEM (figura1, árbol), de que la naturaleza provee siempre del mejor diseño tanto a animales como a plantas, de forma que se maximice la probabilidad de supervivencia de los mismos en el medio donde se encuentran (Mattheck[4]), CAO trata de imitar, mediante procedimientos numéricos, los **mecanismos de crecimiento** que ésta tiene para optimizar las formas, y aplicarlo directamente al campo ingenieril. Así pues es importante tener en

cuenta que la optimización del diseño realizado por la naturaleza es siempre en función del estado de tensiones habitual al que se somete el componente, no siendo directamente transladables los diseños a las aplicaciones de ingeniería sino los métodos de variación de la geometría en función del estado de tensiones.

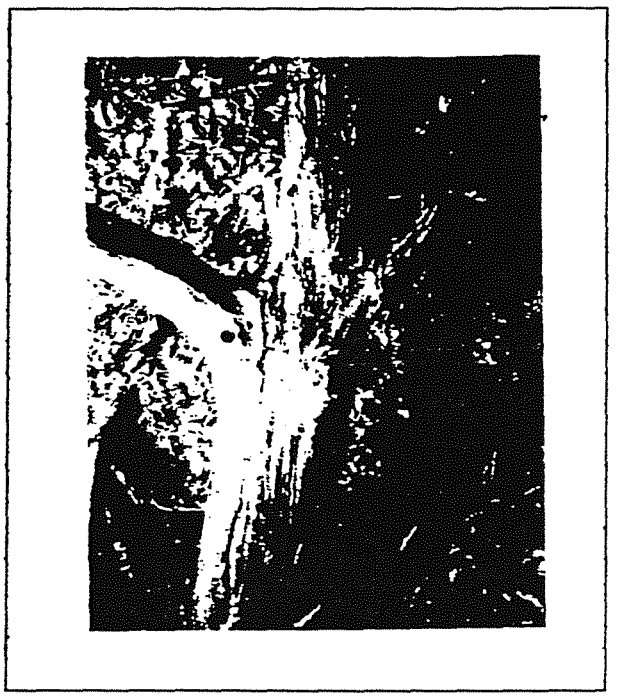


**Figura1. Unión en T de una rama al tronco**

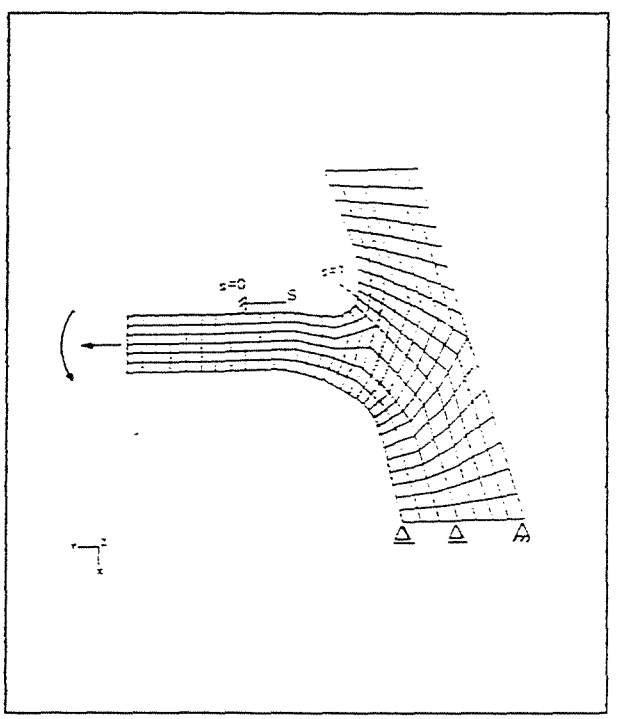


**Figura2. Discretización en elementos finitos**

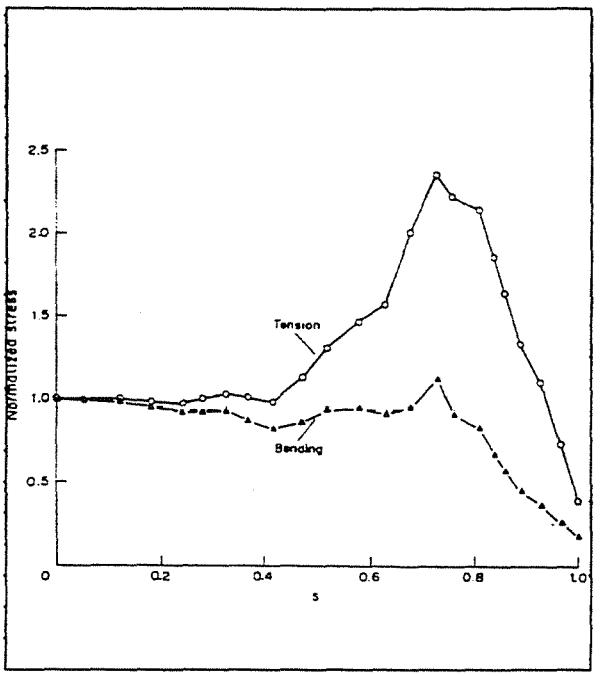



**Figura3. Resultados de la optimización. (Mattheu)**

Para la optimización de una pieza, se trabaja mediante programas de elementos finitos. En este caso el programa empleado en el I.M.W (Institut für Maschinenwesen) se propuso el uso del programa MARC-MENTAT, mediante el cual, y con la ayuda de la subrutina WEIBULLNEU (R. Jakel [5] y M.D. Rubio [6]) se consigue obtener la distribución de probabilidades de fallo en toda la pieza. El objetivo del programa CAO para cerámicas, es la reducción de la probabilidad de fallo global de las piezas.

El Programa CAO esta realizado en FORTRAN, y consta de varios subprogramas guiados por otro realizado en Unix.

Estos programas tienen la finalidad de dilatar o mover el mallado de la pieza, en definitiva, de poner material allí donde la probabilidad de fallo sea alta, para poderla reducir. Pero el procedimiento CAO, no solo reduce la probabilidad de fallo sino que además uniformiza la distribución de esta probabilidad.

Para poder obtener los desplazamientos de los nodos se utiliza un análisis térmico, el cual a través de unas subrutinas específicas, calcula las nuevas coordenadas.

En el análisis térmico, a cada nodo de la o las superficies a optimizar, se le asigna una temperatura, que es proporcional a la probabilidad de fallo. De este modo los nodos que mayor probabilidad de fallo tenían sufrirán mayores desplazamientos.

Como es lógico la superficie del mallado, a causa de las diferentes temperaturas sufre un desplazamiento no uniforme de sus nodos, por lo que dependiendo del mallado y del tipo de pieza, hay que hacer una

modificación del mismo, cada cierto número de iteraciones, que como se vera posteriormente en el apartado de resultados, mejora mucho este apartado con respecto a la aplicación en metales.
Una vez obtenidos los desplazamientos, se genera un nuevo fichero de análisis mecánico, pero de forma que analice la nueva geometría, y se vuelve a obtener una nueva distribución de probabilidades. El proceso se realiza de forma iterativa hasta que se obtiene la probabilidad de fallo deseada.

## 3. RESULTADOS.

Se han analizado varios aspectos:

- Proceso de reducción de la probabilidad de fallo para componentes cerámicos.
- Análisis de las opciones a utilizar, presentadas como posibilidades por el programa MARC para modificar la superficie.

En el primer caso se ha realizado un estudio comparativo, para ver con que variable se obtenían probabilidades mas bajas. El resultado ha sido que con la variable IPTW, probabilidad de fallo que depende del volumen o superficie asociado a cada elemento por el usuario, no se logra una optimización adecuada, mientras que si usamos BPTW, intensidad de fallo, que es independiente del volumen ya que se obtiene dividiendo la probabilidad por el volumen o superficie asociado al punto de integración, el proceso de reducción funciona correctamente.
Este resultado es totalmente lógico, ya que en el primer caso, estabamos incluyendo un factor de desigualdad entre los elementos, el volumen, con lo que la comparación de probabilidades no es correcta, ya que el usuario podía escoger elementos adyacentes bastante desproporcionados lo que inducía a errores en el cálculo.
Pasando ahora al segundo punto, el programa MARC tiene dos opciones para modificar el mallado, strech, y relax. La opción elegida como correcta es la primera ya que, se puede modificar la superficie para poderla dar siempre bajo parámetros de fabricación que es la siguiente fase del proceso. Con la opción relax esto no es posible, sin embargo la reducción de la probabilidad es un poco mejor, entorno al 2%. Por lo que es lógico pensar que si bien no podemos utilizarla par modificar el mallado, ya que daría lugar a geometrías no mecanizables, podremos ver lo que ocurre si se la aplicamos desde un principio a la pieza, para iniciar el proceso iterativo.
El resultado obtenido en un análisis comparativo de una optimización con y sin la utilización de la opción Relax, se pueden observar en las figuras 4 y 5, donde se ve como evoluciona la probabilidad de fallo en función de el numero de iteraciones. Y se puede observar como la diferencia entre las probabilidades de fallo obtenidas es del 35%, además de presentarse una tendencia al estancamiento en el caso de no utilizarse dicha opción.

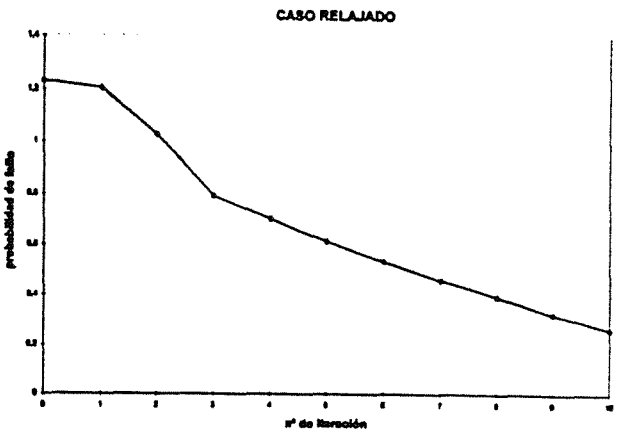



**Figura 4. Gráfica del proceso de optimización sin la aplicación de la opción relax.**

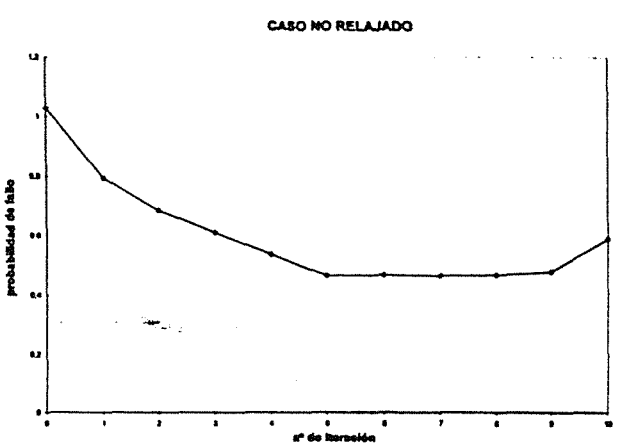



**Figura 5. Mismo proceso que el anterior, pero con la aplicación de la opción Relax.**

En las siguientes figuras se muestra el resultado de la aplicación del método CAO. En las primeras de ellas (fig 6 y 7) , se encuentra la pieza, una unión en T con carga en voladizo, que provoca una gran

concentración de tensiones. Y en las figuras 8 y 9 se muestra la pieza después del proceso de optimización, logrando bajar la probabilidad de fallo de 1 a 0.2.

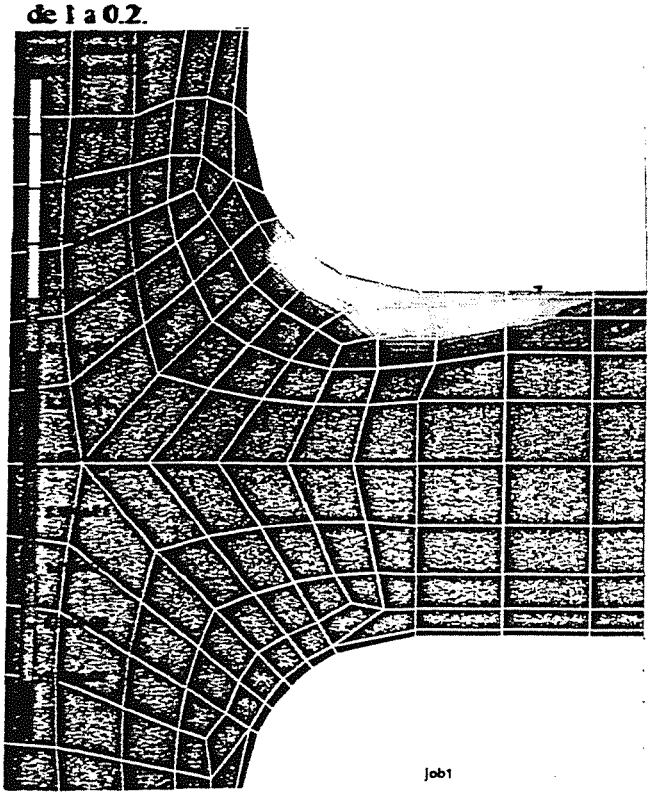



**Fig6. Distribución de la probabilidad de fallo de una unión en T sometida a una carga en voladizo**

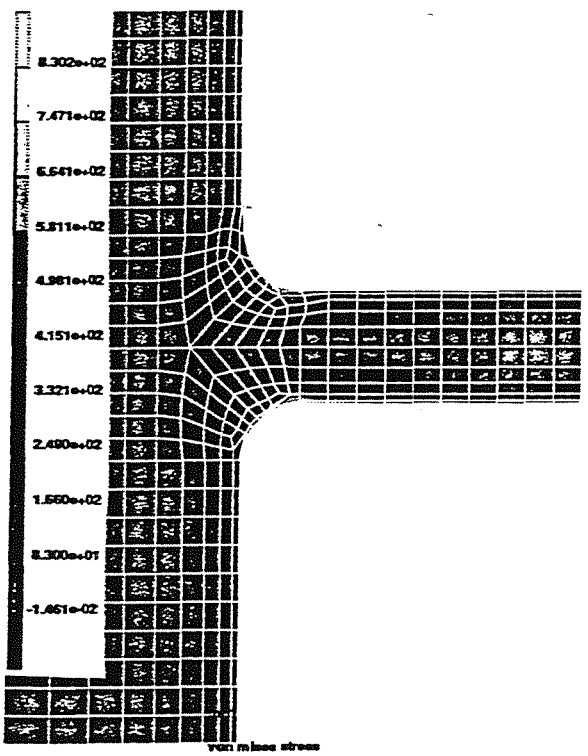



**Fig7. Distribución de la tensión de Von-Mises en una unión en T sometida a una carga en voladizo.**

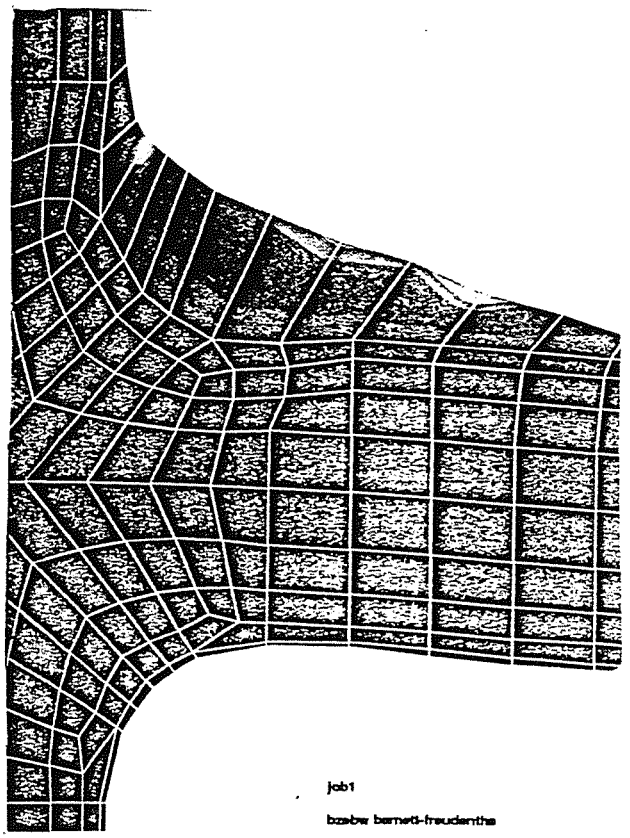



**Fig8. Probabilidad de fallo después de la optimización mediante el método CAO.**

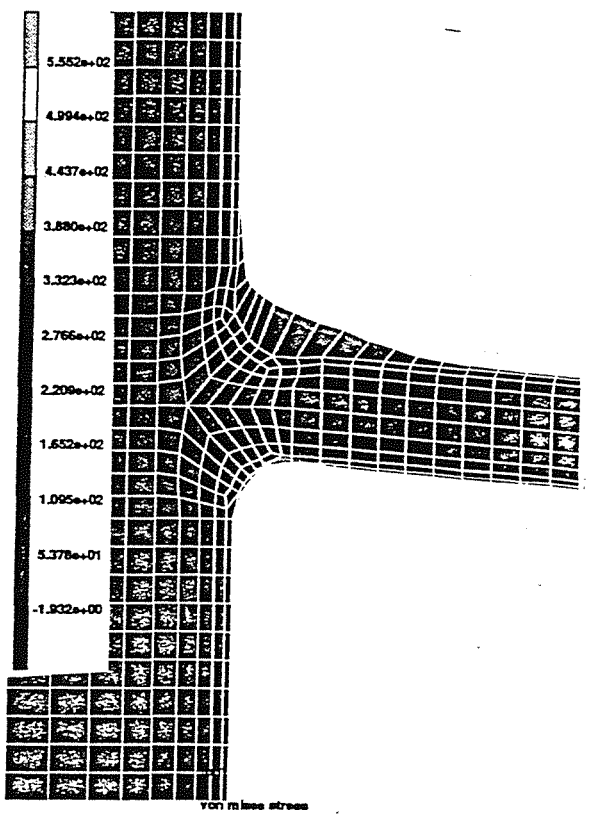



**Fig9. Tensión de Von Mises después de la optimización mediante el método CAO.**

## 4. CONCLUSIONES

- La aplicación del método de optimización CAO, para materiales frágiles, de cara a reducir su probabilidad de fallo, funciona correctamente.
- El método utilizado se puede desarrollar a partir de temperaturas o de flujos de calor, dependiendo de la superficie a optimizar.
- El mallado no se modifica después de cada iteración, como ocurría en el caso de los metales, sino cada diez o quince iterariones.
- La probabilidad de fallo se puede reducir tanto como se quiera, sin mas que aumentar el orden del factor de temperatura del programa fichtemp.f.
- Los resultados numéricos tienen una fuerte dependencia del tipo de mallado.
- Mediante la aplicación de la opción RELAX, se obtienen probabilidades de fallo mas bajas.

El esquema de aplicación global del procedimiento CAO es:

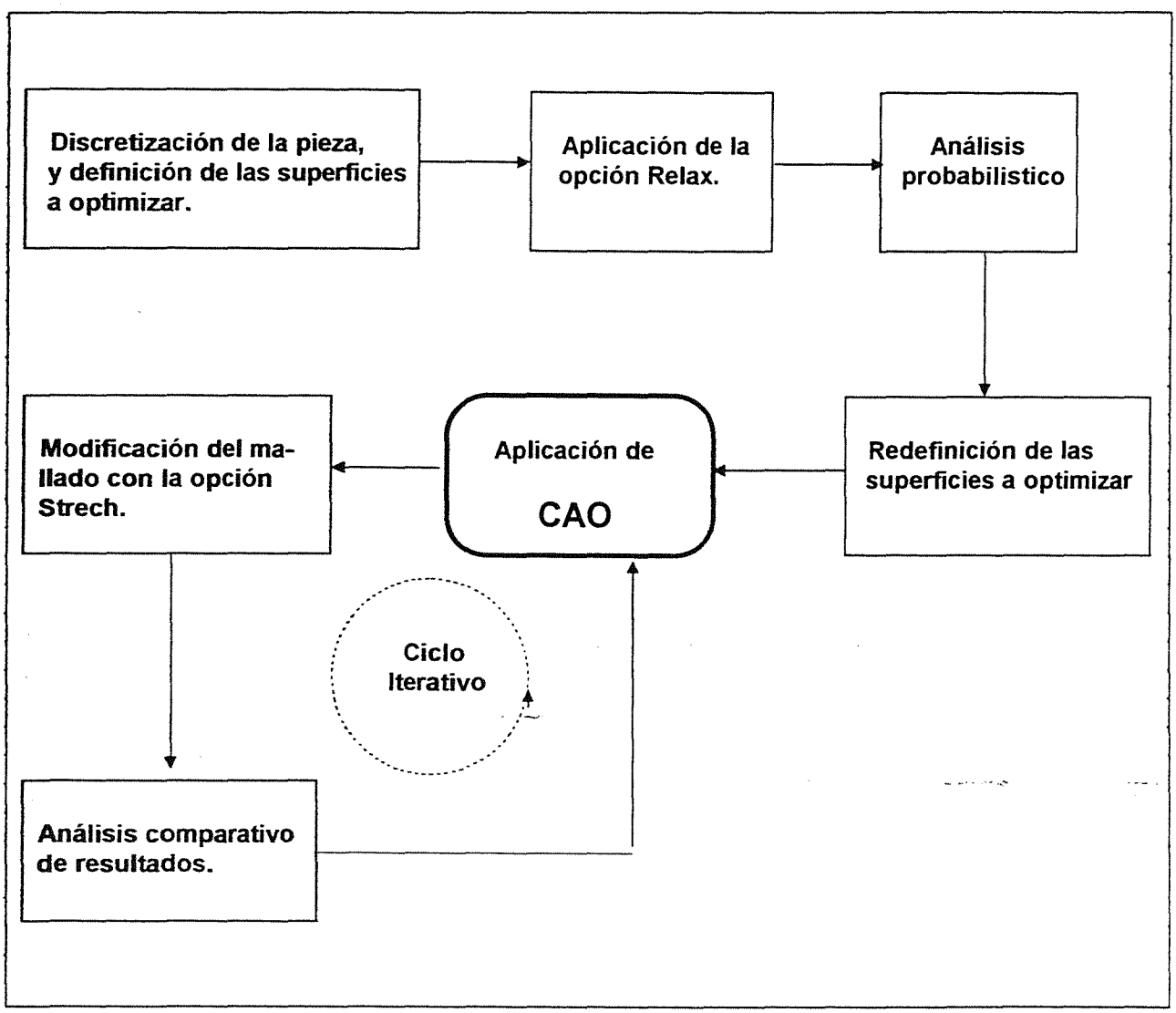



**Fig. 10. Esquema de aplicación global del procedimiento CAO.**

## 5. BIBLIOGRAFIA

[1] Weibull, W.: A Statistical Theory of the Strength of Materials; Proceedings of the Royal Swedish Institute of Engineering Research Nr. 151 (1939), 5-41

[2] Nemeth, N.N.; Manderscheid, J.M.; Gyekenyesi, J.P.: Ceramics Analysis and Reliability Evaluation of Estructures (CARES), Users and Programmers Manual; NASA Technical Paper 2916, August 1990

[3] Thiemier, Th.: Brückner-Foit, A.; Kölker, H.: Influence of the Fracture Criterion on the Failure Prediction of Ceramics Loaded in Biaxial Flexure. J. Am Ceram. Soc. Vol. 74, No. 1 (1991), 48-52

[4] Mattheck C. and Harzheim L. : Effect of loading on the Optimized Shape of a Kinkeds Bar.Mat.-wiss.u.Werkstoffech (1991). Verlagsgesellschaft mbH. D-6940 Weinheim.

[4] Mattheck C. and Burkhard S.: A new method of structural shape optimization based on biological growth. Kernforschungzentrum Karlsruhe. Institut für Material und Festkörperforschung IV. (1990).

[4] Mattheck C. : Desing and growth rules for biological structures and their application to engineering.Kernforschungzentrum Karlsruhe. Institut für Material und Festkörperforschung IV. (1990).

[5] Jakel, R.: Programm WEIBULL.-Ein Subprozessor zur Abschätzung der Sofort- und Zeitausfallwahrscheinlichkeit keramischer Bauteile für das Finite-Elemente-Programm MARC, Theorie und Bedienungsanleitung; Handbuch IMW TU Clausthal, Sept. 1994.

[5] Jakel, R.: Ein Betrag zur Berechnung und konstruktiven Gestaltung keramischer Bauteile, angewendet am Beiespiel eines keramischen Hei $\beta$ gasventilatorrades. Dissertation zur Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs. IMW TU Clausthal, Juli 1996.

[6] Rubio Eire. M.D.: Aplicación de criterios de fractura para el diseño de componentes cerámicos; Proyecto final de carrera. (Nov. 1996).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTAS PARA TRABAJADO EN FRIO.

**M. Bernal*, G. Roujeau*, J.M. Casals*, R. Ríos*, A. Villellas* .**

*** Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**

**C.P.S. - Universidad de Zaragoza**

**C/ María de Luna, 3, 50015 Zaragoza (España)**

**Resumen.**Se ha estudiado la tenacidad a la fractura en dos aceros de herramientas para trabajado en frío, siguiendo el método propuesto en la norma ASTM E 1304-89. Los aceros estudiados son el K110 (convencional) y el K190 (pulvimetalúrgico) de la marca Böhler. Las composiciones de estos aceros se aproximan a las de los aceros D2 y D7, según AISI, para el K110 y K190, respectivamente. Los valores de tenacidad se han obtenido en probetas sometidas a temple y en probetas sometidas a temple y doble revenido, con distintas temperaturas de revenido. Los valores de tenacidad, $K_{IC}$, oscilan entre 21 y 29 $MPam^{1/2}$ en el K110 y entre 18 y 20 $MPam^{1/2}$ en el K190. Además, se ha realizado un análisis microestructural de los dos aceros mediante SEM y EDX. El estudio de las superficies de fractura muestra la rotura de los carburos de mayor tamaño de forma frágil y la descohesión de los carburos pequeños de la matriz que los rodea. El análisis EDX revela la presencia de carburos tipo $M_7C_3$ en ambos aceros y de carburos tipo MC en el acero pulvimetalúrgico.

**Abstract.** Fracture toughness properties from two Cold Work Tool Steels have been measured with chevron-notched rod specimens, the tests follow the ASTM E 1304-89. Two steels, one conventional (D2, Böhler K110) and one from powder metallurgy (D7, Böhler K190) have been investigated. Fracture toughness values ranging from 21 to 29 $MPam^{1/2}$ for the conventional processed steel and from 18 to 20 $MPam^{1/2}$ for the powder metallurgy steel, have been obtained for different tempering temperatures. Microstructure of alloys have been investigated by SEM and EDX. The fractography studies have shown that the specimens have fractured in a ductile way in places where there are small carbides, but the large carbides have fractured in a fragile way. The EDX study shows the presence of $M_7C_3$ in both steels and MC carbides in the K190.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros de herramientas pulvimetalúrgicos son, en la actualidad, ampliamente utilizados debido principalmente a la uniformidad tanto en la composición como en la dispersión de carburos primarios y secundarios antes y después de ser tratados térmicamente. La tenacidad es una propiedad importante para describir el comportamiento de estas aleaciones, por lo tanto, la tenacidad a la fractura comienza a ser un parámetro utilizado en el control de calidad de estos aceros. Los ensayos convencionales de tenacidad a la fractura ($K_{IC}$) siguen la norma ASTM E 399-83 [1], siendo necesaria una pregrieta de fatiga para ejecutar el ensayo. Más recientemente, se ha desarrollado una nueva norma, la ASTM E 1304-89 [2], en base a los trabajos de "Barker [3, 4], para medir la tenacidad a la fractura con muestras pequeñas con entalla tipo chevron. En este ensayo no se necesita crear una grieta de fatiga, siendo más simple y fácil obtener la tenacidad a la fractura.

## 2.PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Se han investigado dos aceros de herramientas para trabajado en frío: uno convencional (D2, Böhler K110) y otro pulvimetalúrgico (D7, Böhler K190). La

composición química de ambos aceros en estado de suministro se indica en la Tabla 1. Los aceros se adquirieron en forma de barras.

**Tabla 1.** Composición química de los dos aceros de herramientas (% peso).

| | K110 (D2) | K190 (D7) |
|---|---|---|
| % C | 1.52 | 2.03 |
| % Si | 0.30 | 0.42 |
| % Mn | 0.42 | 0.45 |
| % P | 0.025 | 0.019 |
| % S | 0.001 | 0.019 |
| % Cr | 11.6 | 12.2 |
| % Mo | 0.73 | 1.13 |
| % V | 0.84 | 3.9 |

Ambos aceros fueron sometidos a tratamiento térmico de temple y revenido. Con objeto de establecer el pico de endurecimiento secundario se realizaron revenidos a tres temperaturas distintas para una misma temperatura de austenización.

Los tratamientos de austenización se realizaron en un horno de vacío, a una temperatura de 1050 ºC, con un mantenimiento de 3 horas, efectuando dos paradas previas, una a 650 ºC durante 90 minutos y otra a 850 ºC durante 45 minutos.

En la Figura 1 se indica de manera gráfica la secuencia de la austenización.

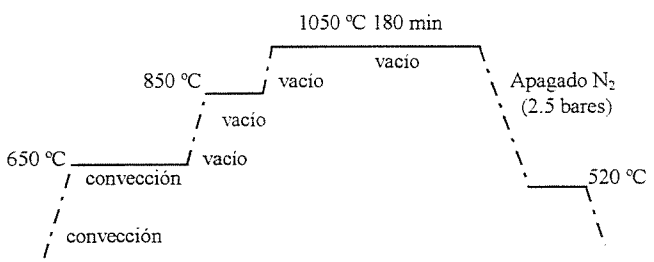



**Fig. 1.** Austenización de los aceros.

Posteriormente los tratamientos realizados a los dos aceros fueron:

1.- Temple.

2.- Temple + Doble revenido a 450 ºC de dos horas cada uno.

3.- Temple + Doble revenido a 530 ºC de dos horas cada uno .

4.- Temple + Doble revenido a 600 ºC de dos horas cada uno .

El Temple se realizó en todos los casos en nitrógeno bajo presión de 2.5 bares, con un escalón a 520 ºC.

Tres muestras de cada tratamiento térmico fueron sometidas al ensayo de tenacidad a la fractura con ambos aceros. Los ensayos de tenacidad a la fractura fueron realizados sobre probetas barra, de 19 mm. de diámetro, con entalla tipo chevron. Las otras dimensiones de las probetas están relacionadas con el diámetro de las mismas, según figura en la norma ASTM E 1304. Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina de ensayos servohidraúlica Instron 8032, con una capacidad de carga máxima de 100 kN bajo control del desplazamiento de la apertura. La velocidad de apertura fue 0.01 mm/s en todos los ensayos, siendo aplicados varios ciclos de descarga y recarga a cada probeta. Durante los ensayos se obtuvieron gráficos de la apertura de la boca frente a la carga. De las gráficas y con los procedimientos de cálculo descritos en la norma se obtuvieron los valores de tenacidad a la fractura ($K_{IvM}$). La microestructura se analizó mediante microscopio óptico y electrónico de barrido (Jeol JSM 6400). Las superficies de fractura fueron analizadas también mediante microscopía electrónica de barrido. La composición de los carburos se obtuvo mediante el analizador eXL-10 de LINK ANALYTICAL incorporado al microscopio electrónico que permite obtener los espectros de energía de rayos X dispersados. La identificación de los carburos fue realizada mediante difracción de rayos X.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

De los ensayos de tenacidad a la fractura se ha observado que las curvas de crecimiento de grieta siguen el comportamiento denominado "smooth crack growth" (crecimiento suave de grieta) en ambos aceros y con todos los tratamientos térmicos, si bien hay que señalar que aunque en dos de las probetas de acero K-110 sometidas a revenido a 600 ºC se presentaron saltos en el crecimiento de grieta, la magnitud de estos saltos no llegaba a la necesaria para definir el comportamiento de las probetas como de "crack-jump" (salto de grieta) según la citada norma. Los posibles parámetros para estimar la tenacidad a la fractura son: $K_{Iv}$, calculado a partir de la carga crítica, que no coincide con la carga máxima, y $K_{IvM}$, calculado con

la carga máxima. La evaluación de $K_{Iv}$ requiere ciertas condiciones que no se han satisfecho, por lo tanto se ha calculado el parámetro $K_{IvM}$. En la Tabla 2 se muestran los resultados de tenacidad a la fractura ($K_{IvM}$) y dureza Rockwell (HRC) para ambos aceros en todos los tratamientos térmicos. Los resultados son la media de los valores obtenidos de las tres probetas de cada tratamiento.

Los resultados obtenidos utilizando este tipo de probetas con entalla tipo chevron, son parecidos a los valores obtenidos mediante otros ensayos de tenacidad a la fractura [5]. La concordancia de valores de tenacidad a la fractura, obtenidos para aceros rápidos, mediante diferentes ensayos, también ha sido comprobada en la literatura "Villellas [6] .

En los resultados mostrados en la Tabla 2, puede observarse que el acero pulvimetalúrgico presenta menores valores de tenacidad a la fractura que su equivalente convencional (K110), esto parece ser debido a la menor separación entre carburos en el acero pulvimetalúrgico. Este resultado concuerda con el estudio realizado por "Child [7] trabajando con un acero M2 y un acero ASP23 (PM) y por "Villellas [6] trabajando con aceeros M2 y S790 (PM).

**Tabla 2.** Resultados de Dureza (HRC) y Tenacidad a la Fractura (MPam$^{1/2}$)

| | | REVENIDO | | |
|---|---|---|---|---|
| | Temple | 450 ºC | 530 ºC | 600 ºC |
| **K110 (D2)** | | | | |
| $K_{IvM}$ | 21.3 | 25.8 | 23.6 | 28.5 |
| HRC | 61.9 | 58.1 | 59.2 | 48.5 |
| **K190 (D7)** | | | | |
| $K_{IvM}$ | 18.5 | 20.1 | 18.4 | 19.0 |
| HRC | 62.1 | 58.6 | 60.1 | 51.3 |

Asímismo, puede observarse que al subir las temperaturas de revenido del acero convencional desde 530 ºC a 600 ºC se observa un aumento importante de tenacidad, aproximadamente 5 MPam$^{1/2}$ . Las temperaturas a las que esto sucede y este incremento de tenacidad son similares a los valores dados por "Horton and Child [8] para un acero M2. No obstante, en el acero pulvimetalúrgico (K190) puede apreciarse que para dicho rango de temperaturas no hay un cambio importante de la tenacidad a la fractura, aunque la dureza cae de una forma significativa.

La microestructura se analizó mediante SEM-EDX observándose diferentes distribuciones de carburos primarios para cada uno de los aceros estudiados (Fig. 2 y 3). Los carburos primarios están uniformemente distribuídos en el acero K190 (PM), presentando además un tamaño uniforme (aproximadamente entre 1 y 4 micras ). En el convencional puede apreciarse que existe una distribución de tamaños de carburos importante, desde valores inferiores a la micra hasta carburos de 80 micras.

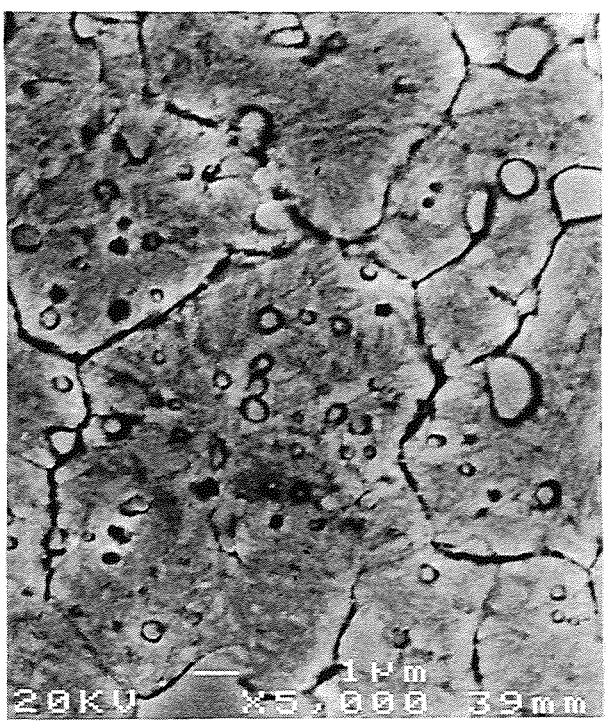



**Fig.2.** Distribución de carburos primarios en el acero convencional (K110).

Mediante EDX se han detectado carburos ricos en cromo en el acero convencional (K110), mientras que en el pulvimetalúrgico (K190) se han identificado carburos ricos en cromo y otros ricos en vanadio, aunque no eran distinguibles unos de otros por observación visual, es decir, mediante la tonalidad de grises.

Mediante técnicas de rayos X se ha cuantificado aproximadamente el porcentaje en peso de carburos primarios presentes en los aceros estudiados, observándose en el acero pulvimetalúrgico (K190) la presencia de carburos tipo $M_7C_3$ en cantidades que

oscilaban entre el 16 y el 18 % en peso, asímismo se ha detectado la presencia de carburos del tipo MC en porcentajes de aproximadamente el 4 % en peso. En el caso del acero convencional (K110), se ha detectado sólamente la presencia de $M_7C_3$, en este caso, las cantidades observadas oscilaban entre el 15 y el 17 % en peso. Estos valores coinciden con los indicados por "Lajtin [9] para un acero J12F1, equivalente al K110, este autor observó la presencia de carburos del tipo $M_7C_3$ en cantidades del 16%, no detectando otros tipos de carburos presentes. Otros autores han detectado la presencia de $M_{23}C_6$ además de los carburos ya citados $M_7C_3$ "Cheng[10], no obstante, estos autores, aunque cuantifican la cantidad de carburos primarios total, no distinguen entre los dos tipos de carburos presentes.

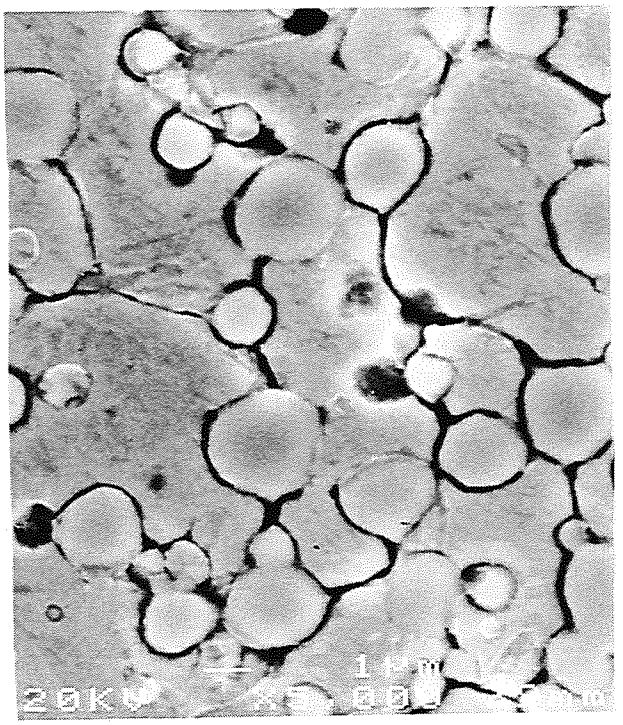


**Fig.3.** Distribución de carburos primarios en el acero pulvimetalúrgico (K190).

En la figura 4 y 5 se muestra la superficie de fractura obtenidad para los dos aceros estudiados. En el acero convencional (K110) puede observarse la fractura frágil de los carburos de gran tamaño, sin embargo, los carburos de menor tamaño muestran preferentemente una descohesión con la matriz que los rodea, no observándose casos de fractura frágil en ellos. Por todo lo anterior, parece que la fractura en este tipo de aceros es preferentemente dúctil, si exceptuamos la rotura frágil de los carburos de mayor tamaño. En el acero pulvimetalúrgico puede observarse de una forma clara la descohesión de los carburos de la matriz, no presentándose en este caso rotura de tipo frágil.

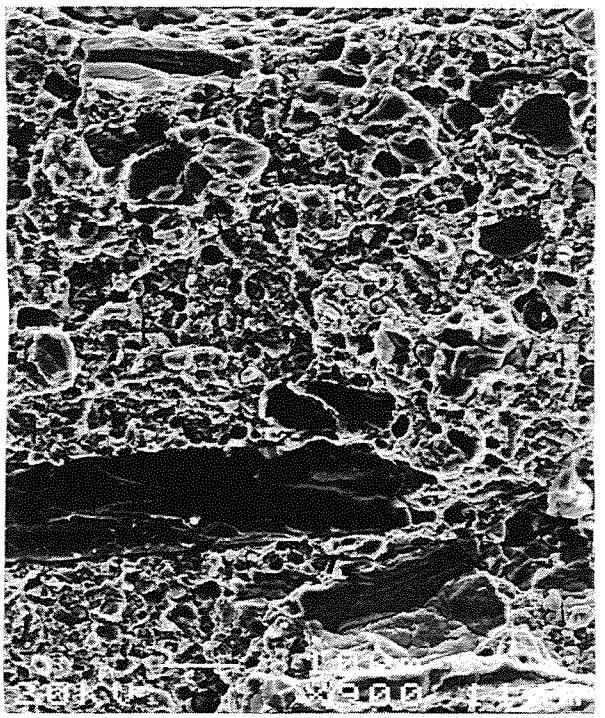


**Fig.4.** Fractura obtenida en el acero convencional (K110).

**Fig.5.** Fractura obtenida en el acero pulvimetalúrgico (K190).

## 4. AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido realizado gracias a la ayuda económica de la Diputación General de Aragón , proyecto PIT 03/93.

## 5. REFERENCIAS.

[1] ASTM. Standard E 399 - 83. 1990. ASTM, Philadelphia, USA.

[2] ASTM. Standard E 1304 - 89. 1990. ASTM, Philadelphia, USA.

[3] Barker L.M. Int.J. of Fracture, 15, No 6, 515. (1979).

[4] Barker L.M., "Development of the short rod method of Fracture Toughness measurement", TerraTek International Report. (1980).

[5] "Tool Materials". ASM Specialty Handbook, 136 (1995).

[6] Villellas A., Ríos R., Martínez A. y Campos G. "Fracture Toughness of Tool Steels using Chevron-notched specimens". Proceedings of the ECF 11-Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure(1996). (Ed. Petit, J.) **1**, 577-582.

[7] Child H.C., Heat Treatment of Metals, 2, 33. (1983).

[8] Horton S.A. y Child H.C., Metals Technology, 10, 245. (1983).

[9] Lajtin, Yu. M. "Metalografía y tratamiento térmico de metales". 331-332. Ed. Mir, Moscú (1973).

[10] Cheng L.C., Wu T.B. y Hu C.T., "The role of microstructural features in abrasive wear of a D-2 tool steel". Journal of Materials Science **23**, 1610-1614 (1988).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EXPERIENCIAS DEL USO DEL ENSAYO DE TENACIDAD A LA FRACTURA CON PROBETAS PEQUEÑAS Y ENTALLA TIPO CHEVRON

J.M. Casals, R. Ríos, A. Villellas

Departamento de Ciencia y Tecnología de Materiales y Fluídos
Centro Politécnico Superior de la Universidad de Zaragoza
C/ María de Luna 3, 50015 Zaragoza

**Resumen.** En este trabajo se ofrece una recopilación de resultados de medida de la tenacidad a la fractura con probetas de pequeño tamaño y con entalla tipo Chevron, actualmente recogida esta metodología en la norma ASTM E 1304. Los trabajos comenzaron antes del establecimiento de la norma, y tomando como fundamento los trabajos de Barker. Este ensayo se ha demostrado útil en la determinación de esta propiedad, aunque se han observado dificultades en el tratamiento de las curvas en algunos de los materiales estructurales ensayados.

**Abstract.** A recopilation of fracture toughness results obtained with small Chevron notched samples is shown in this work. This fracture toughness method is actually standarised by ASTM through the standard E 1304. The experiences with this type of specimens begun before the publication of this standard, and were based on the original Barker's work. This test has proved to be very useful in fracture toughness determination, but some difficulties on the curve treatment have arisen with some of the structural materials tested.

## 1. INTRODUCCION

La medida de la tenacidad a la fractura (modo I) en condiciones elástico-lineales se realiza habitualmente mediante la norma ASTM E-399 [1] con probetas compactas de tracción o de flexión por tres puntos, siendo un ensayo contrastado. La evaluación de la tenacidad requiere de un agrietamiento previo por fatiga de las probetas y del cumplimiento de una serie de requisitos tras el ensayo para dar validez al resultado provisional $K_Q$ obtenido. Además, las probetas deben poseer un espesor mínimo para estar en condiciones de deformación plana.

Barker [2,3] desarrolló un método de medida de la tenacidad a la fractura con probetas de pequeño tamaño, inicialmente ideado para materiales frágiles en los que la generación de la grieta es un proceso difícil por la naturaleza de los meteriales. Otra de las ventajas de este método radicaba en que con menos material es posible obtener valores de tenacidad a la fractura, lo cual es especialmente útil al utilizarse materiales nuevos, los cuales se producían en pequeñas cantidades. La entalla tipo Chevron utilizada permite crear zonas de elevada restricción a la deformación plástica en el frente de la grieta, estableciéndose en su frente condiciones de deformación plana. La grieta se genera por la propia tracción en la punta de la entalla, dada la elevada concentración de tensión en ese lugar.

Durante la primera etapa de este ensayo, y antes de su normalización, se realizaron algunos trabajos de tenacidad a la fractura [4,5] fundamentados en el procedimiento de Barker, y se correlacionaron con resultados obtenidos con probetas CT o de flexión por tres puntos, propios de la norma ASTM E 399. En ciertos casos, como en las aleaciones de Aluminio de alta resistencia, se observó que los valores de tenacidad obtenidos con probetas con entalla Chevron

eran iguales o superiores a los obtenidos con la norma ASTM E 399, en las mismas condiciones metalúrgicas [4,5].

En el año 1989 se establece la norma ASTM E 1304 [6] que recoge los resultados de un estudio anterior del procedimiento de Barker, y tras una serie de experiencias realizadas en un seleccionado número de laboratorios de investigación y desarrollo. En dicha norma se detallan las geometrías precisas para los ensayos (probetas se sección cilíndrica o cuadrada) con diferentes longitudes y forma de la entalla de apertura y de entalla lateral de tipo Chevron. Se establece la metodología del análisis de las curvas obtenidas, tras carga monotónica de las probetas con varias descargas y cargas durante el proceso, ya sea de crecimiento suave de la grieta, ya sea de crecimiento de "salto de grieta", y finalmente establece los valores de tenacidad a la fractura que se pueden obtener, fundamentalmente dos, el $K_{Ivj}$ y el $K_{Ivm}$, según se utilice una carga crítica $P_c$ en la cual se tiene el valor mínimo del factor de intensidad de tensiones con la geometría elegida, o el uso de la carga máxima $P_{max}$. En algunos y significativos casos no es posible calcular el valor $P_c$ de forma razonable, por lo cual se calcula el valor de tenacidad a la fractura con la carga máxima.

Existen condiciones de validación del resultado de este ensayo nuevo, como es el grado de comportamiento elasto-plástico observado, **P**, y se establece también un espesor mínimo (diámetro en el caso de probetas cilíndricas) para ello, menos restrictivo que el de la norma ASTM E 399. Finalmente, la propia norma ASTM E 1304 establece que los valores de tenacidad a la fractura obtenidos con este ensayo son iguales o superiores a los obtenidos según la norma ASTM E 399. Sobre este ensayo normalizado se ha realizado algún congreso de comunicación de experiencias iniciales [7].

## 2. UTILLAJES Y PROBETAS

Las primeras experiencias con este ensayo estuvieron relacionadas con el diseño de las herramientas de tracción y con el tipo de fondo de entalla de las probetas de pequeño tamaño empleadas [8]. En la Figura 1 se muestra el utillaje utilizado. El extensómetro se coloca en la zona opuesta a la boca de la probeta. La entalla utilizada inicialmente fué fresada con una herramienta de pequeño espesor, pero el fondo de la misma tenía un perfil recto, con aristas vivas. Ello produjo, en la realización de los ensayos, curvas de carga frente a desplazamiento de las herramientas con un fuerte salto de grieta inicial, dificultándose el análisis de las mismas [9]. El problema se solucionó mecanizando dicha entalla Chevron por electroerosión; con ello, el fondo de entalla se ajustaba a un perfil redondeado, y se consiguió evitar el problema anterior. Las pruebas iniciales sobre algunos materiales mostraron unos resultados esperanzadores [8], aún utilizando entallas de fondo recto.

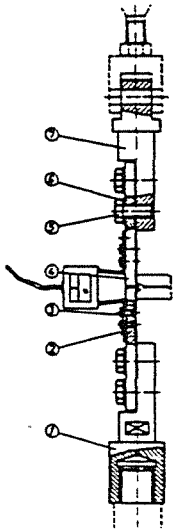


**Fig. 1.** Utillaje utilizado

## 3. MATERIALES ENSAYADOS

Mediante este ensayo se han probado, durante los pasados años, un cierto número de materiales estructurales para comprobar su adaptabilidad a este método de ensayo. Se pueden citar, en primer lugar, aceros de temple y revenido con diferentes estados metalúrgicos, aceros de fase dual ferrito-martensíticos, aceros rápidos y aceros de herramientas, tanto convencionales como de metalurgia de polvos, fundiciones férreas con diferentes estructuras metalúrgicas, y aleaciones de aluminio de alta resistencia tras varios tratamientos de envejecimiento. A continuación se describen y comentan con brevedad los resultados obtenidos con cada material.

### 3.1. Acero F-1230 [9]

Fueron realmente las primeras pruebas sistemáticas realizadas sobre aceros con el utillaje y probetas iniciales. Se partió en todos los casos de barra de unos 20 mm de diámetro, con la entalla paralela a la dirección longitudinal de la barra. Los aceros seleccionados para los ensayos fueron F-1270, F-1230 Y F-1250, con estados de temple y revenidos entre 200 y 450 ºC. Los aceros de temple y revenido mostraron una evolución de la dureza acorde con la temperatura de revenido utilizada. En la mayoría de los casos, las curvas obtenidas fueron del tipo de crecimiento suave de grieta, y la carga máxima ocurría hacia la mitad de la curva. En prácticamente todos los casos fué posible calcular el parámetro $K_{Ivm}$, al emplearse en esta determinación el valor de la carga máxima. No en todos los casos se pudo obtener el parámetro $K_{Ivj}$, dado que la carga crítica se encontraba en la zona final de la curva, con crecimiento rápido de la grieta. Los resultados más significativos se refieren al acero F-1230, con el que fué posible obtener ambos parámetros. En la Tabla 1 se muestran los valores de tenacidad a la fractura (valores medios de dos probetas por temperatura de revenido) obtenidos.

Los resultados se compararon con otros realizados [10] según la norma ASTM E 399 pero con otra orientación de la entalla con respecto a la de laminación de la pletina. En general se puede apreciar que los valores de tenacidad $K_{Ivm}$ son bajos pero que ello puede tener su explicación en la más que probable microstructura direccionada de la barra, que es comprobable en el aspecto fuertemente fibroso de las superficies de fractura. La sensibilidad de este ensayo a la zona de los revenidos prohibidos es pequeña, aunque se observa una pequeña caída de la tenacidad alrededor de los 400 ºC.

**Tabla 1.** Tenacidad para el acero F-1230 (MPa√m)

| Estado | $K_{Ivj}$ | $K_{Ivm}$ | Ref(10) |
|---|---|---|---|
| Temple | -- | -- | 51,8 |
| TR 200ºC | -- | -- | 62,6 |
| TR 250ºC | 38,0 | 44,9 | 72,8 |
| TR 300ºC | 40,2 | 46,4 | 69,9 |
| TR 350ºC | 43,1 | 48,9 | 78,0 |
| TR 400ºC | 40,8 | 46,8 | 93,6 |
| TR 450ºC | 48,5 | 54,4 | 119,3 |

### 3.2. Aleación de Aluminio 7075 [11,12]

Se ensayaron dos tipos de aleaciones de aluminio de alta resistencia, como son la 2024 y la 7075 [11]. Se hicieron ensayos con estados de endurecimiento por precipitación con diferentes tiempos de envejecimiento a 135 y 150 ºC. Las curvas obtenidas fueron del tipo de crecimiento de salto de grieta, y se obtuvieron de forma sencilla los valores de $K_{Ivm}$ en todas ellas. En el caso de la aleación 7075 se observó, con dos remesas de material diferentes, una buena relación entre dureza y tenacidad a la fractura, tal y como se muestra en la Figura 2.

La correlación dureza-tenacidad en la aleación 2024 no fué tan clara, aunque los valores de tenacidad fueron superiores a los de la aleación 7075. La grieta, en ambas aleaciones, progresa en la dirección de una microstructura fuertemente direccionada por la laminación o extrusión de la barra. El ensayo sigue de forma clara el fenómeno de enfragilización que acompaña al de endurecimiento por precipitación en el envejecimiento.

Tras realizarse también una serie de ensayos de tenacidad a la fractura según el procedimiento ASTM E 399 sobre la aleación de aluminio 7075 en el estado T6 [13], se procedió a comparar algunos de los resultados obtenidos mediante esa norma con otros obtenidos con la ASTM E 1304, con probetas mecanizadas de las mitades de las CT ensayadas [12]. En este caso las probetas pequeñas fueron de sección cuadrada en vez de cilíndrica, siguiendo también las indicaciones de la norma, al ser también una de las geometrías aceptadas. Las probetas ensayadas lo fueron con las orientaciones LS, TL, LT, SL y ST.

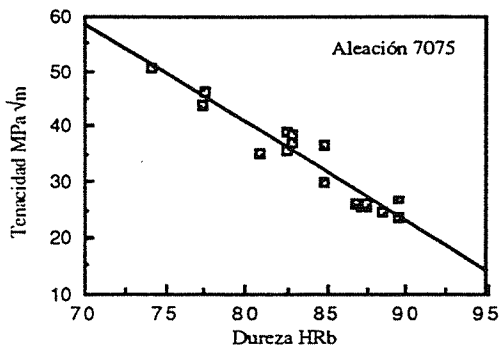



**Fig. 2.** Relación entre tenacidad y dureza para la aleación de aluminio 7075

La comparación de los resultados de los valores medios obtenidos de $K_{Ic}$ (norma ASTM E 399) y de $K_{Ivj}$ (norma ASTM E 1304) se tienen en la Figura 3. La similitud de los resultados es apreciable.

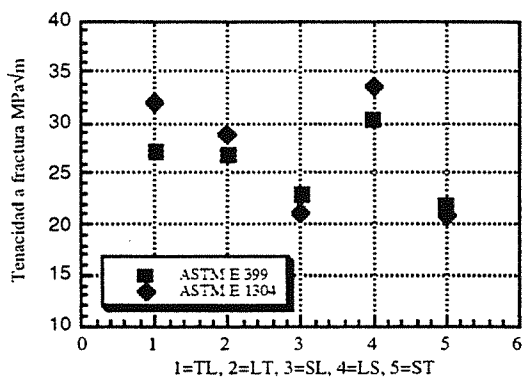



**Fig. 3.** Comparación de tenacidad a la fractura con la aleacion de aluminio 7075 T6

### 3.3. Fundiciones Grises [14]

Se han realizado un cierto número de ensayos de tenacidad a fractura con fundiciones férreas con grafito laminar [14]. Se realizaron estos ensayos sobre fundición gris en forma de barra de colada continua, realizándose también ensayos de tenacidad con probetas DENT (Double Edge Notch Tension) sin preagrietamiento, dado que se comprueba que no es necesario hacerlo en este tipo de materiales [16]. Dada la microstructura no homogénea de las barras en estado de suministro, las probetas de ambos tipos (DENT y con entalla Chevron) se mecanizaron de forma que la grieta progresara en la zona de la microstructura típica de matriz perlítica, situada en el centro de la barra, Figura 4. Se realizaron sobre el material varios tratamientos térmicos (recocido, normalizado, y temple con dos revenidos, 500 y 600 ºC). Los resultados de medidas de la tenacidad a fractura con los dos ensayos se muestran en la Tabla 2 (valores medios de dos probetas). Los valores con las probetas con entalla Chevron son los $K_{Ivj}$. Con las probetas DENT se obtienen valores de tenacidad muy próximos para

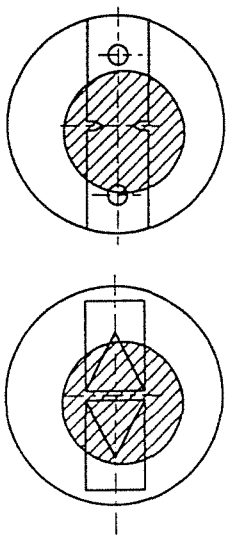


Fig. 4. Mecanizado de Probetas DENT y Chevron

cada estado metalúrgico. Con las probetas Chevron ocurre lo mismo, excepto para el estado de recocido, pero con la salvedad de que sólo se ensayaron dos probetas por cada tratamiento. Las curvas carga-desplazamiento son del tipo crecimiento suave de la grieta, y su análisis no presentó ninguna dificultad especial, aunque los valores de **P** son superiores a los indicados por la norma para validar el ensayo.

Tabla 2. Tenacidad de Fundiciones (MPa√m)

| Estado* | DENT | $K_{Ivj}$ |
|---|---|---|
| Suministro | 23,5 | 24,6 |
| Normalizado | 19,3 | 22,0 |
| Recocido | 16,9 | 23,8 |
| T+R 500ºC | 24,7 | 21,2 |
| T+R 600ºC | 24,6 | 20,2 |

(*) Valores medios de dos probetas por estado

### 3.4. Aceros de Fase Dual [15]

Los aceros de fase dual presentan una microstructura de ferrita y martensita tras un temple desde una temperatura intercrítica próxima a la crítica inferior. A partir de un acero F-1110 se obtuvieron diferentes microstructuras sobre las que se aplicó el ensayo de medida de la tenacidad con probetas Chevron. El material de origen era de barra calibrada (estirada en frío) de 20 mm de diámetro. Con este acero no se pudo obtener en ningún caso el valor de $K_{Ivj}$, por lo que los resultados que se ofrecen son de $K_{Ivm}$, es decir, utilizando la carga máxima.

Se hicieron tratamientos de fase dual a temperaturas intercríticas entre 740 y 820 ºC, sin revenido posterior, con y sin un tratamiento de normalizado previo al de obtención de la estructura ferrito-martensítica. En la Tabla 3 se muestran los resultados comparados incluyendo la tenacidad tras un temple desde 920 ºC y la del estado de suministro de deformación en frío.

Tabla 3. Tenacidad de acero fase dual (MPa√m)

| Estado | Dureza HRc | $K_{Ivm}$ |
|---|---|---|
| Suministro | 20 | 67,0 |
| Temple | 40 | 64,9 |
| N+FD 740ºC | 17 | 71,5 |
| N+FD 760ºC | 26 | 71,5 |
| N+FD 780ºC | 28 | 82,4 |
| N+FD 800ºC | 41 | 87,5 |
| N+FD 820ºC | 46 | 91,9 |
| FD 740ºC | 32 | 65,0 |
| FD 760ºC | 34 | 69,2 |
| FD 780ºC | 36 | 76,6 |
| FD 800ºC | 44 | 86,0 |
| FD 820ºC | 40 | 77,5 |

Como se puede observar de los resultados experimentales, las durezas finales para los tratamientos intercríticos con y sin normalizado previo son diferentes para cada temperatura de temple elegida, por lo que no son comparables directamente los valores obtenidos. En la Figura 5 se muestra la correlación entre la dureza y la tenacidad para este tipo de microstructuras (no incluída la de temple). Se observa con claridad que en este tipo de estructuras, la tenacidad $K_{Ivm}$ crece con el aumento de la dureza, y que la tenacidad es mejor con el tratamiento previo de normalizado.

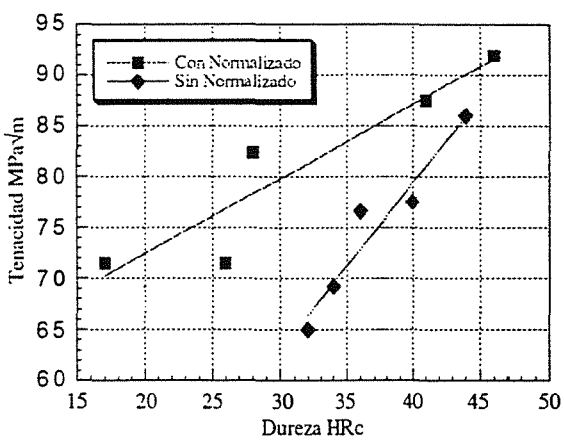



Fig. 5. Dureza frente a tenacidad en aceros de fase dual

### 3.5. Aceros de Herramientas [16,17]

También se ensayó la tenacidad a fractura de aceros de herramientas, tanto pulvimetalúrgicos como de fabricación convencional. En un caso se estudiaron las tenacidades a fractura de cuatro aceros de herramientas, dos pulvimetalúrgicos y dos convencionales [16,17] utilizando el procedimiento de probeta Chevron, tras varias condiciones de temple y revenido. Los valores de tenacidad de esos aceros se muestran en la Tabla 4. Los aceros no son de igual composición.

**Tabla 4.** Tenacidad a fractura de aceros de herramientas (MPa$\sqrt{m}$)

| Tipo | Temple | 450ºC | 530ºC | 600ºC |
|---|---|---|---|---|
| **Conv. M2 (S600)** | | | | |
| $K_{Ivm}$ | 18,5 | 23,7 | 7,9 | 8,6 |
| HRc | 61 | 57 | 58 | 60 |
| **Pulvimetalúrgico (S790 PM)** | | | | |
| $K_{Ivm}$ | 12,6 | 14,7 | 11,0 | 12,0 |
| HRc | 65 | 62 | 64 | 60 |
| **Conv. D2 (K 110)** | | | | |
| $K_{Ivm}$ | 21,3 | 25,8 | 23,6 | 28,5 |
| HRc | 62 | 58 | 59 | 49 |
| **Pulvimetalúrgico D7 (K 190 PM)** | | | | |
| $K_{Ivm}$ | 18,5 | 20,1 | 18,4 | 19,0 |
| HRc | 62 | 59 | 60 | 51 |

Con los aceros ensayados se observa una disminución de la dureza en la zona de máxima dureza. Esta caída de la tenacidad es más acusada en los aceros convencionales dado el alineamiento de los carburos en la dirección de la entalla y de la grieta. En todos los casos de medida de $K_{Ivm}$, los resultados se han obtenido con tres probetas por tratamiento. En general, los resultados muestran una buena correlación con otros de la literatura consultada.

## 4. CONCLUSIONES

Se ha demostrado que este ensayo da valores de tenacidad a fractura que, en general, están de acuerdo con otros realizados sobre probetas CT o de flexión por tres puntos, así como con probetas del mismo tipo que las aquí utilizadas. Las medidas de $K_{Ivj}$, más próximas a las clásicas $K_{Ic}$, nohan sido fáciles de determinar, dado que el valor de Pc necesario para su cálculo se ha encontrado en la zona final de crecimiento rápido de la grieta. Sin embargo, los valores de tenacidad utilizando la carga máxima, $K_{Ivm}$, son inmediatos y sencillos. El empleo, tal y como indica la norma, de entallas con fondo redondeado (por ejemplo, mecanizadas por electroerosión por hilo), dan curvas de carga frente a desplazamiento de la boca de la entalla en las que no se produce un salto de grieta inicial brusco, lo cual redunda en un más apropiado tratamiento de las mismas.

En algunos casos los valores medios lo son de resultados con una apreciable dispersión, normalmente asociados a estados metalúrgicos no muy uniformes, pero en la mayoría de los casos las desviaciones con respecto a la media están dentro del 5-10%.

Con respecto a los diferentes materiales ensayados, con las aleaciones de aluminio se observa una buena correlación entre los resultados con la norma ASTM E 1304 y los obtenidos con la norma ASTM E 399, y observándose también que este ensayo detecta de forma clara el fenómeno de enfragilización durante el envejecimiento.

El efecto enfragilizador del revenido se aprecia en los aceros de herramientas ensayados, aunque en el caso del acero F-1230, no es tan claro, probablemente debido a que los ensayos se han realizado sobre barra estirada y con la grieta en la dirección del estirado. En estos aceros hay una direccionalidad de la estructura, que se aprecia en las superficies de fractura, de aspecto muy similar a las de las aleaciones de aluminio ensayadas: un fibrado muy intenso en la dirección de crecimiento de la grieta. Lo mismo ocurre con los aceros de herramientas convencionales. En los aceros pulvimetalúrgicos y en las fundiciones no se aprecia ese aspecto en las superficies de fractura, indicando una mayor uniformidad de las estructuras.

Los valores de tenacidad a fractura en las fundiciones grises son muy bajos, lo cual es consistente con el tipo de grafito presente. No es habitual ensayar este tipo de fundiciones para medir su tenacidad. Sin embargo, es posible hacerlo midiendo el parámetro $K_{Ivm}$, ya que la medida del otro parámetro, $K_{Ivj}$, no es válido con el criterio de plasticidad P, que ha resultado ser, en todos los casos, superior a 0,1. Sin embargo, en realidad este material no sufre realmente una plasticidad en el ensayo, sino lo que se produce es una pérdida de rigidez continua durante la tracción debido a la descohesión de la matriz y de las láminas de grafito en el frente de la grieta.

En cuanto a los aceros de fase dual, los valores de tenacidad muestran valores crecientes de ésta con el aumento de la dureza final. Las microstructuras obtenidas en los diferentes tratamientos son complejas, no siendo probablemente sólo de ferrita y martensita; es muy posible la presencia de otras fases menos frágiles en los temples desde temperaturas intercríticas más elevadas, desde las cuales la austenita posee menos contenido en carbono y, por tanto, menos templabilidad. Este caso requiere de un estudio más profundo que el aquí se muestra.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Diputación General de Aragón, a través de los proyectos PIT 16/90 y PIT 03/93 la ayuda económica para la realización de este trabajo.

## 6. REFERENCIAS

[1] Standard ASTM E 399-83. (1990) ASTM, Philadelphia, USA.

[2] Barker, L.M. Int. J. of Fracture, **15**, No 6, 515, (1979).

[3] Barker, L.M. "Development of the short rod method for fracture toughness measurement". TerraTek Int. Report (1980).

[4] Brown, K.R. "An evaluation of the Chevron Notched short bar specimens for fracture toughness testing in aluminum alloys". TerraTek Int. Report (1981).

[5] Munz, D. Engineering Fracture Mechanics, **15**, No 1-2, 231, (1981).

[6] Standard ASTM E 1304-89 (1990). ASTM, Philadelphia, USA.

[7] Brown, K.R. y Baratta, F.I. (eds). "Chevron-Notch fracture test experience. Metals and non-metals". ASTM STP 1172, ASTM (1992), Philadelphia, USA.

[8] R.Ríos y C. Aranguren. Anales de Ingeniería Mecánica, año 7, vol 2, 21, (1989).

[9] García, M.A. "Aplicación del método ASTM E 1304-89 de medida de la tenacidad a la fractura sobre aceros de temple y revenido". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1992).

[10] Núñez, C. *et al.* Rev. Metalurgia, **24**, Nº 4, 241, CENIM, (1988).

[11] Claver, M.L. "Estudio de la tenacidad a la fractura y la dureza de dos aleaciones de aluminio tras varios tratamientos de envejecimiento". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1991).

[12] Taranco, N. "Tenacidad a la fractura de una aleación de aluminio 7075 según la norma ASTM E 1304-89". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1993).

[13] García, J.L. "Tenacidad a la fractura según la norma ASTM E 399 de la aleación de aluminio 7075". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1992).

[14] Borobia, C. "Tenacidad a la fractura en fundición gris". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1993).

[15] Citores, V. "Microstructura y propiedades mecánicas tras el tratamiento de fase dual aplicado a aceros de bajo carbono". PFC Informe Interno, Universidad de Zaragoza, (1992).

[16] Villellas, A. *et al.* "Fracture toughness of tool steels using Chevron notched spscimens". Proceedings of the ECF 11-Mechanisms and Mechanics of damage and failure (1996). Ed. Petit, vol **1**, 577.

[17] Bernal, M. *et al.* "Influencia de los tratamientos térmicos en la tenacidad a la fractura de los aceros de herramientas para trabajado en frío". Comunicación presentada a este mismo congreso. (1997).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CUALIFICACIÓN DE UN METODO PARA EL CALCULO DE LA TENACIDAD DE FRACTURA A TRAVES DE ENSAYOS DINAMICOS

**F. J. Perosanz*, M. Serrano*, C. Martínez* y J. Lapeña***

*** Instituto de Tecnología Nuclear, CIEMAT**
**Centro de Investigaciones Energéticas Medioambientales y Tecnológicas**
**Avda. Complutense N° 22, 28040, Madrid**

**Resumen**: Los ensayos dinámicos y en particular el Charpy se han venido utilizando con asiduidad para obtener información cualitativa sobre el comportamiento de materiales en fractura. Las curvas típicas Energía-Temperatura son un criterio extensamente aceptado para determinar la transición de comportamiento frágil/dúctil en aceros. Sin embargo, valores característicos del material como la tenacidad de fractura no han sido objeto de estudio mediante estas técnicas, pues los resultados experimentales obtenidos se alejaban de los encontrados por métodos tradicionales (estáticos). Mediante el método de análisis desarrollado y descrito en el presente trabajo se han determinado tenacidades de fractura a través de ensayos dinámicos que en la mayoría de los casos estudiados son perfectamente comparables a las obtenidas por medio de técnicas tradicionales.

**Abstract**: Dynamic tests and in particular charpy have been commonly used to obtain qualitative information about the fracture behaviour of materials. Typical Energy-Temperature curves are a widely accepted criterium to determine the brittle/ductile transition region. However, characteristic material values such as fracture touhgness have not been evaluated using these techiniques, thus the experimental results obtained have been quite different to those observed using traditional test techiniques (static methods). The analytical method developed and decribed in the present paper determines fracture toughness values from dynamic test methods. In most cases these are in good agreement with those obtained by means of traditional test techniques.

## INTRODUCCION

El cálculo de la tenacidad de fractura de cualquier material sigue unas directrices comúnes en cualquier normativa aceptada de ensayos, (ASTM, DIN, etc):

- Existencia de una grieta aguda de perfil plano, con fácil medida (optica ó extensometría).
- Regímenes de deformación plana a lo largo de todo el ensayo => se imponen relaciones entre variables que aseguren este régimen.
- Estimación de la tenacidad de fractura ó integral J a partir de la energía absorbida para una progresión dada de grieta.
- Velocidad de solicitación de carga muy lenta.
- Control del avance de grieta por extensometría

La principal diferencia con los ensayos dinámicos radica en que en éstos la velocidad de solicitación de carga oscila entre 6 órdenes de magnitud en Drop Weight y Charpy, hasta los 10 órdenes para la barra Hopkinson. Generalmente se realizan sin control de extensometría (en la mayoría de los casos), registrando sólamente cargas soportadas por la probeta frente a tiempo.

El análisis de resultados en estas condiciones es mucho más complicado que en el caso anterior, llegando en el mejor de los casos a unas valores de tenacidad de fractura que se alejan de los obtenidos por la metodología clásica (estáticos). Por este motivo se ha venido distinguiendo tradicionalmente entre la tenacidad de fractura dinámica y estática ó cuasi-estática.

Uno de los ensayos dinámicos más extendidos es el Charpy-V, el cual, consiste en provocar el impacto de un péndulo sobre una probeta entallada ("V")

hasta producir su rotura. De la diferencia de alturas alcanzadas antes y despues de la rotura por el péndulo se obtiene la energía absorbida en la rotura, así como de la superficie de fractura y de la deformación lateral observada se obtienen datos como %fractura dúctil y expansión lateral. El ensayo se realiza a diferentes temperaturas con el objeto de barrer las tres áreas de comportamiento del material: frágil, dúctil y zona de transición.

La inclusión de un transductor de fuerza en la cuchilla del péndulo permite obtener datos de fuerza instantánea, obteniéndose registros Fuerza-tiempo ó Fuerza-desplazamiento de los que se calcula la energía instantánea consumida como la integral de las dos últimas variables.

Dependiendo de los resultados buscados, existen dos tipos de probetas con la misma geometría externa.

- Preagrietadas (con una grieta aguda crecida previamente por fatiga)
- "Standard" (entalla en "V")

La primera se aconseja para el cálculo de la $K_{ID}$ (Tenacidad de fractura dinámica), ya que evita tener en cuenta fenómenos previos al crecimiento estable de la grieta como: deformación plástica localizada en el borde de grieta, enromamiento de la misma y nucleación de fisura de borde agudo.

No obstante, el crecimiento de una pregrieta de fatiga en una probeta charpy es un proceso delicado y conlleva un tiempo importante a diferencia de la mecanización de una entalla en "V" típica (fácil y rápida)

En el caso de utilizar Charpy-V la cuestión principal es discernir en qué punto de todo el registro se da el comienzo del crecimiento estable de la grieta. Conociendo con exactitud este punto se calcula la tenacidad. Dependiendo de la temperatura de ensayo puede darse una serie de fenómenos antes de la rotura:

- Aparición de la singularidad en el borde de entalla
- Evolución de ésta hasta fisura de borde agudo
- Crecimiento estable de la fisura
- Crecimiento brusco con rotura final

La sistemática de análisis desarrollada atendiendo a criterios de vibración y flexibilidad para análisis de resultados, permite localizar estos puntos singulares. Los valores así obtenidos de tenacidad de fractura son concordantes con los proporcionados por los ensayos tradicionales cuasi-estáticos, entendiendo éstos como valores característicos de cada material e independientes de geometría y condiciones de aplicación de carga ($K_{IC}$, $J_{IC}$).

## DESARROLLO

### Material

En el presente trabajo se han empleado dos materiales bien caracterizados en cuanto a sus cualidades mecánicas se refiere: de una parte un acero típico en la construcción de vasijas de reactores de agua a presión como es el ASTM A 533 B, y de otra, un acero que con una composición química similar al anterior cuenta con unas cualidades mecánicas ligeramente distintas. Este acero en cuestión es el F 156. La composición química y los datos mecánicos de mayor interés vienen reflejados en la tabla I.

| Elementos | ASTM A 533 B | F-156 |
|---|---|---|
| C | 0.180 | 0.170 |
| Mn | 1.420 | 0.54 |
| Si | 0.240 | 0.26 |
| P | 0.017 | 0.005 |
| S | 0.004 | 0.005 |
| Cr | 0.120 | 0.97 |
| Ni | 0.840 | 3.34 |
| Mo | 0.510 | 0.26 |
| V | 0.002 | -- |
| Cu | 0.140 | 0.06 |

| | ASTM A 533 B | F-156 |
|---|---|---|
| $\sigma_y$ (MPa) | 484 | 505 |
| Res. Trac. (MPa) | 622 | 641 |
| Alarg. (%) | 26 | 26 |
| Estricción (%) | 77 | 70 |

**Tabla I.** Composición química y características mecánicas de ambos aceros

### Equipamiento utilizado

La totalidad de ensayos de tenacidad de fractura estáticos fueron llevados a cabo en una máquina universal de ensayos de la marca MTS modelo 810, equipada con una cámara ambiental para temperaturas superiores e inferiores a la ambiente.

El péndulo instrumentado empleado en la realización de este trabajo es de la marca WOLPERT, con una energía máxima de 300 J. Este péndulo cuenta con

una tarjeta de adquisición de datos de 1 MHz con su correspondiente software.

Asimismo, se ha diseñado un software propio para el tratamiento y análisis de la señal que ha sido empleado con éxito [1] en trabajos anteriores. En este punto podemos afirmar que se ha sistematizado la localización de puntos críticos del ensayo (ya discutidos en otros trabajos) que permiten determinar posteriormente parámetros como la integral J y $K_j$ [2] [3].

Geometría de las muestras

Las probetas utilizadas en los ensayos charpy han sido de dimensiones Standard, (55 x 10 x 10 mm), con entalla en V a 45 °. Para la determinación de la tenacidad de fractura del material se han utilizado probetas tipo CT de 1 y 1/2 pulgadas de espesor, a las que se les ha mecanizado una entalla lateral en aquellas condiciones de ensayo en las que la elevada plasticidad prevista impediría obtener datos válidos. La profundidad de estas entallas laterales ha sido en todos los casos del 20% del espesor nominal de la probeta.

## RESULTADOS Y DISCUSION

La metodología de análisis de datos empleada puede describirse como sigue: 1) Realización de ensayo Charpy instrumentado en un rango de temperaturas de -200 ° a 200 °C. (Se ha verificado que este rango de temperaturas engloba comportamientos desde totalmente frágiles hasta completamente dúctiles para ambos materiales). 2) Determinación en cada ensayo Charpy de los puntos críticos [4] (aparición de singularidad en el borde de la entalla, evolución hacia fisura de borde agudo, crecimiento estable de esta fisura y por último, crecimiento acelerado con rotura final de la probeta) según criterios de vibración y flexibilidad [5]. 3) Cálculo de la tenacidad de fractura en la zona de interés ya determinada 4) Ensayo de probetas CT (1 y 1/2 ") del mismo material a la misma temperatura que el ensayo charpy instrumentado para el cálculo de la tenacidad de fractura 5) Comparación de resultados entre ensayos dinámicos y estáticos 6) Establecimiento de correlaciones entre ambos en su caso.

Se han obtenido las curvas charpy Energía-Temperatura para los dos materiales. El aspecto general de estas curvas es el mostrado en la figura 1. El acero F156 (de elevada tenacidad) presenta una transición dúctil frágil y una rama asintótica superior a menor temperatura y a mayores energías respectivamente que el ASTM A 533 B. Esta diferencia en comportamiento, previsible si se observan los datos de la tabla I, nos es de gran utilidad de cara a delimitar la sensibilidad de nuestra sistemática de análisis.

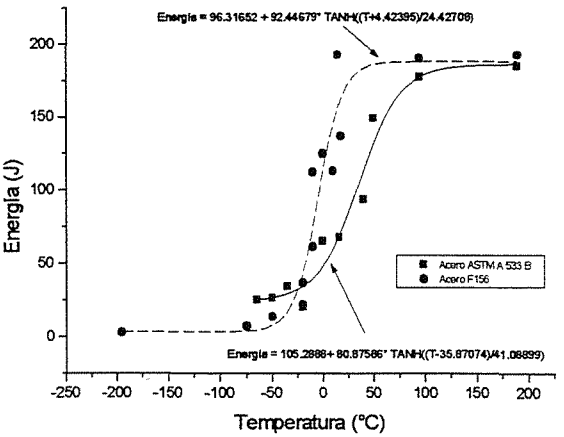



**Figura 1**. Curvas Energía-Temperatura para ambos aceros

La señal obtenida en Charpy instrumentado es la base para la posterior evaluación de parámetros mecánicos del material. En un registro típico que a título de ejemplo recoge la figura 2, se puede apreciar como la señal es una composición de al menos dos señales diferenciadas: de un lado la evolución de la fuerza media soportada por la probeta en función del tiempo, gráfica superior de la figura 2, y de otro una señal oscilante superpuesta, perteneciente a la vibración natural de la probeta tras el primer impacto del péndulo (gráfica inferior de la misma figura).

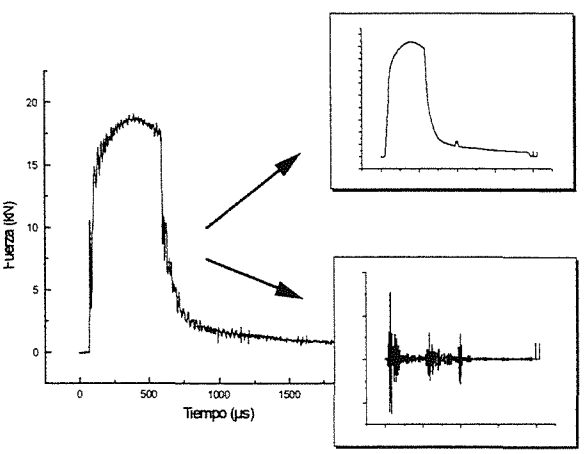



**Figura 2**. Separación de señales por filtrado digital

Mediante el software de análisis desarrollado se ha procedido a separar las dos componentes básicas de la señal descritas en el párrafo anterior. Mediante un filtro pasa-banda "Window" tipo Hanning (composición de senos y cosenos) se ha conseguido separar ambas componentes. La señal fuerza media-tiempo, obtenida a bajas frecuencias y la señal oscilatoria comentada, encontrada a frecuencias intermedias.

El tratamiento matemático de ambas señales se ha abordado por separado, siguiendo diferentes criterios. Se describirá en primer lugar el tratamiento desarrollado para la señal oscilatoria y posteriormente se comentarán brevemente datos específicos encontrados en el tratamiento de la señal base fuerza-tiempo, cuyo tratamiento matemático ha sido expuesto en trabajos anteriores del grupo [1], [3].

Vibración

Para la localización dentro del espectro de puntos críticos (Plasticidad inicial del borde de entalla, generación de grieta de borde agudo, crecimiento estable, etc) un primer razonamiento, intuitivo desde el punto de vista físico, es examinar la evolución de la vibración natural de la probeta. Tras el impacto del péndulo, se producen una serie de ondas de presión que recorren la probeta a una velocidad aproximada de 5000 m/s (introducir cita bibliográfica). Atendiendo a las dos variables que definen un fenómeno oscilatorio: frecuencia y amplitud cabe hacer un análisis separado para cada una de ellas.

Frecuencia

Teniendo en cuenta que al aparecer una grieta de longitud apreciable, la distancia media recorrida por la onda de presión dentro de la probeta se reduce drásticamente, cabe esperar un aumento en el mismo sentido de la frecuencia de vibración registrada, por lo que se realizó un análisis en frecuencias del registro fuerza-tiempo. Para efectuar el mismo, se ha recurrido a las transformadas rápidas de Fourier, obtieniendose un espectro de frecuencias con su correspondiente amplitud (figura 3). En ninguno de los registros completos analizados se ha podido determinar con suficiente claridad pícos de vibración diferenciables del ruido de fondo del espectro, por lo que se optó por analizar el registro original fuerza-tiempo por secciones, con un total de puntos por sección que fuera potencia de 2, es decir, $2^n$, en donde n= 1, 2, 3.....etc, ya que es condición necesaria para aplicar esta transformada.
Este procedimiento de evaluación no nos permitió observar claramente la aparición de la frecuencia típica de vibración de la mitad de una charpy, ni obviamente determinar ningún punto atribuible al crecimiento estable de la fisura, por lo que se optó por abandonar definitivamente esta vía.

Amplitud

El segundo parámetro que define una onda es su amplitud. Mientras la probeta se encuentre en la región de comportamiento elástico se puede esperar un movimiento oscilatorio con un débil amortiguamiento. Una vez que la probeta (Charpy-V standard) comienza a deformarse, el amortiguamiento de la vibración ha de

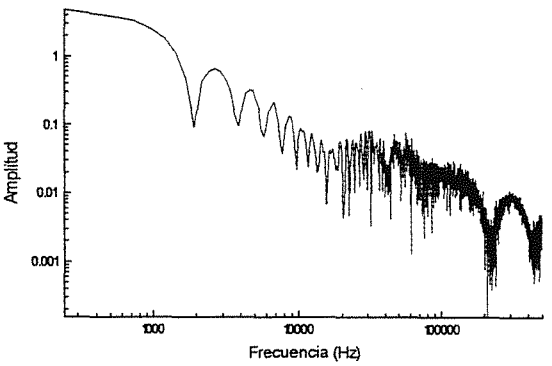



**Figura 3.** FFT de la señal original

acentuarse, decreciendo por lo tanto la amplitud de la onda. Si la probeta siguiera deformándose sin la aparición de una grieta, esta oscilación amortiguada continuaría hasta que la amplitud decreciera de forma exponencial aproximándose asintóticamente a cero.

Sin embargo, por la discontinuidad, con respecto a la geometría inicial, que supone la aparición de una grieta, la amplitud de vibración crece debido a la liberación de energía elástica en la creación de una fisura de borde agudo y la consiguiente aparición de 2 superficies libres de fractura.

En este punto y dependiendo de la temperatura de ensayo caben varios comportamientos: A) crecimiento estable de la fisura hasta la rotura final de la probeta (comportamientos frágiles). B) enromamiento del borde agudo creado, traducido por el consiguiente amortiguamiento por plasticidad de la nueva onda generada. El nuevo crecimiento de grieta hasta rotura ó hasta una nueva detención llevará asociado un incremento en la amplitud de oscilación, originado en la nueva liberación de energía asociada a la aparición de las dos superficies libres de fractura.

Un ejemplo de ambos comportamientos: frágil, con amortiguamiento y posterior incremento de la amplitud hasta rotura, y dúctil, con sucesivos enromamientos (detenciones) y crecimientos es el que se indica en la figura 4.

Desafortunadamente, este tipo de análisis no permite determinar cuantitativamente la progresión estable de la grieta, pues hay que tener en cuenta que el fenómeno oscilatorio descrito se propaga por el material a una velocidad determinada. El foco emisor, localizado en el borde de la grieta, se mueve a velocidad variable hacia la cabeza del martillo. Desde que se genera el pulso de rotura, hasta que éste llega al captador de fuerza situado en la cabeza

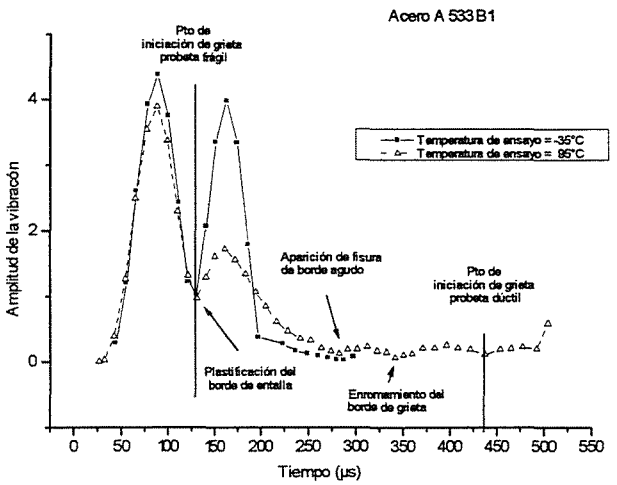



**Figura 4**. Comparación de comportamientos dúctil/frágil en un diagrama amplitud-tiempo

del martillo se produce un retraso que depende de la distancia relativa del foco al captador de fuerza, es decir de la longitud inicial de la grieta previa a su crecimiento hasta rotura. Como esta posición no es conocida con exactitud no es posible calcular el retraso y por consiguiente el instante de iniciación de crecimiento estable de la grieta.

No obstante, a pesar de no poder obtener datos cuantitativos acerca del crecimiento estable (instante de iniciación), si que es posible determinar cualitativamente en que zona del espectro se encuentra dicho fenómeno. Así por ejemplo, en las gráficas de la figura 5 para el acero A 533 B1, se aprecia que en el índice 223 se produce un mínimo en la amplitud. Según el tratamiento de la señal base por criterios de flexibilidad dicho instante ocurre en el índice 215, con lo que se detecta un retraso máximo de 8 µs. Este punto corresponde a una temperatura de 16 °C en donde la rotura tiene un carácter mixto ductil/frágil según la figura 1, es decir correspondiendo con la zona de transición. El pequeño retraso detectado señala que el borde de grieta había progresado de forma notable antes de su crecimiento final.

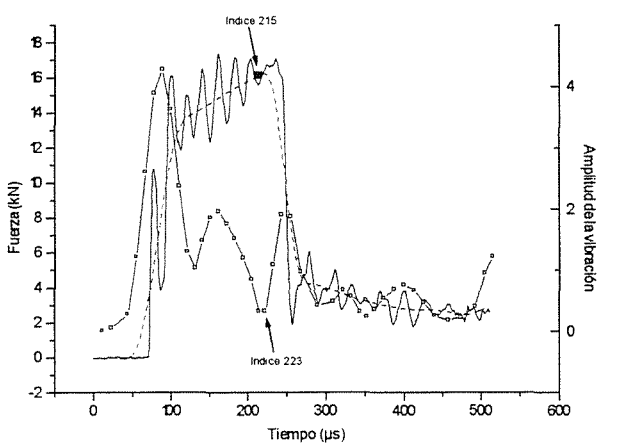



**Figura 5**. Comparación en la determinación del instante de iniciación según ambs criterios

La gráfica de la figura 6 obtenida a 95 °C señala un retraso de 83 µs, lo que en principio se puede esperar dado que a la temperatura señalada los fenómenos de plasticidad han de darse en mayor extensión, permitiendo que la iniciación del crecimiento ocurra cuando la probeta ha sufrido una importante cantidad de deformación plástica.

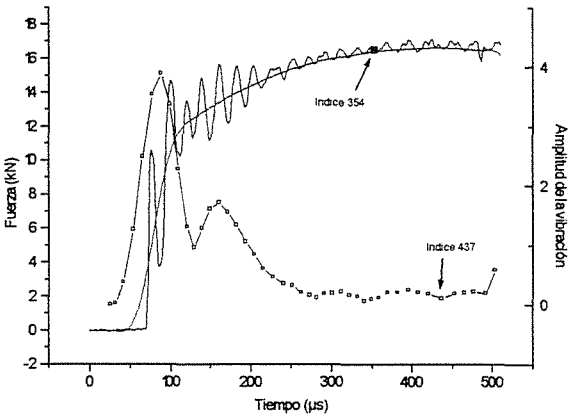



**Figura 6**. Comparación entre criterios para determinar instantes de iniciación

## Flexibilidad

La deteriminación de puntos críticos según criterios de flexibilidad ha sido comentada en trabajos anteriores, por lo que solamente se hará un breve comentario. Los valores de tenacidad calculados a partir de ensayos dinámicos y señalados en la figura 7 han sido comparados con valores de $K_{IC}$ obtenido a partir de los ensayos con probetas CT. Las curvas K-temperatura obtenidas son como las mostradas en la figura 7. Es notoria la gran concordancia observada entre los datos dinámicos (probetas Charpy-V y entalladas lateralmente) y los datos cuasi-estáticos (probetas CT) para el acero ASTM A 533 B1, comparables a datos encontrados por otros grupos de investigación [6] .

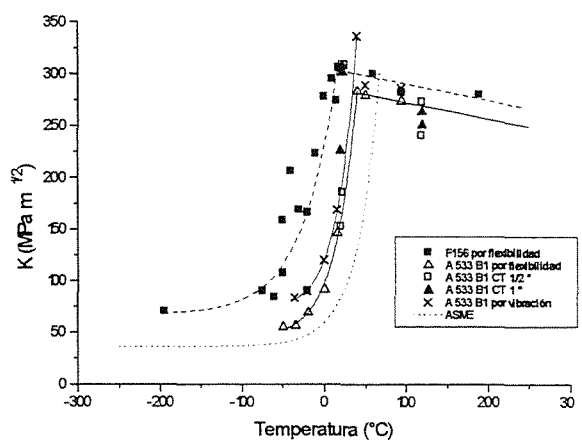



**Figura 7**. Tenacidad de fractura calculada en función de la temperatura según métodos empleados

La metodología desarrollada para análisis de amplitudes de vibración viene en apoyo de la determinación de puntos críticos a partir de cambios en la curva de flexibilidad, corroborando que los criterios allí empleados parecen suficientemente válidos. No obstante, es necesario profundizar en la posiblidad de determinar la longitud de grieta a partir del retraso encontrado en la señal, aunque en análisis preliminares parece difícil de conseguir debido a dos hechos: la velocidad de propagación de la onda de presión en el material y la velocidad de muestreo de la tarjeta empleada (1 μs). Teniendo en cuenta estos factores no es posible en principio obtener resolución más alla de 5 mm, aunque este dato deberá de ser contrastado por modelización numérica del ensayo por elementos finitos.

A la vista de los resultados, los criterios de análisis empleados apuntan su validez, según demuestra la gráfica de la figura 7. No obstante, es necesario aplicar la sistemática de análisis a otros materiales para verificar que el procedimiento de análisis no es específico de aceros. Tanto el software desarrollado como los criterios empleados parecen en consonancia con los valores de tenacidad real calculados ateniéndonos a la normas ASTM.

## CONCLUSIONES

Se ha diseñado una metodología de obtención de parámetros de mecánica de fractura a través de datos dinámicos como son los ensayos Charpy en péndulo instrumentado.

Esta sistemática de análisis conlleva una serie de ventajas:

- No necesita complicados mecanizados de probetas ni (con las debidas precauciones) prefisuración de las muestras a ensayar. Con la reducción de costes de mecanización y prefisuración que ello supone.

- Reduce de forma importante el tiempo requerido de ensayo (un ensayo Charpy es fácil y rápido de realizar) eliminando la posibilidad de exposiciones innecesarias cuando se trate con material irradiado

- Los resultados experimentales encontrados se aproximan con bastante exactitud a los encontrados en ensayos estáticos de tenacidad de fractura, por lo que se pueden obviar las correlaciones entre ensayos.

El procedimiento de análisis descrito ha permitido obtener parámetros propios de ensayos de tenacidad de fractura a partir de ensayos dinámicos mediante la determinación, en los registros Fuerza-tiempo de un péndulo instrumentado, de puntos críticos, que a través de un adecuado procesado y posterior análisis digital nos permiten obtener directamente tenacidades de fractura. En el ejemplo desarrollado en este trabajo se ha evaluado solamente dos aceros de uso común, que representa una pequeña parte de un estudio completo que afecta a materiales de características muy dispares como son latones, aleaciones de aluminio y aceros inoxidables, e incluso se pretende aplicarlo al caso de materiales compuestos. Los resultados y nuevos análisis a que den lugar serán objeto de futuros trabajos y publicaciones.

## REFERENCIAS

[1] J. Lapeña, F.J. Perosanz, J. Serrano "Reconstrucción de probetas Charpy: Estudio comparativo mediante péndulo instrumentado", Anales de Mecánica de Fractura, Vol 12. pág 419-425 (1995)

[2] J.F. Kalthoff, "On the measurement of dynamic fracture toughness - a review of recent work". International Journal of Fracture 27 (1985) pp. 277-298

[3] J. Lapeña, F. J. Perosanz y M. Serrano, "Análisis Comparativo de la Tenacidad de Fractura Estática y Dinámica de un acero ASTM A533 B" Anales de la Mecánica de la Fractura, Vol. 13, 160-165 (1996).

[4] A. Fabry, J. Van de Velde, " IAEA Specialists' Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation". ESPOO, Finlad, October 1995

[5] T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi, "Evaluation of dinamic fracture toughness parameters by instrumented Charpy impact test", Engineering Fracture Mechanics Vol 24, No. 5, pp. 773-782, 1986

[6] Kim Wallin, "Comparison of the scientific basis of russian and european approaches for evaluating irradiation effects in reactor pressure vessels". AMES Report no. 3. ESPOO, February 1995

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACION DE LA FRACTURA DE CHAPAS METALICAS EN TENSION PLANA

**A. Galarza, A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola y J. Gil Sevillano**

**Departamento de Materiales**
**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, C.E.I.T.**
**Apartado 1674, 20080 Donostia - San Sebastián**

**Resumen.** Este trabajo estudia la aplicabilidad del *trabajo específico esencial de fractura* como parámetro caracterizador de la rotura dúctil de una chapa metálica delgada de la aleación de aluminio 5182, bajo condiciones de tensión plana y plasticidad generalizada. Los resultados se comparan con los obtenidos para otros parámetros más tradicionales en la Mecánica de la Fractura, la integral $J$ y el desplazamiento crítico de apertura de grieta, *COD*. Se analiza la variación de dichos parámetros con el radio inicial de la punta de las entallas a partir de las cuales se generan las grietas.

**Abstract.** The present paper analyses the feasibility of the specific essential work of fracture as a fracture parameter for a thin sheet of 5182 Al-alloy, under plane-stress conditions and large-scale plasticity. The *specific essential work of fracture* is compared with more traditional parameters of Fracture Mechanics such as the $J$-integral and the crack opening displacement, *COD*. The influence of the initial notch tip radius on the value of these fracture parameters is also analysed.

## 1. INTRODUCCION

La aplicación de la Mecánica de la Fractura a situaciones de tensión plana y plasticidad generalizada es muy poco frecuente. Sin embargo, existe una posibilidad muy simple, basada en el concepto de *trabajo específico esencial de fractura* [1-3], de medir experimentalmente la tenacidad bajo tensión plana, que se utiliza preferentemente en la caracterización de polímeros y que, todavía, se ha utilizado sólo esporádicamente para la caracterización de chapas metálicas.

El *trabajo específico esencial de fractura* es la extrapolación a ligamento cero del trabajo específico de rotura de probetas de ligamento finito. Es la tenacidad (en términos de energía superficial) de propagación de una grieta bajo tensión plana. La gran ventaja de medir la tenacidad a través de esa extrapolación es la sencillez experimental, siempre que la iniciación de las grietas no requiera agrietamiento previo por fatiga. Es el caso de los polímeros o de las láminas muy delgadas de cualquier material, en donde la grieta puede nuclearse mediante un corte con una cuchilla afilada.

En las chapas metálicas de cierto espesor, la creación de una verdadera grieta mediante corte no es muy segura, en particular teniendo en cuenta la capacidad de endurecimiento por deformación de los metales. Sin embargo, existen aplicaciones de chapas metálicas en las que la resistencia a la rotura por desgarro es esencial. Este trabajo se orienta a estudiar la aplicabilidad de utilizar el trabajo específico esencial de fractura para caracterizar la rasgabilidad de una chapa de aleación Al-5182 (Al-4%Mg), utilizada para carrocería de automóviles y para tapas de fácil apertura de latas de bebidas o productos alimenticios.

## 2. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

Se han realizado ensayos de tracción a rotura con control de desplazamiento sobre tres series de probetas DENT (*double edge notch tension*), cuya geometría se describe en la Figura 1. Las probetas se obtuvieron a partir de chapa de la aleación de aluminio 5182, de 1.25 mm de espesor, $t$. La dirección de tracción coincide con la dirección de laminación de las chapas.

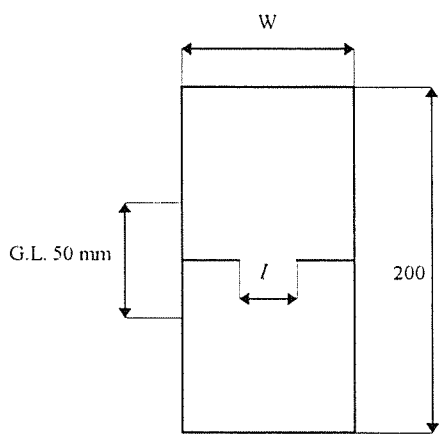



**Figura 1.** Geometría de las probetas DENT utilizadas.

La composición química y las propiedades mecánicas de la chapa se recogen en las Tablas 1 y 2 respectivamente.

| % | Mg | Si | Fe | Mn | Al |
|---|---|---|---|---|---|
| Peso | 4.374 | 0.156 | 0.328 | 0.292 | bal. |
| Cu | Cr | Ti | Zn | Pb | Bi |
| 0.023 | 0.032 | 0.01 | 0.009 | 0.001 | 0.004 |

**Tabla 1.** Composición química de la chapa utilizada.

| $E$ (MPa) | $\sigma_{0.2\%}$ (MPa) | $n$ | $r$ |
|---|---|---|---|
| 74 | 134 | 0.249 | 0.57 |

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas de la chapa utilizada.

Las probetas se entallan en todos los casos mediante electroerosión, radicando la diferencia entre las distintas series de probetas en el diferente radio de la punta de entalla, $r$. En la primera serie de probetas, dicho radio es de 0.50 mm, existiendo además una relación entre la anchura de la probeta, $W$, y la longitud inicial de ligamento, $l$, de tres a uno. La segunda serie de probetas presenta un radio de punta de entalla de 0.25 mm. Finalmente, en la tercera y última serie se crecen grietas de fatiga de aproximadamente 3 mm de longitud a partir de ambas entallas, mediante cargas oscilantes, siempre tractivas, de baja amplitud, alta frecuencia y alto número de ciclos, a fin de evitar en lo posible la aparición de plasticidad importante en los frentes de grieta con anterioridad al ensayo de tracción. Mediante la siguiente aproximación, válida bajo condiciones de deformación plana [4], es posible estimar la apertura del frente de grieta debida al enromamiento :

$$\delta = \frac{0.6K^2}{\sigma_0 E}\left[\frac{2}{\sqrt{3}}(1+\nu)(1+n)\frac{\sigma_0}{nE}\right]^n \qquad (1)$$

donde $\delta$ es el desplazamiento de apertura de la punta de grieta (CTOD) medido a 90° desde el frente de grieta, $K$ es el factor de intensidad de tensiones, $\sigma_0$ es el límite elástico, $E$ es el módulo de Young, $\nu$ es el coeficiente de Poisson y $n$ es el índice de endurecimiento del material. Aplicado al caso de las probetas de la Serie 3, se obtiene un radio medio ($r = \delta/2$) de 0.14 μm para las puntas de grietas crecidas por fatiga. Las probetas de las Series 2 y 3 presentan una anchura constante $W$ = 72 mm. En todos los casos, la longitud de las probetas es de 200 mm, y la longitud calibrada (apertura inicial de extensómetros) de 50 mm. La Tabla 3 muestra las diferentes longitudes de ligamento, $l$, utilizadas.

En todos los casos, se han ensayado dos probetas idénticas para cada longitud de ligamento y serie. Las dimensiones de las probetas se ajustan a las aconsejadas para el cálculo del *trabajo esencial específico de fractura*, $w_f$, es decir [2-3] :

$$3...5t \le l \le \min\left(\frac{W}{3}, 2r_p\right) \qquad (2)$$

donde $t$ es el espesor de la chapa, y $r_p$ el radio de la zona plástica de la punta de grieta. El objeto de estas condiciones es eliminar el efecto de los bordes de la probeta sobre el proceso de fractura, asegurar que todo el ligamento se encuentra bajo condiciones plásticas antes de que las grietas empiecen a propagarse, así como asegurar condiciones de tensión plana que no se cumplirían para espesores muy pequeños. El cálculo preliminar de $r_p$ se realiza a partir de la expresión [5]:

$$r_p = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_c}{\sigma_y}\right)^2 \qquad (3)$$

donde $\sigma_0$ es el límite elástico y $K_c$ es el factor de intensidad de tensiones crítico para condiciones de deformación plana. Se ha tomado como valor preliminar de $K_c$ el existente en la bibliografía para aleaciones de aluminio similares, 27 Mpa·m$^{1/2}$ [6], lo cual da lugar a valores de $r_p$ menores que los realmente producidos durante los ensayos.

| Serie No. | Longitud inicial de ligamento |
|---|---|
| 1 ($r$ = 0.5 mm) | 4, 8, 12, 18, 20 |
| 2 ($r$ = 0.25 mm) | 4, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24 |
| 3 ($r$ = 0.14 μm) | 9, 12, 15, 18, 21 |

**Tabla 3.** Longitudes iniciales de ligamento para cada una de las series ensayadas (mm).

Los ensayos se han realizado bajo control de desplazamiento, con una velocidad de cruceta constante de 0.1 mm/min ($\dot{\varepsilon} \cong 10^{-3}$ s$^{-1}$), a fin de conseguir un crecimiento estable y lento de grieta (condiciones cuasiestáticas). A lo largo de cada ensayo se obtiene una serie de fotografías en las cuales es posible apreciar la evolución de las grietas hasta que convergen y dan lugar a la rotura final.

## 2.1. Cálculo del trabajo esencial específico de fractura.

Para cada una de las tres series de probetas, el trabajo esencial específico de fractura, $w_e$, se calcula de acuerdo con el método propuesto por Atkins y Mai [1]. Para cada probeta, se define el trabajo específico de fractura $w_f$ como el valor del trabajo total de fractura (área total bajo la curva *carga-desplazamiento*) dividido entre el área inicial del ligamento, $l \cdot t$. En la Figura 2 se muestran dichas curvas (las figuras siguientes, mostradas a modo de ejemplo, corresponden a los ensayos realizados sobre probetas de la Serie 3: r = 0.14 μm). Representando los valores de $w_f$ frente a la longitud de ligamento, $l$, se obtiene una línea recta, cuya intersección con el eje de

ordenadas determina el valor del trabajo esencial específico, $w_e$, como se muestra en la Figura 3.

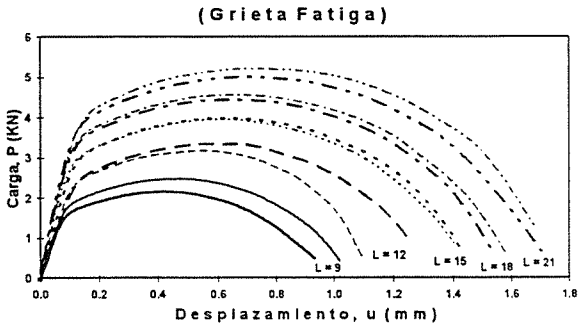



**Figura 2.** Curvas *carga-desplazamiento* obtenidas para las probetas de la Serie 3.

2.2. Cálculo del valor crítico de la integral *J*.

El concepto de la integral *J* pierde su sentido físico en los casos de crecimiento estable y apreciable de grieta con fluencia generalizada, como es el de fractura a tensión de probetas DENT de chapa delgada. Sin embargo, se ha calculado un valor crítico de inicio de propagación, $J_c$, que conceptualmente coincide con el trabajo específico esencial de fractura. Para ello se ha aplicado la definición propuesta por Begley y Landes [7].

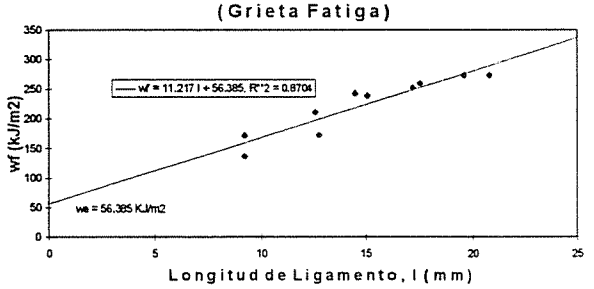



**Figura 3.** Variación del trabajo específico de fractura con la longitud inicial de ligamento, para probetas de la Serie 3.

Se define el parámetro *J* mediante la siguiente expresión :

$$J = -\frac{1}{t}\left(\frac{\partial W}{\partial a}\right)_{u=cte} \qquad (4)$$

donde $u$ es el desplazamiento, $a$ es la longitud de grieta, y $W$ el trabajo realizado por la carga $P$. Para calcular los valores de *J* partimos de las curvas *carga-desplazamiento* de los ensayos de tracción de probetas DENT, como las representadas en la Figura 2. A partir de dichas curvas, se calculan los trabajos a desplazamiento $u$ = cte., para cada una de las probetas, como el área bajo las curvas hasta un determinado valor de dicho desplazamiento, $u$. A su vez, es posible obtener la evolución de la longitud de las grietas a partir de las fotografías tomadas durante el ensayo.

Las Figuras 4a y 4b muestran dos ejemplos de dichas fotografías, tomadas durante el ensayo de una probeta de ligamento inicial $l$ = 21 mm, preagrietada por fatiga.

**Figura 4a.** Probeta con longitud inicial de ligamento *l* de 21 mm, antes de comenzar el ensayo de tracción.

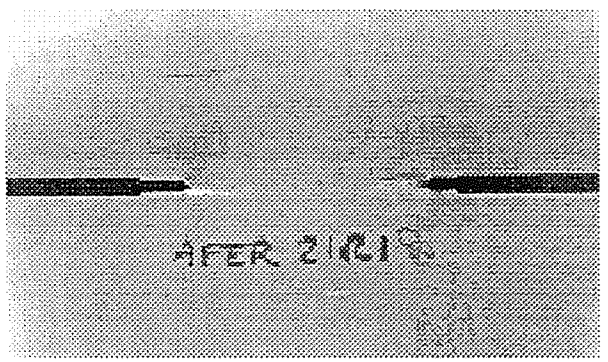


**Figura 4b.** Probeta con longitud inicial de ligamento *l* de 21 mm, 983 seg. después del inicio del ensayo.

Se define el incremento de longitud de grieta, *ia*, como la suma de las proyecciones sobre la línea del ligamento del incremento de longitud de las grietas surgidas a partir de ambas entallas (o grietas de fatiga). De esta forma, es posible trazar las curvas *trabajo-incremento de longitud de grieta*, como las mostradas en la Figura 5.

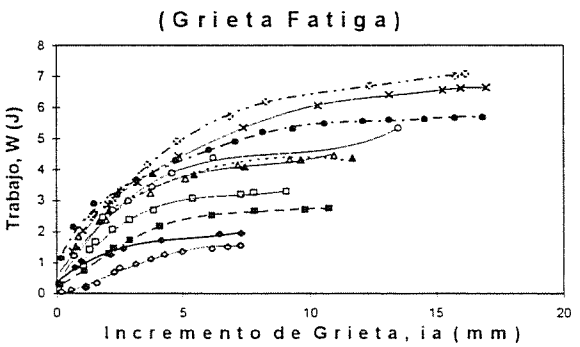



**Figura 5.** Curvas *trabajo-incremento de longitud de grieta* correspondientes a las probetas de la Serie 3.

Posteriormente, se obtienen las curvas *trabajo-longitud de grieta*, como las mostradas en la Figura 6. La longitud de grieta, $a$, se corresponde con la suma

del incremento de longitud de grieta, *ia*, más la longitud inicial de grieta, $a_o$. Esta longitud inicial consiste en la diferencia entre la anchura de probeta, *W*, y la longitud inicial de ligamento, *l*.

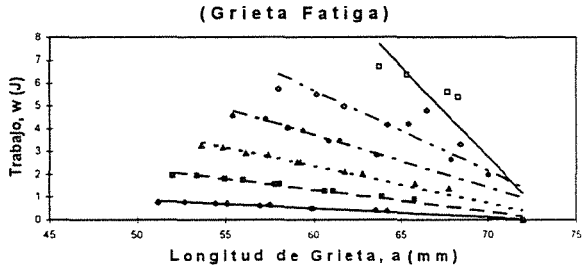



**Figura 6.** Rectas *trabajo-longitud de grieta* para desplazamientos constantes, correspondientes a la Serie 3.

Sobre estas gráficas es posible trazar líneas rectas correspondientes a cada uno de los valores elegidos de desplazamiento, *u*. Las pendientes de estas rectas, con signo opuesto y divididas entre el espesor de la chapa, *t*, constituyen los valores de *J*. Finalmente, se trazan las curvas de propagación *J-incremento de longitud de grieta*. En el caso de la Serie 3, en que la propagación de las grietas tiene lugar a partir de las entallas preagrietadas por fatiga, los valores de incremento de longitud de grieta, *ia*, medidos a partir de las fotografías, llevan incluído el efecto del enromamiento de la punta de grieta de fatiga, por lo que se trazan sobre la misma gráfica la curva de enromamiento y la recta *ia* = *CODc*, como se muestra en la Figura 7. En los otros dos casos, las mediciones no se ven afectadas por el enromamiento.

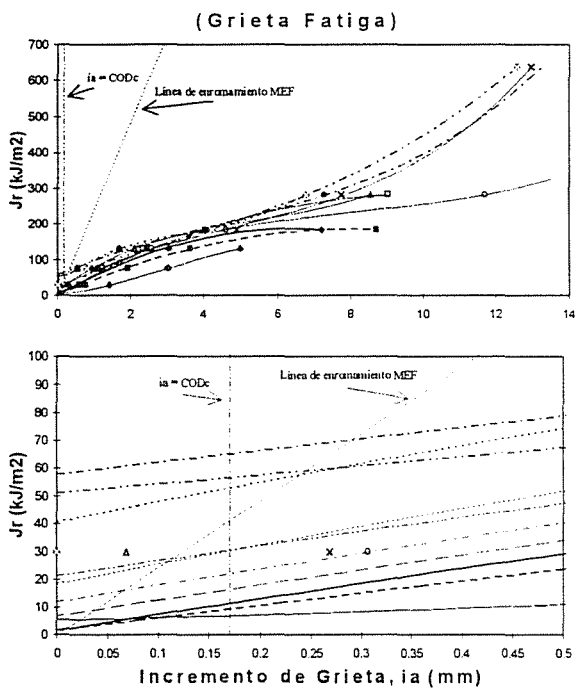



**Figura 7.** Variación de *J* con el incremento de longitud de grieta, *ia*, correspondiente a las probetas de la Serie 3.

La curva de enromamiento que se ha empleado es la obtenida mediante un análisis de elementos finitos (v. 2.4):

$$J\,(\mathrm{kJ/m^2}) = 241.28\ \delta\,(\mathrm{mm}) \qquad (5)$$

donde $\delta$ = *ia* (dos grietas). Para cada probeta de la Serie 3, el valor crítico de *J* vendrá dado por la intersección de su curva bien con la línea de enromamiento o con la recta *ia* = *CODc*, lo que da lugar a resultados similares como se muestra en la Tabla 4. Para las Series 1 y 2, será la intersección con el eje de ordenadas (*ia* = 0). Se toma como valor crítico $J_c$ la media de los valores críticos correspondientes a las probetas de cada serie, pues no se observa una dependencia clara de dicho valor con respecto al ligamento inicial, *l*, observación corroborada por otros autores [8].

## 2.3. Cálculo de la apertura crítica de desplazamiento del frente de entalla, *CODc*.

Se realiza también a partir de mediciones efectuadas sobre las fotografías obtenidas durante los ensayos. La apertura de desplazamiento de entalla considerada es la correspondiente a la existente en el frente inicial de entalla, a 45° a cada lado de la línea original del ligamento. Es posible construir las curvas apertura de entalla, *CO*, frente a incremento de longitud de grieta, *ia*, como se muestra en la Figura 8. El valor crítico de apertura, *COc*, para cada probeta se define como la intersección de la curva correspondiente con el eje de ordenadas (*ia* = 0). Se toma nuevamente como valor crítico de la apertura de desplazamiento, *CODc*, la media de los valores correspondientes a las probetas de cada una de las series, menos la apertura inicial de entalla en cada caso (es decir, 2*r*).

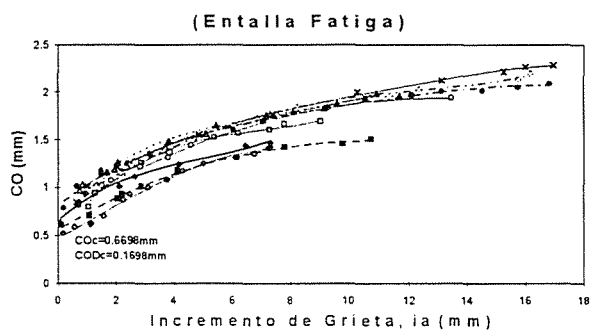



**Figura 8.** Variación de la apertura de entalla con el incremento de longitud de grieta, correspondiente a la Serie 3.

## 2.4. Simulación mediante elementos finitos.

Se ha realizado una simulación tridimensional mediante el método de elementos finitos (MEF) del proceso de deformación elastoplástico que tiene lugar en las probetas de radios de entalla 0.25 y 0.50 mm,

desde el inicio del ensayo (control por desplazamiento) hasta un desplazamiento $u$ = 1.2 $u(Pmáx)$, siendo $u(Pmáx)$ el desplazamiento correspondiente al máximo de carga obtenido a partir de los registros de ensayos reales de tracción. Se han utilizado los módulos GEOSTAR y NSTAR, para gran deformación y plasticidad, del programa COSMOS/M. Por razones de simetría, sólo es necesario simular un octavo de probeta. Al material se le ha obligado a seguir la curva tensión-deformación obtenida de un ensayo uniaxial de tracción convencional. El objetivo de esta simulación ha sido estudiar la situación en que se hallan los ligamentos de probetas de radio de entalla diferente, pero igual longitud inicial de ligamento, en el momento en que se produce el inicio del crecimiento de grieta.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados experimentales, para cada una de las series ensayadas, se recogen en la Tabla 4. Es necesario señalar la linealidad existente en todos los casos al representar el trabajo específico de fractura, $w_f$, frente a la longitud inicial de ligamento, $l$.

| AL5182 | $w_f$ (kJ/m$^2$) | $J_c$ (kJ/m$^2$) | $CODc$ (mm) |
|---|---|---|---|
| Grieta Fatiga | 56.38±53.07 | 27.53±17.42<br>30.13±15.16 | 0.17±0.09 |
| r = 0.25 mm | 81.50±9.81 | 100.27±16.07 | 0.76±0.17 |
| r = 0.5 mm | 140.59±60.11 | 170 | ------ |

Tabla 4. Resultados experimentales de los ensayos de tracción a rotura sobre probetas DENT de diferente radio inicial de entalla (intervalos para el 95% de confianza).

A la vista de los resultados, se observa que los distintos parámetros de fractura, $w_f$, $J_c$ y $CODc$, crecen significativamente a medida que lo hace el radio inicial de entalla, $r$.

En la Figura 9 se aprecia el estado de tensiones de Von Mises existente en el ligamento de dos probetas de $l$ = 18 mm con radios diferentes de entalla, en el punto de la simulación mediante elementos finitos cuyo desplazamiento coincide con la iniciación de la propagación observada experimentalmente.

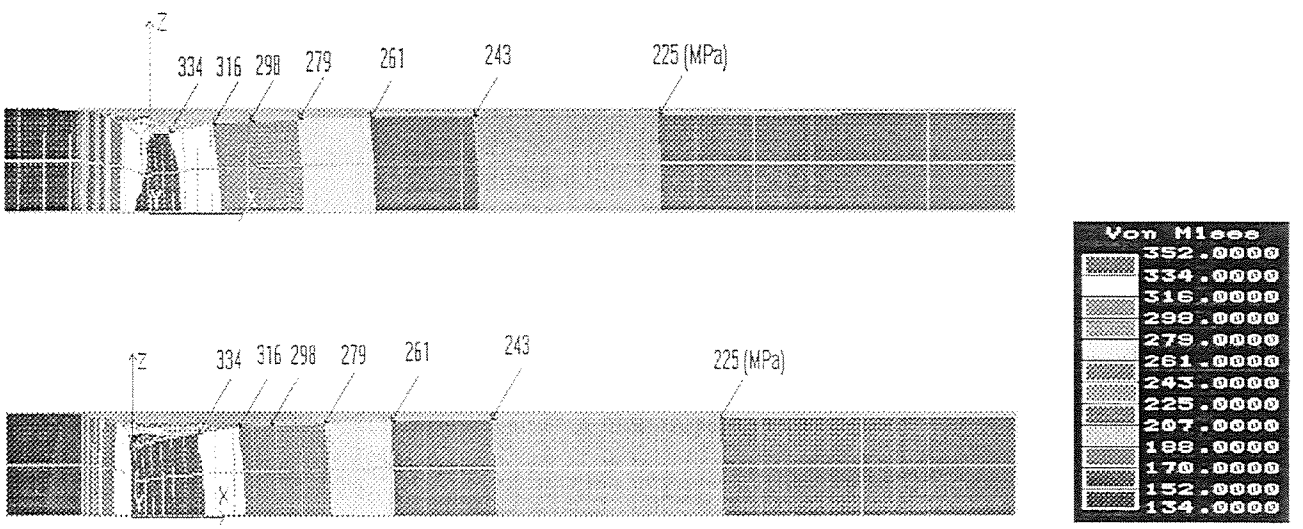



Figura 9. Estado de tensiones en el ligamento de una probeta DENT de longitud de ligamento l = 18 mm para el desplazamiento experimental de iniciación de propagación de grieta. (a) r = 0.25 mm. (b) r = 0.50 mm.

La menor concentración de tensiones generada en la punta de las entallas de mayor radio conduce a una plasticidad más extendida en el ligamento de la probeta, en el momento en que se inicia la propagación. Durante la propagación, la grieta atraviesa materiales "diferentes" en función del radio inicial de entalla. En la figura, el eje Z es perpendicular al plano de la chapa, mientras que el eje X sigue la dirección del ligamento. El origen de coordenadas se sitúa en la posición inicial de la punta de entalla. La deformación y estricción que se observan en las zonas cercanas a las puntas de entalla no están ampliadas en las figuras.

Es posible establecer una relación lineal entre el valor del trabajo esencial específico, $w_f$, obtenido para cada una de las series y el cuadrado del radio inicial de entalla, $r^2$ (Figura 10), pero, evidentemente, con los ensayos realizados no se puede garantizar la validez de esa relación.

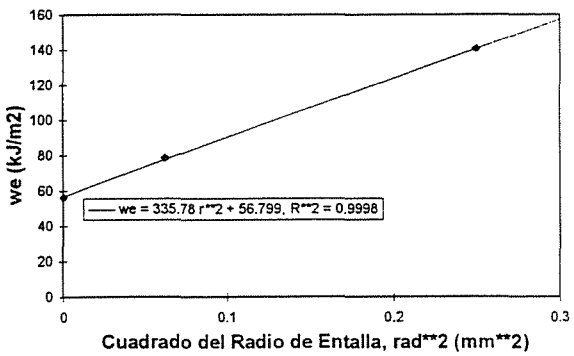



**Figura 10.** Variación de $w_e$ con el cuadrado del radio inicial de entalla, $r^2$.

Por lo que respecta a la integral $J$, en el caso de producirse alguna descarga en un material elastoplástico real, la hipótesis de que la energía (en teoría, elástica no lineal) liberada durante el crecimiento de grieta es utilizada exclusivamente en el proceso de fractura pierde su sentido. Así, una $J$ medida a través de registros *carga-desplazamiento* representará la energía consumida en la fractura más la energía empleada en deformaciones plásticas en el cuerpo de la probeta [9]. Ello explica que los valores de $J_c$ sean mayores que los de $w_e$ cuanto más generalizada sea la plasticidad (mayor $r$), pues el trabajo plástico consumido en el exterior de la zona de proceso es eliminado durante la obtención de este segundo parámetro. La Figura 11 muestra la comparación entre $w_e$ y $J_c$ para los diferentes radios iniciales de entalla.

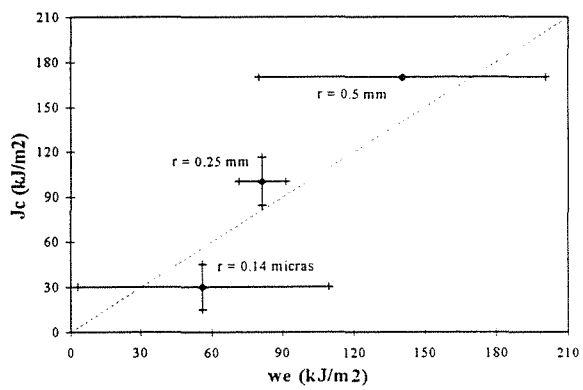



**Figura 11.** Comparación entre los valores obtenidos para el trabajo específico esencial de fractura y Jc.

## 4. CONCLUSIONES

1. La medida de la tenacidad de chapas metálicas mediante el trabajo específico esencial de fractura conduce a valores similares a los que se obtienen de la medida de la integral $J_c$, de inicio de propagación, y con una precisión también similar.
2. La medida es muy sensible al radio inicial de la entalla, es decir, la iniciación de la grieta, en este material fuertemente endurecible, perturba la medida de la tenacidad de propagación.
3. El uso de probetas preagrietadas por fatiga se puede evitar midiendo $w_e$ con al menos dos series de probetas entalladas con dos radios diferentes de entalla y extrapolando a radio de entalla nulo.

## AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado dentro del Proyecto Human Capital and Mobility CHRX - CT93 - 0387 "Study of the Influence of Strain Localization on Formability and Fracture of Metals". A. Galarza agradece la beca recibida de la Fundación EITE - Centros Tecnológicos.

## REFERENCIAS

[1] Atkins A.G. y Mai Y.W., "Elastic and Plastic Fracture: Metals, Polymers, Ceramics, Composites, Biological Materials" (Ed. Horwood E. y Wiley J.) pp. 298-316, Ellis Horwood Limited, Chichester, U.K. (1985).

[2] Hashemi, S., "Plane-Stress Fracture of Polycarbonate Films", J. Mater. Sci. 28, pp. 6178-6184 (1993).

[3] Keustermans J.P., Marchal Y. y Delannay F., "On the Testing of the Elasto-Plastic Cracking Resistance of Thin Plates", Proceedings of the 10th Biennial European Conference on Fracture ECF10, Vol.1, pp. 261-267, Berlín, Alemania (1994) European Structural Integrity Society.

[4] McMeeking R.M., "Finite Deformation Analysis of Crack-Tip Opening in Elastic-Plastic Materials and Implications for Fracture", J. Mech. Phys. Solids, 25, pp. 357-381 (1977).

[5] Riedel, H., "Fracture Mechanisms", en Materials Science and Technology, A Comprehensive Treatment" (Ed. Cahn R.W., Haasen P. y Kramer E.J.) Vol.6, p. 617, VCH, Weinheim, Alemania (1993).

[6] Bray, J.W., "Aluminum Mill and Engineered Wrought Products", en ASM Handbook, Vol. 2, p. 60, Handbook Committee, ASM International, EE.UU. (1990).

[7] Hodgkinson J.M. y Williams J.G., "J and Gc analysis of the tearing of a highly ductile polymer", J. Mater. Sci. 16, pp. 50-56 (1981).

[8] Gordon J.R. y Jones R.L., "The effect of specimen size on the J R-curve behaviour of a titanium alloy", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 12, No. 4, pp. 295-308 (1989).

[9] Atkins A.G. y Mai Y.W., "Elastic and Plastic Fracture: Metals, Polymers, Ceramics, Composites, Biological Materials (Ed. Horwood E. y Wiley J.) pp. 357-360, Ellis Horwood Limited, Chichester, U.K. (1985).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PARÁMETROS QUE CARACTERIZAN LA FRACTURA DÚCTIL EN ACEROS DE BAJO CONTENIDO DE CARBONO

Monsalve A. (*), Galarza A. (**), Gutiérrez I.(**), Urcola J.J.(**)
(*) Departamento de Ingeniería Metalúrgica. Facultad de Ingeniería. Universidad de Santiago de Chile. Casilla 10233. Santiago de Chile.
(**) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, Apartado 1555, San Sebastián, España.

**Resumen.** En la búsqueda de parámetros significativos que sean capaces de describir convenientemente la fractura de materiales dúctiles, se evaluaron el trabajo esencial específico de fractura (tanto en modo I como en modo III) y la integral J. Los materiales empleados fueron tres tipos de aceros de bajo contenido de carbono y una aleación de aluminio del tipo 5052, usada normalmente para la fabricación de envases. El objetivo último de este trabajo es lograr cuantificar la resistencia a la apertura de tapas. Se concluyó que dada la gran facilidad de cálculo, el trabajo esencial específico de fractura parece ser el parámetro más útil en la cuantificación de la facilidad de fractura en este tipo de materiales, siendo el valor de $J_{IC}$ en cambio, de difícil cálculo aparte de presentar una gran desviación en sus valores. Se realizó paralelamente, a través de una modificación de las ecuaciones de Mai y Cotterell, una modelización de la fractura en modo III sobre estos materiales, pudiéndose así cuantificar de manera precisa la influencia de las diversas variables sobre la resistencia a la fractura.

**Abstract.** In the search for significative parameters that can be able to describe succesfully the fracture of ductile materials, the essential specific work of fracture (in Modes I and III) and J integral have been evaluated. Three types of low carbon steels and one aluminium alloy, type 5052, normally used in the can industry, were used. The objective of this work is to asses the quantification of the opening resistance of cans. It was concluded that, based on the simplicity of its calculations and the low standard desviation, the essential specific work of fracture seems to be the most useful parameter for the quantification of the fracture resistance in these kind of materials. $J_{IC}$ for other side, is difficult in the evaluation, also having a great dispersion in their values. At the same time, a model of mode III fracture process was carried out over these materials (by a modification of Mai&Cotterell equations). This model provided a precise technique to quantify the influence of the variables on the fracture resistance.

## 1.- INTRODUCCION

Una gran parte de las aplicaciones de los aceros de bajo contenido de carbono la constituye el sector de los envases, donde destaca el denominado bote de fácil apertura (EOE), en el que una de las propiedades determinantes de la calidad del producto final consiste en la facilidad de rasgadura. En este sentido es importante caracterizar la resistencia a este modo de fractura (Modo III) a través de un parámetro de fácil cálculo que, en este trabajo se plantea que puede ser el trabajo esencial específico de fractura $w_e$ ($KJ/m^2$). Otro parámetro de interés puede ser la integral J que ha sido calculada en este trabajo en Modo I.

En aquellas situaciones de materiales muy dúctiles en que la fractura ocurre con grandes deformaciones plásticas y en condiciones de tensión plana, la tenacidad depende del espesor de la probeta ensayada [1-2]. El factor crítico de intensidad de tensiones $K_{IC}$, deja de tener validez y es por esto necesario definir nuevos parámetros capaces de caracterizar la fractura dúctil que ocurre en estas situaciones.

Experimentalmente se demuestra en este trabajo la ventaja de utilizar el trabajo esencial específico de fractura como parámetro capaz de caracterizar convenientemente la facilidad a fractura dúctil de los materiales estudiados. Esto puede ser de utilidad si se piensa en ensayos que son necesarios de hacer en

planta, donde se requiere rapidez en la elaboración de resultados.

## 2.- EXPERIMENTAL

Se ensayaron los aceros que se indican en la Tabla 1.

Tabla 1. Aceros estudiados.

| | %C | %Mn | %Si | %P | %Al | %N | Espesor (μm) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| D | 0.05 | 0.26 | 0.007 | 0.015 | 0.038 | 0.0040 | 218 |
| E | 0.009 | 0.28 | 0.009 | 0.013 | 0.023 | 0.0034 | 302 |

La composición del aluminio estudiado corresponde a la del tipo 5052, es decir, con un 2.5% de Mg. Elespesor usado fue de 257 (μm).

Para la evaluación del trabajo esencial específico de fractura en modo I se utilizaron probetas DENT (Double-Edge Notched Tension), tal como se ilustra en la Figura 1.

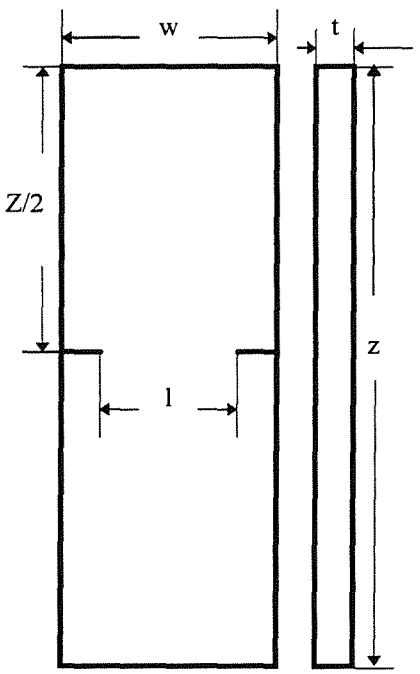



Figura 1. Esquema de las probetas DENT utilizadas para la determinación de parámetros en Modo I.

La determinación de las dimensiones de las probetas se ha hecho en base a las tres consideraciones siguientes [3], en que l es la longitud del ligamento, w el ancho y t el espesor de la probeta:

a) para asegurar condiciones de tensión plana, debe cumplirse que:

$$3t \le l \tag{1}$$

b) para asegurar que la deformación en el ligamento no se vea afectada por fenómenos de borde, debe cumplirse que

$$l \le w/3 \tag{2}$$

c) para lograr fluencia plástica en toda la extensión del ligamento antes que ocurra la fractura debe cumplirse que:

$$l \le 2r_p \tag{3}$$

El valor de $r_p$ se obtiene como resultado de la aplicación de la mecánica lineal de la fractura como:

$$r_p = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 \tag{4}$$

en que $K_{IC}$ es una primera estimación de la tenacidad a la fractura y $\sigma_y$ corresponde al límite elástico. Las tres condiciones anteriores se pueden resumir en:

$$3t \le l \le min(w/3, 2r_p) \tag{5}$$

Tras las consideraciones anteriores se ensayaron probetas de 24 mm de ancho y longitudes de ligamento de 2,5,6,8 y 10 mm. Los espesores de los materiales utilizados se muestran en la Tabla 1.

Puede demostrarse que, en este caso, la expresión para el trabajo esencial específico de fractura es:

$$w_f = \frac{W_f}{lt} = w_e + \beta w_p l \tag{6}$$

en que $W_f$ es el trabajo total de fractura, $w_f$ es el trabajo específico de fractura, $w_p$ es el trabajo plástico de fractura, β es un factor geométrico y $w_e$ es el trabajo esencial específico de fractura. Como se sabe, [4-5], $w_p$ está relacionado con el trabajo plástico realizado lejos de la zona de proceso en tanto que $w_e$ corresponde al trabajo realizado en la zona de proceso y que está directamente relacionado con la fractura.

El procedimiento experimental seguido en el caso de las probetas DENT consistió en:

a) Obtención del registro carga-desplazamiento, a partir de un ensayo de tracción realizado sobre estas probetas;

b) Cálculo de la energía total absorbida en la fractura a partir del registro anterior (área bajo la curva);
c) Representación de la energía específica absorbida en la fractura frente a la longitud de ligamento;
d) Obtención del trabajo esencial específico de fractura en Modo I a partir del intercepto con el origen de la recta anterior.

Para la evaluación de $J_{IC}$ se siguió un procedimiento más complejo:

a) Obtención de la energía absorbida por cada probeta para distintas extensiones de la grieta;
b) Representación de la energía absorbida frente al incremento de grieta.
c) Obtención de $J_{IC}$ como el valor de la pendiente en el origen de la curva anterior, dado que [6]:

$$J_{IC} = \frac{1}{t}\left(\frac{\partial W}{\partial \Delta a}\right)_{\Delta a \to 0} \qquad (7)$$

en que W representa la energía absorbida para cada incremento de grieta Δa.

En cuanto a las probetas usadas para la determinación del trabajo esencial específico de fractura en Modo III, en las Figuras 2 y 3 se muestra un esquema de ésta.

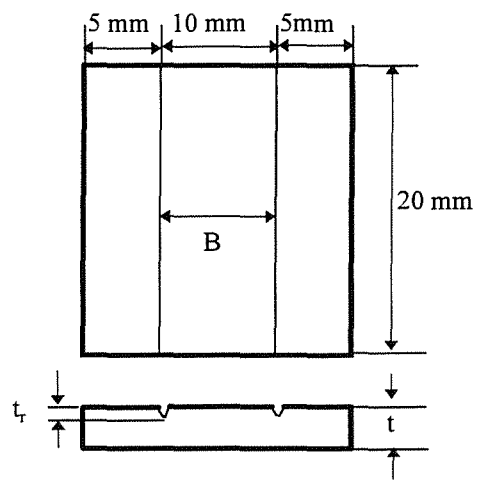



Figura 2. Esquema de la probeta utilizada para la determinación del trabajo específico de fractura.

Las dos líneas verticales delgadas a 5 mm de cada borde, corresponden a sendas entallas fabricadas sobre el material a través de una compresión llevada a cabo sobre la superficie de la chapa con ayuda de dispositivos apropiados [7]. Tras la fabricación de las entallas se realiza un ensayo en el que se rasga el material registrándose la fuerza necesaria para producir la rasgadura, de acuerdo a lo que se muestra en la Figura 3.

Se aprecian en estas figuras las propiedades geométricas que son inherentes del proceso: B el espaciado entre entallas, ρ el radio de curvatura, s el ancho de la región deformada plásticamente alrededor de la entalla, que se utiliza para definir el parámetro α a través de la ecuación:

$$s = \alpha t_r \qquad (8)$$

en que $t_r$ es el espesor residual, ver Figura 3.

Se puede demostrar que en este caso la fuerza necesaria para producir la rasgadura de la probeta se puede calcular a través de la relación:

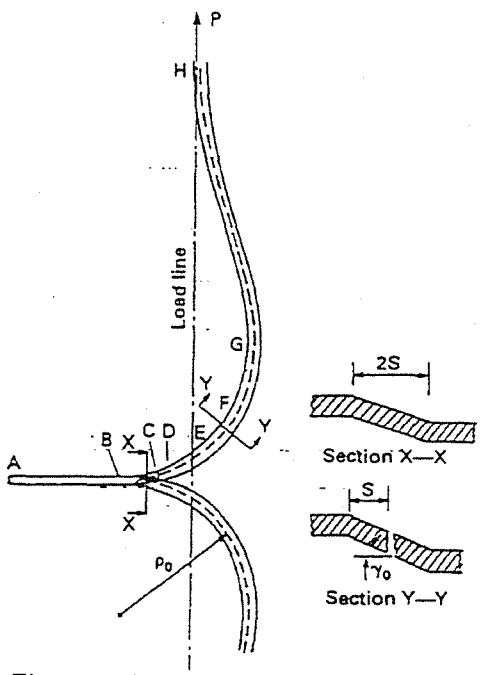



Figura 3.- Esquema del ensayo de rasgadura.

$$F = W_1 + (W_2 + W_3)\, t_r \qquad (9)$$

en que $W_1$ corresponde al trabajo invertido en doblar la chapa y está dado por:

$$W_1 = \frac{\sigma_0 t^{n+2}}{(n+1)(n+2)} \frac{B}{\rho^{n+1}} \qquad (10)$$

en que $\sigma_0$ y n son los parámetros de la ecuación de Hollomon, $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$.

$W_2$ corresponde al trabajo de deformación plástica realizado a ambos de la entalla sobre una región de ancho s y que está dado por:

$$W_2 = \frac{4\alpha\sigma_0\left[(\gamma_r+\gamma_e)^{n+1}-\gamma_e^{n+1}\right]}{(n+1)3^{\frac{n+1}{2}}}t_r \qquad (11)$$

$\gamma_r$ corresponde a la deformación introducida al material al producirse la rasgadura; $\gamma_e$ a su vez corresponde a la deformación introducida al material al fabricar la entalla; $\alpha$ está definido a través de la ecuación [8].

Finalmente, $W_3$ es el trabajo invertido en generar las dos superficies de la grieta y viene dado por:

$$W_3 = \frac{\sigma_0(\gamma_r+\gamma_e)^n}{3^{\frac{n+1}{2}}}t_r \qquad (12)$$

Tanto $W_2$ como $W_3$, están relacionados con la fractura, por lo que la suma de ambos recibe el nombre de trabajo específico esencial de fractura. La ecuación [9] puede reescribirse como:

$$F = W_1 + \left(\frac{4\alpha\sigma_0\left[(\gamma_r+\gamma_e)^{n+1}-\gamma_e^{n+1}\right]}{(n+1)3^{\frac{n+1}{2}}} + \frac{\sigma_0(\gamma_r+\gamma_e)^n}{3^{\frac{n+1}{2}}}\right)t_r^2 \qquad (13)$$

De la ecuación [13] se deduce que al realizar una serie de ensayos de rasgadura, la correlación entre la fuerza necesaria para producir la rasgadura y el cuadrado del espesor residual debe ser una línea recta cuya ordenada al origen corresponde al trabajo necesario para curvar la chapa y cuya pendiente está relacionada con el trabajo esencial específico de fractura.

El procedimiento experimental seguido en este caso para la evaluación de $w_{IIIe}$ fue:

a) Obtención de la carga de rasgadura para probetas de distinto espesor residual;
b) Representación de la carga de rasgadura frente al cuadrado del espesor residual ;
c) Obtención del trabajo esencial específico de fractura a partir de la pendiente de la curva anterior.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

En las Figuras 4, 5 y 6 se muestran los resultados del trabajo específico de fractura frente a la longitud del ligamento para cada uno de los materiales ensayados.

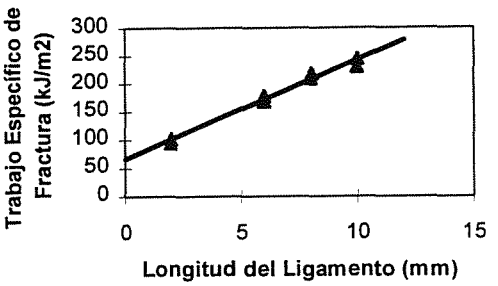



Figura 4.- Trabajo Específico de Fractura frente a Longitud de Ligamento para el acero D.

De la lectura del intercepto con el eje vertical, se obtiene, de acuerdo a la ecuación [6], el valor del trabajo esencial específico de fractura. En la Tabla 2, se resumen los valores encontrados para este parámetro en los tres materiales estudiados.

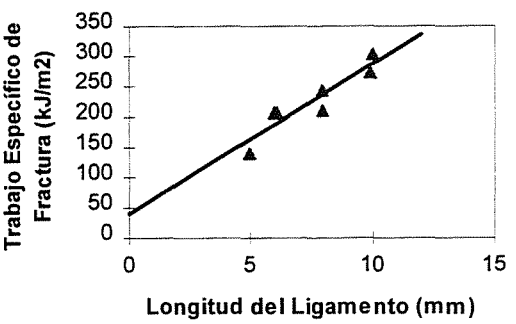



Figura 5. Trabajo Específico de Fractura frente a Longitud de Ligamento para el acero E.

Tabla 2. Valores medidos del Trabajo Esencial Específico de Fractura ($KJ/m^2$).

| Acero D | Acero E | Aluminio |
|---|---|---|
| 66.9 | 40.5 | 22.3 |

Estos valores concuerdan con los valores de fuerza observados en los ensayos de tracción llevados a cabo sobre cada material.

En cuanto a la determinación de $J_{IC}$, se trazaron las curvas trabajo de fractura frente al incremento de grieta. Para esto se efectuó un respaldo fotográfico del avance del ensayo, pudiendo leerse la extensión de la grieta a partir de cada fotografía, simplemente con la ayuda de un procesador de imágenes.

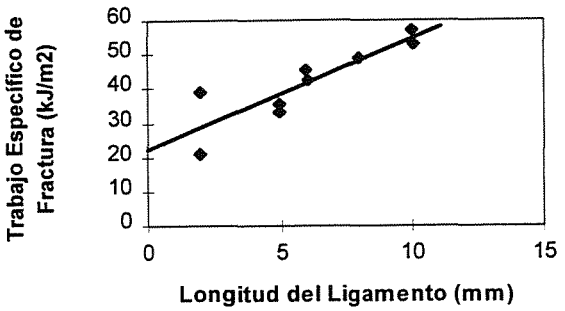



Figura 6. Trabajo Específico de Fractura frente a Longitud de Ligamento para el aluminio.

En general se obtienen curvas como la que se representan en las Figuras 7 y 8. De acuerdo con la ecuación [7], $J_{IC}$ corresponderá a la pendiente de esta curva, en el origen. Los resultados para los dos aceros ensayados se muestran en la Tabla 3. El caso del aluminio, no se incluye, debido a que presenta una fractura repentina, siendo difícil realizar un seguimiento de este material.

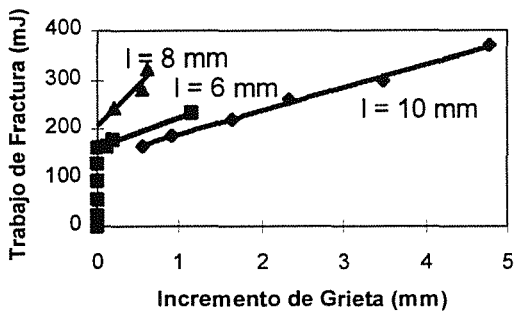



Figura 7.- Curvas de trabajo de fractura frente a incremento de grieta para acero D.

Pese a que claramente los valores de carga de fractura son diferentes para cada material, como se desprende de las observaciones experimentales, los valores de J obtenidos son iguales.

Tabla 3. Valores de $J_{IC}$ obtenidos. ($KJ/m^2$)

| Acero D | Acero E |
|---|---|
| 244 | 244 |

Como se aprecia, no es sencillo ni directo el cálculo de $J_{IC}$ en comparación con el trabajo esencial específico de fractura. Esto hace que, desde el punto de vista experimental sea más apropiado evaluar $w_{1e}$ que $J_{IC}$.

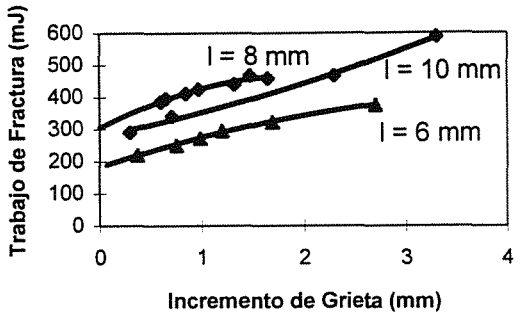



Figura 8.- Curvas de trabajo de fractura frente a incremento de grieta para acero E.

Por otro lado, en relación a la precisión con que se pueden calcular cada uno de ellos, el valor de $J_{IC}$ presenta en todos los casos mayor desviación que $w_{1e}$, de donde es posible deducir que, para este tipo de materiales y en el presente caso, el trabajo esencial específico de fractura es una herramienta con mayor sentido práctico que la integral J.

En cuanto a los valores obtenidos para el trabajo esencial específico de fractura en Modo III, se han trazado las curvas de carga de rasgadura frente al espesor residual, que de acuerdo a la ecuación [13], permite encontrar el valor de $w_{IIIe}$ a partir del término de segundo grado de la curva de ajuste. En las Figuras 9, 10 y 11 se muestran algunas de las curvas halladas para los materiales estudiados y en la Tabla 4, se muestran los resultados hallados para $w_{IIIe}$.

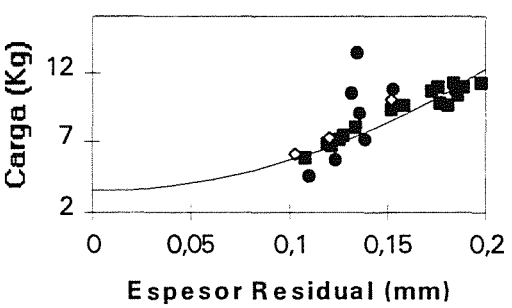



Figura 9.- Curva carga de rasgadura frente a espesor para el acero D.

Se han ensayado tres distancias entre entallas: 10, 20 y 30 mm. Los resultados de la carga de rasgadura obtenidos para los tres tipos de probetas se muestran en las figuras anteriores, donde se ha dibujado además el ajuste correspondiente a un ancho entre entallas de 10 mm. A partir de los ajustes es posible hallar el valor del trabajo esencial específico de fractura, que se muestra en

la Tabla 4, en la que se ha promediado el valor obtenido para las tres distancias entre entallas.

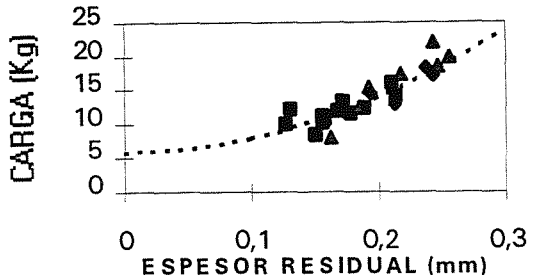



Figura 10.- Curva carga de rasgadura frente a espesor para el acero E.

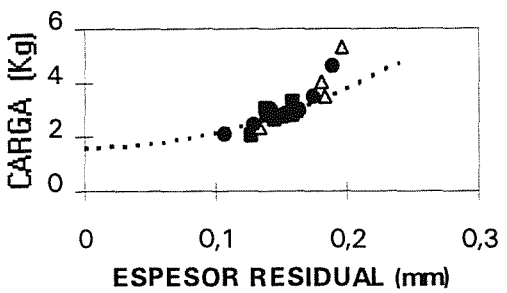



Figura 11.- Curva carga de rasgadura frente a espesor para el aluminio.

Tabla 4. Valores del trabajo específico de fractura.

| | $W_{IIIe}$ (KJ/m$^2$) | Espesor (mm) | $W_{IIIe}$ (KJ/m$^2$) | $w_{IIIe}/w_{Ie}$ |
|---|---|---|---|---|
| **Acero D** | 3175.8t | 0.218 | 692 | 10.3 |
| **Acero E** | 2307.5t | 0.302 | 693 | 17.1 |
| **Aluminio** | 579.5t | 0.257 | 149 | 6.7 |

Como se aprecia en la tabla anterior, los valores de trabajo esencial específico de fractura dependen del espesor de la probeta ensayada. La segunda columna se obtiene a partir del término de segundo grado de los ajustes, simplemente multiplicando por el factor 9.8. Llama la atención el que el trabajo esencial específico de fractura sea mayor en Modo III que en Modo I. Esto se puede apreciar a partir de la última columna de la Tabla 4, donde se muestra el cociente entre ambos parámetros. Como se ve, el trabajo esencial específico de fractura en Modo III es, entre 7 y 17 veces mayor que el correspondiente a Modo I. Esto está de acuerdo a lo reportado por otros autores [4-5]. También debe destacarse que en el caso de aluminio es cuando se obtienen los menores valores para este parámetro, tanto en Modo I como en Modo III, lo que a su vez está de acuerdo con la observación experimental de que las menores cargas de rasgadura corresponden precisamente al aluminio.

## 4. CONCLUSIONES

El trabajo esencial específico de fractura en Modo I se muestra como un parámetro fácil y rápido de evaluar, por lo que parece ser mejor indicador que la integral J de la facilidad de rasgadura para los materiales ensayados.

En Modo III el cálculo del trabajo esencial específico de fractura requiere de algún trabajo más laborioso en comparación con el Modo I. No se dispone de información concerniente al cálculo de la integral J para este tipo de materiales en Modo III.

Los valores de trabajo esencial específico de fractura calculados en Modo III son mayores que en Modo I, lo que está de acuerdo con lo informado por otros autores [4-5].

## 5. REFERENCIAS

[1] Broeck D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3rd Ed. M.N. Pub, 1982.

[2] Knott J.F., Fundamentals of Fracture Mechanics, London , Butterworths, 1973.

[3] Hashemi S., Plane-stress fracture of polycarbonate films, J. of Materials Science, 1993, p. 6178-6184.

[4] Mai Y.W., On the plane-stress essential Fracture Work in plastic failure of ductile materials, Int. J. Mech.Sci., N°12, 1993, p.995-1005.

[5] Mai Y.W., Cotterell B., On the essential work of ductile fracture polymers, Int. J. of Fracture, Vol. 32, 1986, p. 105-125.

[6] Monsalve A., Tesis Doctoral, San Sebastián, 1996.

[7] Monsalve A., Petite M.M., Gutiérrez I., Urcola J.J. "Estudio y Simulación, mediante ensayos de rasgadura, del modo de apertura de tapas denominadas "de fácil apertura", XI Encuentro del Grupo Español de Fractura, San Sebastián, 1994.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DEL CIERRE DE GRIETA EN FATIGA.

**Belén Moreno*, José Zapatero* y José Pascual***

***Departamento de Ingeniería Civil de Materiales y Fabricación**
**E.T.S.I.I. de Málaga. Plaza del Ejido s/n. 29013 Málaga**

**Resumen.** El concepto de cierre de grieta, introducido por Elber, es fundamental a la hora de abordar procesos de crecimiento de grieta en fatiga. La medición de las cargas o tensiones que producen el cierre, es una tarea compleja que necesita de técnicas de gran sensibilidad, para poder determinar la variación de comportamiento que se produce al pasar de la situación de grieta parcialmente cerrada a completamente abierta. En el trabajo que se presenta se mide la tensión de cierre mediante extensometría, utilizando en los ensayos probetas CT y la aleación de aluminio AL-2024-T351. Se han comparado distintos criterios utilizados en la determinación de la carga de cierre, encontrándose grandes diferencias entre ellos, y se propone un proceso diferencial para la determinación de la carga de cierre, obteniéndose unos resultados con una dispersión muy pequeña.

**Abstract.** The concept of crack closure, introduced by Elber, it is fundamental in order to approach processes of crack growth in fatigue. The measurement of the loads or tensions that produce the close, it is a complex task that needs of techniques of great sensibility, for determine the behaviour variation that is produced upon going from the crack situation partially closed to thoroughly opened. In this paper is measured the crack closure load through strain gage, using in the test CT specimen and the aluminium alloy 2024-T351. They have been compared different criteria used in the determination of the closure load, being found large differences between them, and is proposed a differential process for the determination of the closure load, being obtained some results with a very small dispersion.

## 1. INTRODUCCIÓN

El incremento en la longitud de grieta en elementos sometidos a cargas cíclicas, está relacionado con la carga que se aplica a la grieta cuando esta está completamente abierta. Está comprobado que debido a distintos mecanismos se producen ciertas tensiones residuales que impiden o favorecen la apertura de las superficies de grieta. Si estas tensiones residuales son de compresión, parte de la carga de tracción aplicada se empleará en vencer las tensiones residuales, no produciendo crecimiento, siendo la carga remanente a partir de la apertura total de la grieta, la que produce el crecimiento de la grieta. Este concepto denominado de cierre de grieta, fue primeramente introducido por Elber [1], asumiendo que la grieta está parcialmente cerrada durante el ciclo de carga. La carga a partir de la cual la grieta comienza a cerrarse, es la denominada carga de cierre de grieta ($P_{cl}$). La parte de los rangos de carga, tensión o factor de intensidad de tensiones aplicados, que producen el crecimiento de una grieta son denominados efectivos, definiéndose como : $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{cl}$, donde $K_{cl}$ es el factor de intensidad de tensiones cuando la grieta está completamente abierta.

Se suele utilizar la relación $U=\Delta K_{ef}/\Delta K$ como medida de la tensión de cierre. Se han propuesto gran cantidad de relaciones empíricas [2-5], para muy diversos materiales, que obtienen el valor de U en función de R ($P_{min}/P_{max}$). A partir de la expresión de U, se puede obtener una relación entre tensión de

cierre ($S_{cl}$), tensión máxima aplicada en cada ciclo ($S_{cl}$) y R :

$$S_{cl} = S_{max}(1 - U(1 - R)) \quad (1)$$

El conocimiento y determinación de una forma precisa de la carga o tensión que produce el cierre de la grieta, es pues fundamental a la hora de predecir el crecimiento en fenómenos de fatiga.

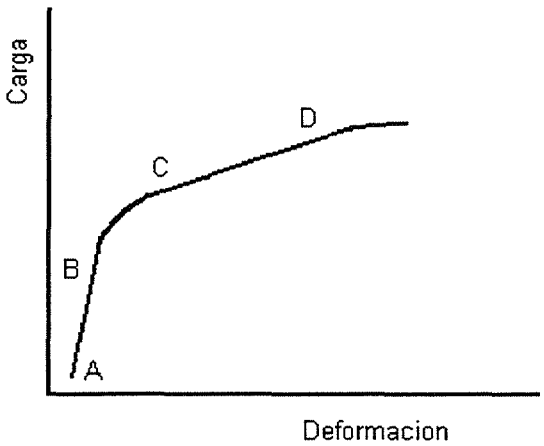



**Fig. 1.** Diagrama típico carga-deformación para una probeta agrietada

La mayoría de los métodos para la determinación de la tensión de cierre, se basan en determinar el cambio de flexibilidad del elemento al pasar de la grieta completamente. abierta a parcialmente abierta, o viceversa. Un trazado típico de la carga frente a la deformación de un elemento con una grieta se muestra en la Fig. 1, como se observa se pueden distinguir varias regiones que reflejan el distinto comportamiento por el que va pasando el material en un ciclo de carga. En la región AB, la grieta está totalmente cerrada y el comportamiento es elástico lineal, entre los puntos CD, la grieta está completamente abierta y el comportamiento es lineal, aunque con mayor flexibilidad debido a la existencia de la grieta, en la última zona de la curva puede aparecer plasticidad produciéndose un aumento de la flexibilidad. La carga de cierre se relaciona con el punto C de la curva, luego el problema se presenta en la determinación de forma fiable del cambio de pendiente producido en ese punto.

Son varios los métodos experimentales que han sido utilizados para la medición de la tensión de cierre, Básicamente se pueden distinguir los que miden la flexibilidad mediante métodos ópticos, o mediante extensómetros, tipo COD o mediante la colocación directa de galgas extensiométricas sobre la superficie del elemento. En la Fig. 2, se representa una probeta CT, en la que se esquematiza la colocación de las galgas, extensómetros y demás accesorios de medida. Dentro de los medios extensiométricos la colocación de la galga en la cara posterior de la probeta, en probetas CT, obtiene una gran sensibilidad en la medición [6].

Los valores medidos por los distintos autores muestran grandes diferencias y dispersión, obteniéndose incluso datos contradictorios [7]. En el trabajo que se presenta, se mide la tensión de cierre, utilizando una aleación de aluminio, mediante la colocación de galgas extensiométricas en la cara posterior de la probeta, se analizan distintas técnicas que actualmente existen en la literatura, para la determinación de la tensión de cierre a partir del comportamiento carga-deformación, comparandose los resultados obtenidos con ellas, y se propone un proceso diferencial para la determinación de la carga de cierre, obteniéndose unos resultados con una dispersión muy pequeña.

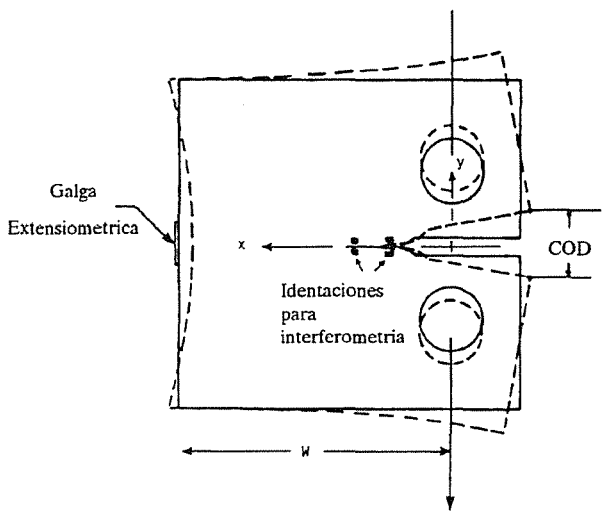



**Fig. 2.** Esquema de la colocación de extensómetros, e identaciones para las distintas técnicas de medida.

## 2. EQUIPO Y MATERIAL UTILIZADO

La experimentación se ha realizado sobre la aleación de aluminio Al-2024-T351, las probetas utilizadas han sido del tipo 'Compact Tension' (CT), con W=50 mm y 12 mm de espesor, siendo realizados los ensayos con una máquina servohidráulica de lazo cerrado a una frecuencia de 10 Hz. El preagrietado de las probetas hasta obtener una longitud de 5 mm se ha realizado a 10 Hz con una carga de 2000 N de amplitud y 3000 N de valor medio. El control de la longitud de grieta se ha realizado ópticamente. Para medir la deformación se utiliza una galga de 3.2 mm con compensación de temperatura, colocada en la cara posterior de la probeta. La frecuencia de muestreo fue

de 2000 Hz. Tanto la carga como la deformación, son filtrados analógicamente antes de que sean recogidos por el sistema de adquisición de datos. Posteriormente son filtrados digitalmente a 50 Hz paso bajo.

Se realizaron diversos ensayos con valores de R entre 0.1 y 0.33, utilizando en todos los casos carga mínima de 1000 N.

## 3. RESULTADOS

En la figura 3 se representa un lazo completo carga-deformación de los obtenidos en los ensayos. Aparentemente no se observa cambio de comportamiento para bajos valores de la carga, se necesita por tanto de algún proceso que sea capaz de detectar con sensibilidad suficiente, el cambio de comportamiento, debido al cierre y apertura de la grieta.

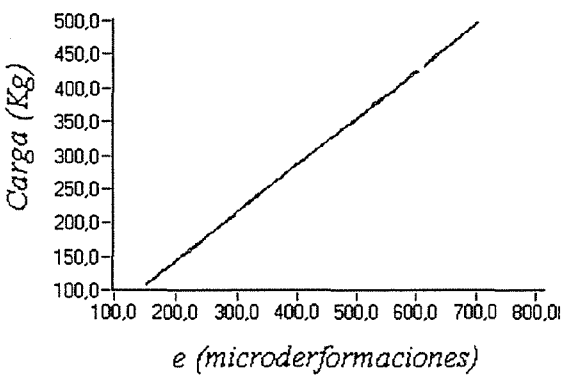



**Fig. 3.** Trazado carga-deformación medido en los ensayos

Ritchie [8] propone un procedimiento que consiste en determinar el segmento de la gráfica para el cual el ajuste de una recta por mínimos cuadrados produce el máximo coeficiente de correlación. Dicho coeficiente se calcula para el proceso de descarga, partiendo de un punto de la zona alta de la curva y con un número inicial de puntos, se calcula la recta de correlación añadiendo un nuevo punto en cada iteración. El coeficiente de correlación aumenta a medida que aumenta el segmento ajustado hasta un valor de carga a partir del cual disminuye. Dicho valor de la carga correspondería a la carga de cierre. Sin embargo los resultados así obtenidos dependen, como ya comprobó Alison [9], del punto en el que comience el ajuste y de la longitud inicial del segmento a ajustar. En función del valor elegido para estos parámetros puede ocurrir que el factor de correlación calculado sea siempre decreciente, obteniéndose como valor de carga de cierre la más alta primera considerada, o siempre creciente obteniéndose la carga mínima como tensión de cierre. En la tabla 1 se resumen algunos de estos resultados que ponen además de manifiesto la gran dispersión de resultados obtenidos.

**Tabla 1.** Influencia de la elección de los parámetros en la obtención de $P_{cl}$, en el método de correlación máxima.

| Orden punto de inicio | Nº de puntos iniciales | $P_{cl}$ |
|---|---|---|
| 0 | 15 | 192 |
| 15 | 15 | 283 |
| 15 | 10 | 415 |
| 18 | 15 | 291 |

Los datos de la tabla anterior están obtenidos solamente para un ciclo de carga, de donde se pone de manifiesto la poca fiabilidad de éste método.

Diversos autores proponen comparar la curva experimental (P-e) con una recta carga-deformación elástica (P-e'), donde dicha deformación elástica se obtiene multiplicando el valor de la carga por una constante de proporcionalidad $e' = K \cdot P$.

Los autores proponen tomar $K=(de/dt)/(dp/dt)$, donde la constante K se calcula promediando el valor de las derivadas temporales para valores de $P$ y $e$ entre el 25 y el 85% del rango. En la figura 4, se representa un trazado $P-(e-e')$ donde se observa claramente el cambio de comportamiento. Para valores de carga medios la diferencia de deformaciones es constante (aproximadamente vertical), la rama inferior que se despega hacia la derecha muestra el comportamiento cuando la grieta está totalmente cerrada. Para valores altos de carga (por encima del punto D en la figura 1) dicha diferencia $(e-e')$ muestra que la deformación cambia nuevamente de pendiente.

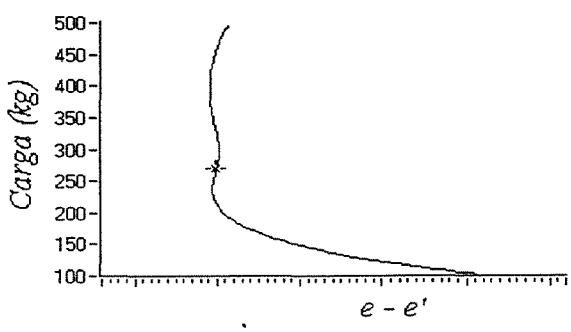
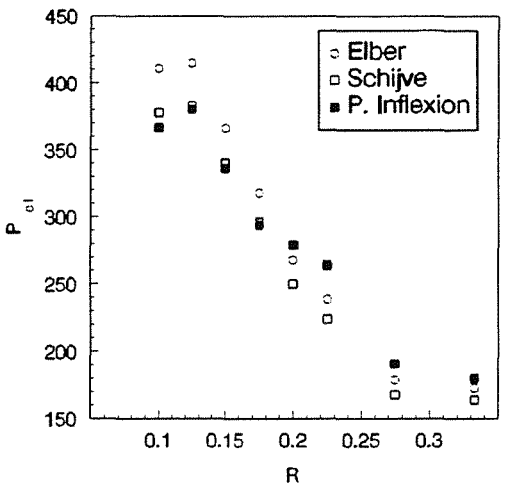



**Fig. 4.** Curva $P-(e-e')$ donde se marca el punto de inflexión correspondiente a la $P_{cl}$

Coincidiendo con los resultados obtenidos por otros autores [10,11] la parte vertical no es una línea recta sino que tiene forma de S, el cambio de curvatura en el punto de inflexión marca cuando la flexibilidad comienza a disminuir al comenzar a cerrarse la grieta. El punto de inflexión de esta curva puede tomarse como valor de la carga de cierre.




Las cargas de cierre son calculadas mediante el método propuesto y se comprueba que en este caso el intervalo de carga y deformación adoptados para calcular la constante de proporcionalidad y con ella los valores de *e-e'* tiene muy poca influencia en el calculo del punto de inflexión .

En la figura 5 se muestran los valores medios obtenidos con el método propuesto y los estimados por Elber y Schijve para este mismo material. Como se ve los valores calculados siguen la misma tendencia que la de estos alzando valores muy similares. En la tabla 2 se representan para distintos valores de R la media y desviación estándar ( $\sigma$ ) sobre 30 ciclos de carga. Las desviaciones estándar, como se muestra en la tabla, son inferiores al 6 %. En el método de máxima correlación se han elegido los parámetros de ajuste, en cada caso, que producen las dispersiones mínimas, aún así, entre el 10 % y el 30 % de los valores calculados son superiores a la media en más de un 40 %. Las desviaciones standard que se muestran en la tabla, son obtenidos una vez eliminados estos valores que se separan de la media. Las dispersiones con el método propuesto son sensiblemente mejores que las obtenidas con el de máxima correlación, sobre todo a medida que R aumenta.

## 4. CONCLUSIONES

El método propuesto muestra una gran sensibilidad en la determinación de las cargas de cierre. Obtiene la carga de cierre de elementos agrietados, incluso donde el cambio de flexibilidad producida por la apertura de grieta es muy pequeña, con dispersiones muy bajas, siendo un método seguro para la determinación de la tensiones de cierre.

**Tabla 2.** Valores de la carga de cierre y desviación estándar, para distintos valores de R y distintos métodos de obtención.

| R | Método | $P_{cl}$ | $\sigma$ |
|---|---|---|---|
| 0.1 | Ref. [1] | 411 | |
| | Ref. [2] | 378 | |
| | Met.Propuesto | 367 | 13 |
| | Max.Correlación | 421 | 17 |
| 0.125 | Ref. [1] | 415 | |
| | Ref. [2] | 383 | |
| | Met.Propuesto | 381 | 16 |
| | Max.Correlación | 440 | 12 |
| 0.175 | Ref. [1] | 318 | |
| | Ref. [2] | 296 | |
| | Met.Propuesto | 295 | 14 |
| | Max.Correlación | 330 | 15 |
| 0.2 | Ref. [1] | 268 | |
| | Ref. [2] | 250 | |
| | Met.Propuesto | 279 | 7 |
| | Max.Correlación | 306 | 18 |
| 0.225 | Ref. [1] | 239 | |
| | Ref. [2] | 224 | |
| | Met.Propuesto | 263 | 6 |
| | Max.Correlación | 284 | 16 |
| 0.275 | Ref. [1] | 178 | |
| | Ref. [2] | 168 | |
| | Met.Propuesto | 191 | 6 |
| | Max.Correlación | 160 | 24 |
| 0.333 | Ref. [1] | 173 | |
| | Ref. [2] | 164 | |
| | Met.Propuesto | 180 | 10 |
| | Max.Correlación | 142 | 16 |

Los valores calculados son muy similares a los obtenidos por Elber y Schijve, no obstante seria necesario comprobar con valores de R superiores a 0.33, que es el máximo valor que se ha utilizado. También habría que comprobar la validez para otros materiales.

El método de la máxima correlación, presenta grandes dispersiones, estando además muy influenciado por la elección del número de puntos a ajustar. Este método, se muestra poco eficaz para casos en los que el cambio

de flexibilidad es muy pequeño, como son los casos estudiados.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica (DGICYT) la financiación aportada para la realización de este trabajo (PB94-1189-C02).

## 6. BIBLIOGRAFÍA

[1] Elber W., "The significance of fatigue crack closure in fatigue", ASTM STP 486 (1971).

[2] Schijve J., "Some formulas for crack opening stress level", Engng Fracture Mech.14,461-465 (1981).

[3] Bachmann V. y Munz D., "Crack closure in fatigue of titanium alloy", Int J. Fracture11,713-716 (1975).

[4] Chand S. y Garg S. B. L., "Crack propagation under constant amplitude loading". Engng Fracture Mech. 21, 1-30 (1985)

[5] Bell P. D. y Crager M.,"Crack growth analysis for arbitrary specimen loading. AFFDL-TR-74-129 (1974).

[6] Allison J. E., Ku R. C. y Pompetzki M. A., " A comparison of measurement methods and numerical procedures for the experimental characterization of fatigue crack closure", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 171-185 (1988).

[8] Hertzberg, R. W., Newton C. H. y Jaccard R., "Crack closure correlation and confusion", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 139-148 (1988).

[9] Ritchie R. O., Yu W. Holm D. K. y Blom A. F., "Development of fatigue crack closure with the extension of long and short cracks in aluminum alloy 2124: a comparison of experimental and numerical results", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 300-316 (1988).

[10] Chen D. H. y Nisitani H., "Analytical and experimental study of crack closure behavior based on an S-Shaped unloading curve", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 475-488 (1988).

[11] Nakamura H. y Kobayashi H., " Analysis of fatigue crack closure caused by asperities using the modified Dugdale model", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 459-474 (1988).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FISURACION DEL HORMIGON POR DESLIZAMIENTO DE BARRAS CORRUGADAS EN PIEZAS DE HORMIGON ARMADO

**B. Tork, J. Gálvez, J. Planas, M. Elices**

**Universidad Politécnica de Madrid (UPM)**
**Departamento de Ciencia de Materiales**
**E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid**

**Resumen:** Este trabajo es resumen de una investigación en curso sobre la propagación de grietas en piezas de hormigón con una barra de acero corrugada embebida solicitada a tracción. Se presentan los resultados correspondientes a probetas con tres recubrimientos de hormigón distintos y dos diámetros de barra. Las probetas ensayadas han presentado una importante pérdida de rigidez por fisuración del hormigón y la aparición de las grietas radiales y transversales es prácticamente simultánea.

**Abstract**: This paper is a summary of an ongoing research project to study crack growth in concrete specimens with a embedded steel bar subjected to tension. The tests have been developed for three concrete covers and two bar diameters. A very important decrease in specimen stiffness is observed upon first cracking. Cracking is seen to occur simultaneously in the radial and transverse directions.

## 1. INTRODUCCION

El hormigón es un material que trabaja bien a compresión y mal a tracción, por lo que se arma con barras de acero en las zonas solicitadas a tracción; este material se conoce como hormigón armado. Para que el hormigón armado trabaje de forma óptima, es preciso que el hormigón se fisure para que el acero entre en carga, lo que conlleva fenómenos de deslizamiento relativo entre la barra de acero y el hormigón que la rodea. El deslizamiento relativo entre la barra de acero y el hormigón provoca la fisuración radial del hormigón debido a la existencia de resaltos en la barra (corrugas) [1 y 2], de acuerdo con lo que se observa en la Figura 1.

La ley tensión de adherencia-deslizamiento relativo entre la barra de acero y el hormigón que la rodea está relacionada con el fenómeno de fisuración radial del hormigón en torno a la barra. El conocimiento de estas leyes es importante para determinar la longitud de anclaje de las barras, la longitud de solapo entre barras y en general para optimizar la geometría de las barras y el diseño de las zonas de anclaje [3]. Con este fin se ha constituido el Comité TC 147 FMB (Fracture Mechanics to Anchorage and Bond) de la RILEM. En este trabajo se presentan los resultados experimentales del "Round Robin Analysis and Test on Bond" [4] convocado por este Comité para estudiar la propagación de grietas en una pieza de hormigón armado con una barra embebida, al traccionar la barra (Figura 2).

## 2. DESCRIPCION DE LAS PROBETAS

Se han confeccionado probetas en 3 amasadas de hormigón. La geometría de las probetas se presenta en la Figura 2 y sus dimensiones en la *Tabla 1*.

El hormigón se ha confeccionado con árido silíceo de diámetro máximo 10 mm, cemento Portland II-Z/35A, suministrado a granel para garantizar la homogeneidad, y una relación agua/cemento 0.52. La dosificación de las amasadas se detalla en la *Tabla 2*. El hormigón se vibró 12 segundos en mesa vibradora. El asiento medio del cono de Abrams para las 3 amasadas fue 80 mm aproximadamente. Las probetas fueron hormigonadas

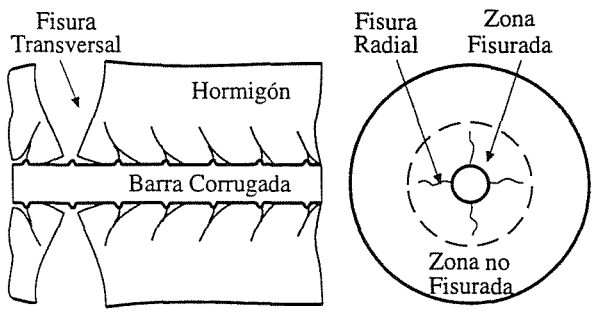



**Figura 1.** Fenómeno de agrietamiento por deslizamiento de una barra en el interior del hormigón.

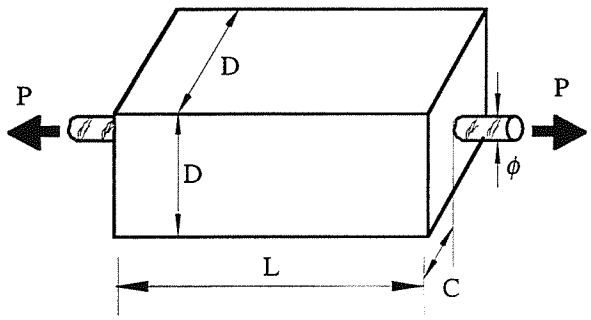
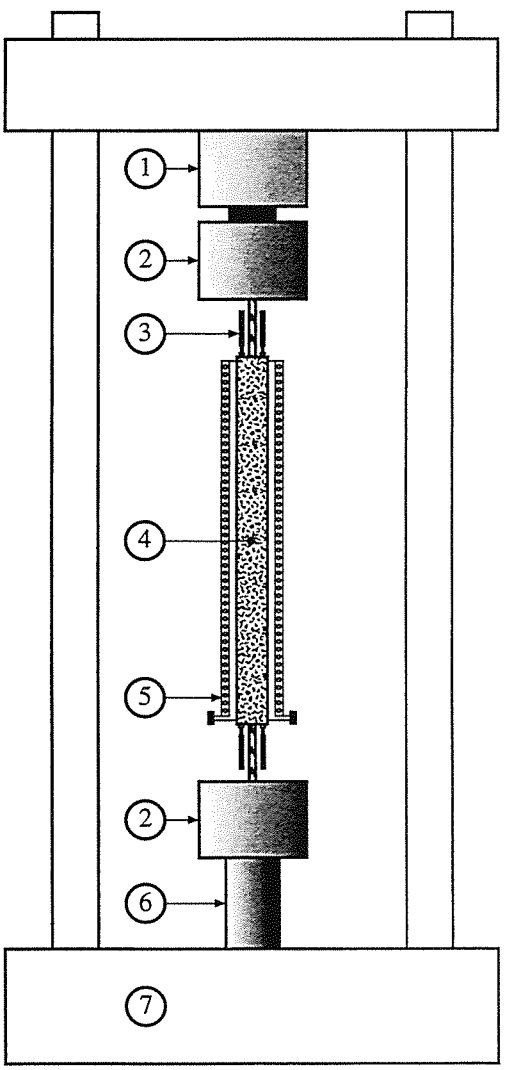



**Figura 2.** Geometría de las probetas de hormigón con una barra embebebida




1. Celúla de Carga
2. Mordaza
3. Captador Inductivo
4. Probeta
5. Extensómetro
6. Actuador
7. Bastidor

**Figura 3.** Disposición del ensayo de tracción de barras embebidas en un prisma de hormigón.

**Tabla 1.** Probetas prismáticas de hormigón.

| Denominación | $\phi$ mm | $L$ mm | $D$ mm | N° de probetas |
|---|---|---|---|---|
| *8.C2* | 8 | 480 | 40 | 8 |
| *16.C1* | 16 | 960 | 48 | 3 |
| *16.C2* | 16 | 960 | 80 | 5 |
| *16.C3* | 16 | 960 | 112 | 3 |

$\phi$: Diámetro de la barra.
$L$: Longitud de la probeta (60 $\phi$).
$D$: Lado de la probeta (3 $\phi$, 5 $\phi$ y 7 $\phi$).

**Tabla 2.** Dosificación del hormigón.

| Componente | Dosificación kg/m$^3$ | % del peso % |
|---|---|---|
| Agua | 223 | 9.6 |
| Cemento | 429 | 18.6 |
| Arena | 929 | 40.6 |
| Grava | 730 | 31.6 |

horizontalmente.

Las probetas se desmoldaron a las 24 horas, manteniéndose hasta ese momento a temperatura ambiente de laboratorio cubiertas con tela de arpillera húmeda. A partir de ese instante y hasta su ensayo se mantuvieron sumergidas en piscina de agua a temperatura ambiente de laboratorio. Fueron ensayadas 5 meses después de haber sido hormigonadas.

Las propiedades mecánicas del hormigón se detallan en la *Tabla 3*. Las barras empleadas son de acero de dureza natural grado 500, con módulo de elasticidad $E$ = 210 GPa y límite elástico $\sigma_y$= 570 MPa.

La nomenclatura de las probetas ha sido: *Amasada.Diámetrobarra.Recubrimiento.N°Probeta*, así la probeta *A1.8.C2.3* es la probeta 3, con recubrimiento 2 veces el diámetro de la barra, barra de diámetro 8 mm y perteneciente a la amasada n° 1.

## 3. DESCRIPCION DE LOS ENSAYOS

Las especificaciones de los ensayos han sido fijadas en la invitación al "Round Robin Analysis and Test on Bond" [4]. Los ensayos se han realizado mediante tracción de los extremos de la barra (Figura 3), empleando como variable de control del ensayo la velocidad de desplazamiento del pistón de la máquina. Las velocidades de ensayo han sido 0.03 y 0.12 mm/min hasta alcanzar el escalón de cedencia del acero y 0.12 y 0.48 mm/min hasta el final del ensayo, para las probetas con barras de diámetro 8 y 16 mm respectiva-

**Tabla 3.** Propiedades mecánicas del hormigón de cada amasada.

| Amasada | $f_{ck}$ (MPa) | $f_{ct}$ (MPa) | E (GPa) |
|---|---|---|---|
| 1 | 35 | 3.0 | 28 |
| 2 | 35 | 3.0 | 28 |
| 3 | 36 | 3.2 | 28 |

mente

Las variables registradas durante los ensayos han sido:

- Carga *P* de tracción.
- Desplazamiento del pistón de la máquina.
- Desplazamiento relativo de las caras superior e inferior de la probeta.
- Desplazamiento relativo entre la barra y las caras superior e inferior de la probeta; se ha medido respecto a la sección de barra situada inicialmente en el plano de la cara.
- Apertura de las fisuras radiales a la barra en la cara superior de la probeta.

Además se ha obtenido el mapa de grietas en las 6 caras de la probeta una vez finalizado el ensayo.

La carga *P* se aplicó con una máquina de ensayos servocontrolada INSTRON 1275. Las barras fueron unidas a la máquina mediante mordazas hidráulicas INSTRON. Para el control y la medida de la carga *P* se han utilizado dos células de carga INSTRON de 100 kN y 1000 kN, con un error a fondo de escala de ± 0.5 %. La medida del desplazamiento relativo de las caras superior e inferior de la probeta y de la apertura de las fisuras radiales a la barra en las caras superior e inferior de la probeta se hizo con extensómetos INSTRON de ± 2.5 mm de recorrido nominal y ± 0.1 % de error a fondo de escala. La medida del desplazamiento relativo entre la barra y las caras superior e inferior de la probeta se hizo mediante transductores inductivos HBM e INSTRON de ± 1.0 mm de recorrido nominal y ± 0.1 % de error a fondo de escala. Las medidas de todos los desplazamientos se han hecho en caras simétricas y se ha obtenido la media. La Figura 4 presenta el dispositivo empleado para medir el desplazamiento relativo entre la barra y la cara de la probeta.

## 4. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

La Figura 5 presenta las curvas carga *P* frente a la deformación unitaria de la probeta, medida entre las caras superior e inferior del prisma de hormigón, para las probetas con barra de diámetro 16 mm y recubrimientos de hormigón 1, 2 y 3 veces el diámetro de la barra. En cada familia de probetas aparece un punto a partir del cual la rigidez tangente de la probeta disminuye notablemente; este punto corresponde a la

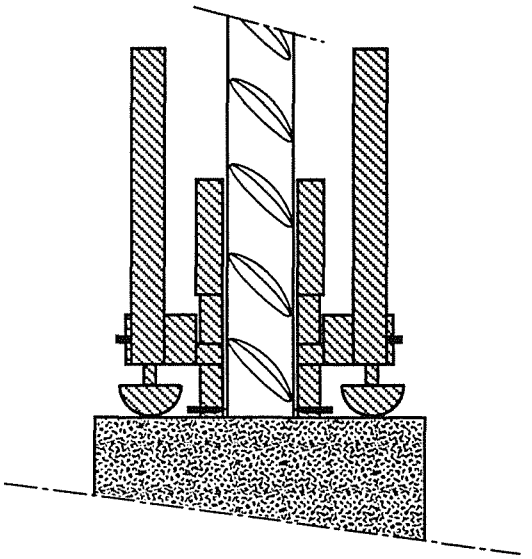


**Figura 4.** Dispositivo empleado para la medida de los desplazamientos relativos entre la barra y las caras superior e inferior del prisma de hormigón.

aparición de la primera fisura transversal en la probeta; en las probetas con recubrimiento 2 y 3 veces el diámetro de la barra, tras ese punto, aparece una zona sensiblemente horizontal con "dientes de sierra"; se ha podido comprobar durante los ensayos que cada "diente de sierra" se corresponde con la propagación inestable de una de las grietas transversales que aparecen en la probeta. Una vez que se han propagado todas las grietas transversales la rigidez tangente de la probeta es prácticamente la de la barra exenta. La dispersión de resultados ha sido muy pequeña.

Las Figuras 6 a y b representan las curvas carga *P* frente al deslizamiento relativo de la barra respecto de la cara de hormigón, para las caras superior e inferior, respecti-

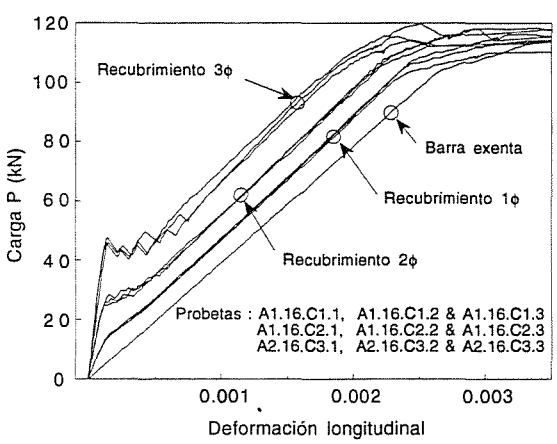



**Figura 5.** Curvas experimentales carga *P* frente a la deformación longitudinal de la probeta, medida entre las caras superior e inferior del prisma de hormigón, para probetas de diámetro de barra de 16 mm y recubrimientos 1, 2 y 3 veces el diámetro de la barra.

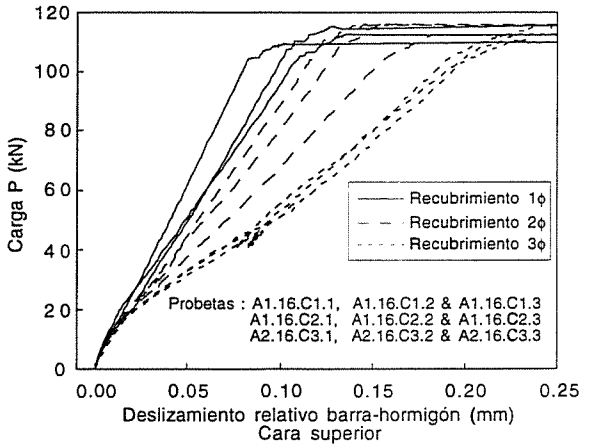



**Figura 6 a.** Curvas experimentales carga *P* frente al deslizamiento relativo de la barra respecto de la cara superior del prisma de hormigón, para probetas de diámetro de barra de 16 mm y recubrimientos 1, 2 y 3 veces el diámetro de la barra.

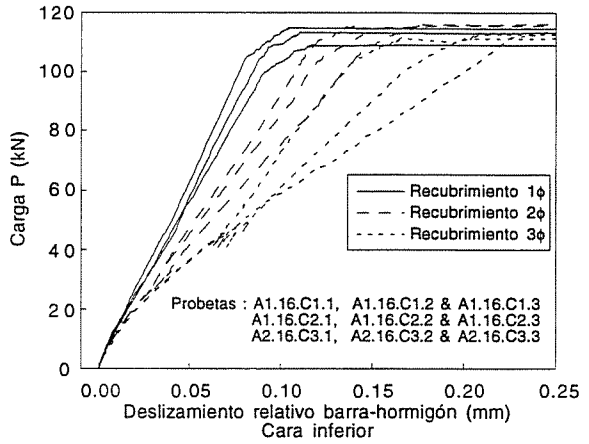



**Figura 6 b.** Curvas experimentales carga *P* frente al deslizamiento relativo de la barra respecto de la cara inferior del prisma de hormigón, para probetas de diámetro de barra de 16 mm y recubrimientos 1, 2 y 3 veces el diámetro de la barra.

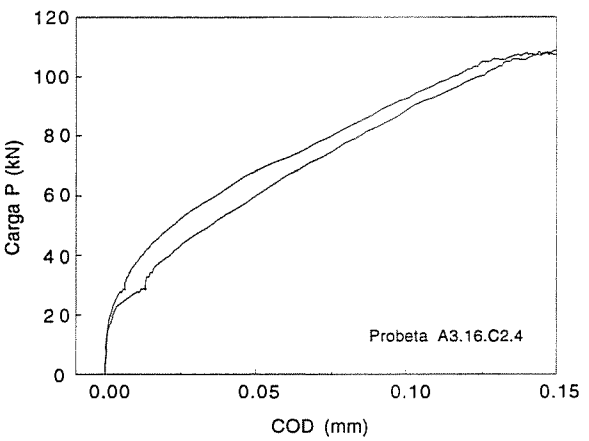



**Figura 7.** Curvas experimentales carga *P* frente a la apertura de las grietas radiales, medidas en la cara superior del prisma de hormigón, para la probeta A3.16.C2.4

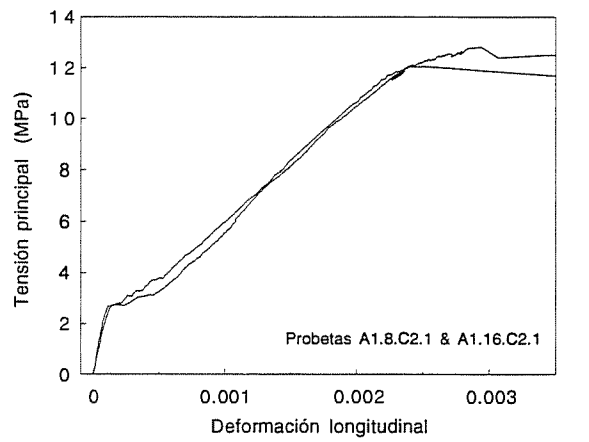



**Figura 8.** Curvas experimentales tensión principal de tracción frente a la deformación longitudinal de la probeta, medida entre las caras superior e inferior del prisma de hormigón, para probetas de diámetro de barra 8 y 16 mm y recubrimiento de hormigón 2 veces el diámetro de la barra.

vamente, de las probetas con barra de diámetro16 mm y recubrimientos de hormigón 1, 2 y 3 veces el diámetro de la barra. La parte inicial de la curva es muy parecida para los tres recubrimientos, pero a medida que se propagan las grietas transversales se produce una liberación de tensiones en el hormigón que produce una disminución del deslizamiento relativo entre la barra y el hormigón que la embebe; esto explica que las curvas correspondientes a los recubrimientos mayores sean más tendidas que las que corresponden a los recubrimientos menores.

La Figura 7 representa las curvas carga *P* frente a apertura de las grietas radiales, medida en la cara superior de las probetas, de la probeta A3.16.C2.4 (diámetro de barra 16 mm y recubrimiento de hormigón 2 veces el diámetro de la barra). La parte inicial de la curva corresponde a la deformación elástica del hormigón, antes de producirse la grieta; el punto de quiebro que presenta la curva coincide sensiblemente con la carga en la que aparece la primera fisura transversal (28 kN, aproximadamente).

Resultados análogos se han obtenido para las probetas con barras de diámetro 8 mm; en este caso las especificaciones del Round Robin [4] sólo pedían ensayos para probetas con un recubrimiento de 2 veces el diámetro de la barra. La Figura 8 presenta las curvas tensión principal de tracción frente a la deformación medida entre las caras superior e inferior de la probeta para las probetas con recubrimiento 2 veces el diámetro de la barra y diámetros de barra 8 y 16 mm; como puede

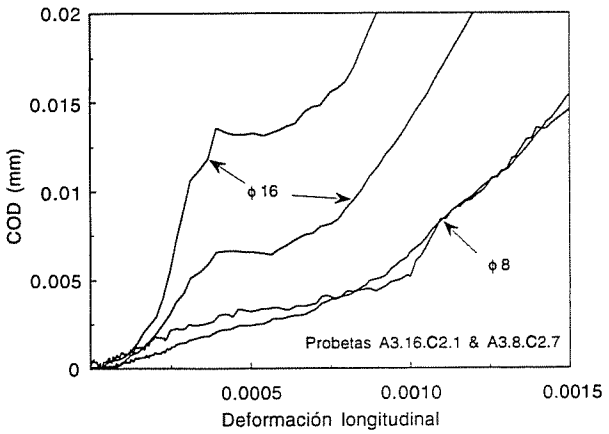



**Figura 9.** Curvas experimentales de apertura de las grietas radiales frente a la deformación longitudinal de la probeta (medida entre las caras superior e inferior del prisma de hormigón), para probetas de diámetro de barra 8 y 16 mm y recubrimiento de hormigón 2 veces el diámetro de la barra.

observarse los resultados son muy parecidos y en ambos casos aparece un punto con una fuerte caída de la rigidez de la probeta por fisuración del hormigón.

La Figura 9 presenta las curvas apertura de las fisuras radiales frente a la deformación de la probeta medida entre las caras superior e inferior de la probeta para las probetas con barras de diámetros 8 y 16 mm y recubrimientos de hormigón 2 veces el diámetro de la barra.

La Figura 10 presenta el mapa de fisuras de una de las probetas tras finalizar el ensayo. Las fisuras transversales son sensiblemente equidistantes y perpendiculares a la dirección de la tensión principal de tracción. Las fisuras radiales se han propagado según las direcciones de menor distancia a las superficies libres de las caras de la probeta, desde la barra hacia fuera. En las grietas radiales el frente de grieta se propaga desde las caras superior e inferior hacia el interior de la probeta; este aspecto es importante porque dificulta la modelización de la propagación de las grietas mediante un modelo bidimensional.

## 5. CONCLUSIONES

De los ensayos realizados y de los resultados obtenidos se puede concluir:

a) Se ha obtenido una colección completa de ensayos de propagación de grietas en probetas de hormigón con una barra embebida sometida a tracción. Los ensayos se han realizado con 2 diámetros de barra y 3 recubrimientos de hormigón. La dispersión experimental es pequeña y sirven de contraste para la verificación de modelos analíticos y numéricos.

b) Se presenta una importante pérdida de rigidez en la probeta como consecuencia de la aparición de la primera grieta transversal. Las grietas tranversales se propagan de forma inestable una a una, desarrollándose primero las de la parte superior de la probeta y después las de la parte inferior. Las grietas transversales son equidistantes y perpendiculares a la dirección de la barra. Una vez que se han propagado todas las grietas transversales, la rigidez de la probeta es prácticamente igual a la de la barra exenta.

c) Las grietas radiales inician su desarrollo en las caras superior e inferior del prisma de hormigón, creciendo el frente de grieta desde los extremos (bases del prisma) hacia la sección central de la probeta. Las grietas radiales se detienen al ver cortado su avance por la grieta transversal más cercana.

d) La aparición de las grietas transversales y radiales es prácticamente simultánea.

## 6. REFERENCIAS

[1] Goto, Yukimasa, "Cracks Formed in Concrete Around Deformed Tension Bars", ACI Journal, Vol 68, pp. 244-251, (1971).

[2] Gerstle, W.H., Ingraffea, A.R., "Does Bond-Slip Exits?", Micromechanics of Failure of Quasi-Brittle Materials, Proc. Internat. Conference, New Mexico, (1991).

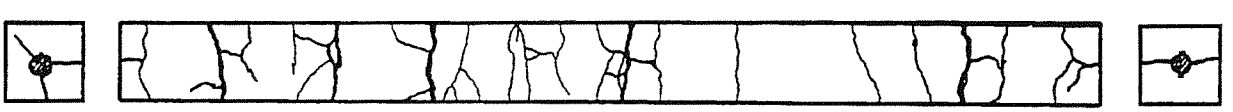


**Figura 10.** Mapa de fisuras de una probeta tras finalizar el ensayo.

[3] CEB (Comite Euro International du Beton) "Bond in Concrete" (Vol I) , Proc. of Intern. Conf., Riga, (1992).

[4] RILEM TC 147-FMB, "Round Robin Analysis and Test on Bond-Invitation", (1995).

## 7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología y a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica la financiación de este trabajo a través de los proyectos MAT94-0120-003 y PB 93-0031; a la empresa Portland-Valderribas el suministro de cemento a granel para la elaboración de las probetas; a la empresa Aceros para la Construcción el suministro de las barras de acero y a la empresa CELSA el análisis químico de las barras de acero.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ESTUDIO EXPERIMENTAL SOBRE LOS MECANISMOS DE ROTURA DEL ENSAYO DE COMPRESIÓN DIAMETRAL

C. Rocco, G.V. Guinea, J. Planas y M.Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. U.P.M.
Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

**Resumen.** Una de las hipótesis en las que se basa el ensayo brasileño (norma ASTM C496), es suponer que la rotura de la probeta se produce en el plano de simetría que coincide con el plano de aplicación de la carga. Aunque de acuerdo con el análisis tensional en régimen elástico este es el modo de rotura esperado, algunos resultados informados recientemente por distintos investigadores, muestran modos de rotura diferentes que han puesto en duda la validez del ensayo. En este trabajo se presenta un estudio experimental cuyo objetivo ha sido analizar los mecanismos de rotura en el ensayo y evaluar el efecto del tamaño de probeta y del ancho de apoyo en el proceso de rotura. Para tal fin, se realizaron ensayos de rotura estable con probetas de micro-hormigón de distintos tamaños (17mm a 300mm), y con diferentes anchos de apoyo. Durante los ensayos se registraron las curvas carga-apertura de fisura y se tomaron imágenes de la secuencia de aparición y propagación de fisuras. Los resultados muestran claramente el efecto de las variables estudiadas.

**Abstract.** The rupture of the specimen in the symetric plane is one of the hypothesis that support the brazilian test (ASTM C496, Standar). This rupture mode is in accordance with the linear elastic behaviour of the specimen. In spite of this situation, experimental results reported by different authors, show alternatives rupture modes in disagreement with the typical expected rupture. This results put in doubt the validity of the brazilian test. In this work we present an experimental study which objetive was to analize the rupture mechanism in the test. The size effect and the wide of support effect, in the rupture process were evaluated. Stable rupture test with specimen of micro-concrete of different sizes (17mm to 300mm) and different wide of support were made. During the test, the crack opend displacement and the load were recorded. Image of the appear secuency and crack propagation were taken also. The results show, cleary the effects of the studied variable.

## 1. INTRODUCCION

El ensayo de compresión diametral o ensayo brasileño, es uno de los ensayos más empleados para evaluar la resistencia a la tracción del hormigón (Normas ASTM C496, BS 1881-117, ISO 4108, UNE 83-306). Debido a la facilidad con que se puede ejecutar el ensayo, su utilización se ha extendido al campo de aplicación de otros materiales, tales como las rocas y los cerámicos.

El ensayo consiste en aplicar sobre una probeta que puede ser cilíndrica, cúbica o prismática, dos cargas iguales y opuestas de compresión tal como se muestra esquemáticamente en la figura 1a. Bajo estas condiciones el modo de rotura típico, asociado con el ensayo, es la rotura de la probeta en dos mitades en correspondencia con el plano de aplicación de las cargas (figura 1b).

Aunque de acuerdo con la configuración del ensayo, la rotura de la probeta en dos partes es teóricamente la manera en que se debe producir la rotura, algunos investigadores han observado el desarrollo de modos alternativos de rotura diferentes al esperado. Hannant, Buckey y Croft [1], Bazan't, Kazemi, Hasegawa y Mazars [2] y Castro Montero, Jia y Shah [3] han detectado en ensayos de probetas de hormigón y mortero de diferentes tamaños, el desarrollo de fisuras diagonales en la zona próxima a la de aplicación de la carga, dando lugar a una rotura en forma de

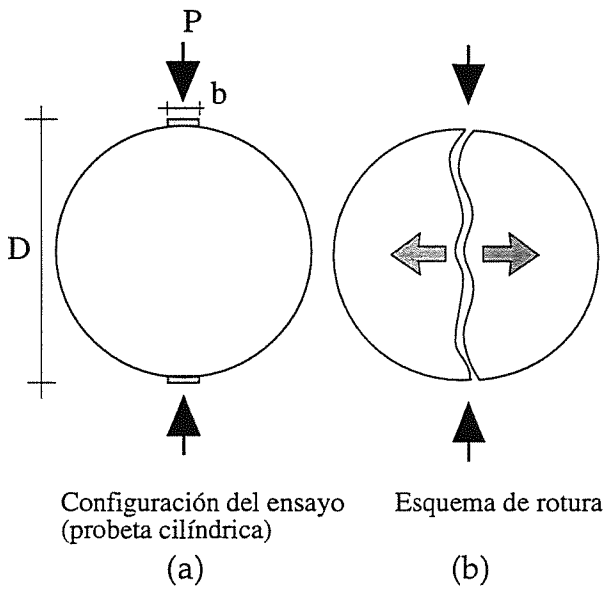



**Figura 1.** Ensayo brasileño

cuña localizada debajo de los apoyos tal como se representa esquemáticamente en la figura 2a.

Otras formas alternativas de rotura han sido informadas por Rudnik, Hunter y Holden [4], Mooder [5], Ovri y Davies [6], Mitchel [7] y Colbak [8] en ensayos brasileños realizados con probetas de roca, pasta de cemento y materiales cerámicos. Estos investigadores observaron un proceso de rotura caracterizado por el desarrollo

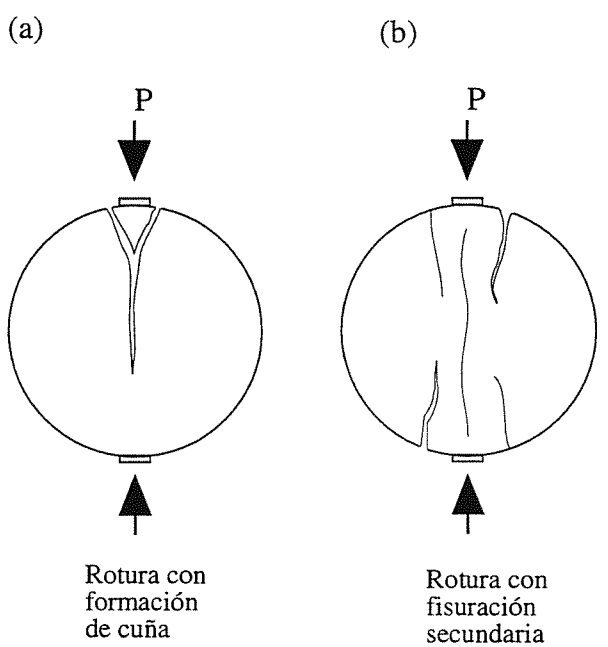



**Figura 2.** Modos de rotura anómalos observados en el ensayo brasileño.

de un sistema de fisuras tal como se muestra en el esquema de la figura 2b.

La existencias de estos diferentes modos de rotura, ha despertado recientemente algunas dudas sobre los mecanismos de rotura que actúan en la probeta y sobre la validez del propio ensayo.

En este trabajo se presenta un estudio experimental cuyo objetivo ha sido evaluar los mecanismos de rotura en el ensayo brasileño y analizar el efecto del tamaño de probeta y del ancho de apoyo en el proceso de rotura.

En el apartado 2 se describe el programa de ensayos, las variables analizadas y la técnica experimental empleada. En la sección 3 se muestran los resultados experimentales donde se incluyen las curvas carga-apertura de fisura de los ensayos realizados con probetas de distintos tamaños y diferentes anchos de apoyo, y las secuencias de propagación de fisuras registradas durante los ensayos. En las secciones 4 y 5 se propone un mecanismo de rotura para el ensayo y se presentan las conclusiones finales.

## 2. PROGRAMA DE ENSAYOS

### 2.1 Características de las probetas ensayadas

Se ensayaron probetas prismáticas de hormigón de sección cuadrada y espesor constante. Las dimensiones de las probetas variaron entre 17mm y 300mm. Las mismas se fabricaron mediante corte por vía húmeda y rectificado, a partir de placas moldeadas de hormigón de 50mm de espesor.

Complementariamente se realizaron ensayos de probetas cortadas por la mitad, de forma tal que el plano de corte de la probeta se hace coincidir con el plano de aplicación de la carga. En el comienzo del ensayo, cada una de las caras de las medias probetas que se corresponden con el plano de corte, se mantienen en contacto entre sí. Tanto las probetas enteras como las medias probetas, se fabricaron con el hormigón de una misma amasada..

El hormigón con que se fabricaron las probetas, se elaboró con cemento portland normal (Tipo I s/ASTM) y arena natural tipo silícea con un tamaño máximo de 5mm y una granulometría comprendida entre los límites establecidos en la norma ASTM C33. Las relaciones agua/cemento y árido/cemento en peso de la mezcla fueron 0.50 y 3.0 respectivamente.

### 2.2 Descripción de los ensayos

Para controlar el proceso de aparición y propagación de fisuras durante la rotura, se realizaron ensayos de rotura estable. Ésto se logró controlando la velocidad de abertura de las fisuras, para lo cual las probetas se instrumentaron con dos extensómetros (Instron 2620) ubicados sobre dos caras opuestas y en dirección perpendicular al plano de aplicación de las cargas (figura 3). La señal promediada de ambos extensómetros se empleó como parámetro de control del ensayo. La longitud de la base de medida sobre la que se determinaron las deformaciones fue igual al 80% del tamaño de la probeta (0.8D).

Las velocidades de deformación fueron proporcionales a las dimensiones de las probetas y variaron entre 1μm/minuto para las probetas pequeñas (D=17mm) y 8μm/minuto para las probetas de mayor tamaño (D=300mm). Estas velocidades se incrementaron hasta 10 veces en la parte final del ensayo.

Los apoyos empleados para distribuir la carga fueron de madera contrachapada de 3mm de espesor. Para evaluar el efecto del ancho de apoyo se emplearon distintos anchos comprendidos entre el 4% y el 16% del tamaño de la probeta (b/D=0.04 a 0.16).

Para registrar la evolución de las fisuras durante el proceso de rotura, se realizó un registro continuado de imágenes con una cámara de video. Para obtener un adecuado contraste de las fisuras, las caras de las probetas fueron rectificadas y tratadas con polvo coloreado de alta finura. Una descripción mas detallada de las técnicas experimentales se puede consultar en [9].

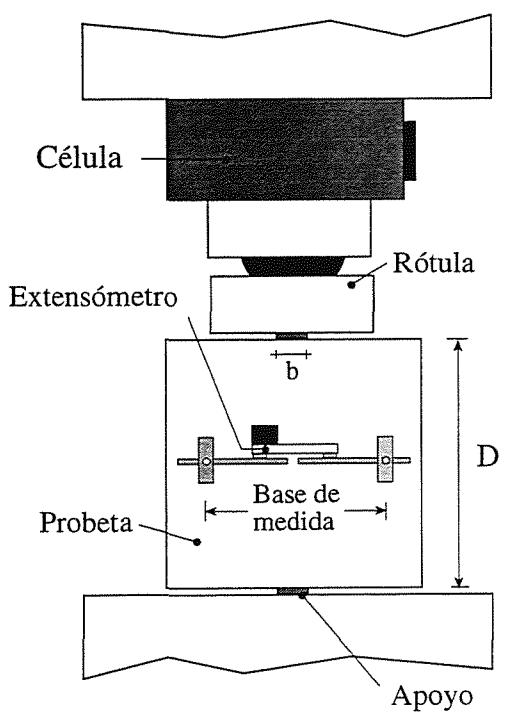



Figura 3. Dispositivo de ensayo

## 3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

### 3.1 Descripción del proceso de rotura en probetas enteras

En la figura 4 se muestra, una secuencia del proceso de evolución de fisuras registrada durante el ensayo brasileño de una de las probetas de 300mm de tamaño, ensayadas con un ancho de apoyo relativo del 16%. En las probetas de menor tamaño se observaron secuencias similares

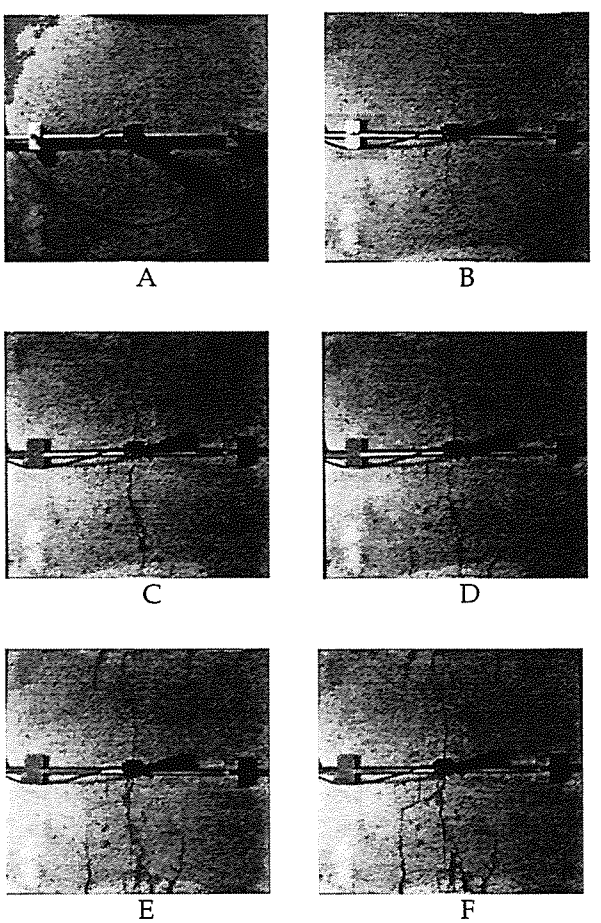



Figura 4. Secuencias de la propagación de fisuras durante un ensayo brasileño estable. Probeta prismática de hormigón de sección cuadrada. D=300mm y b/D=0.16

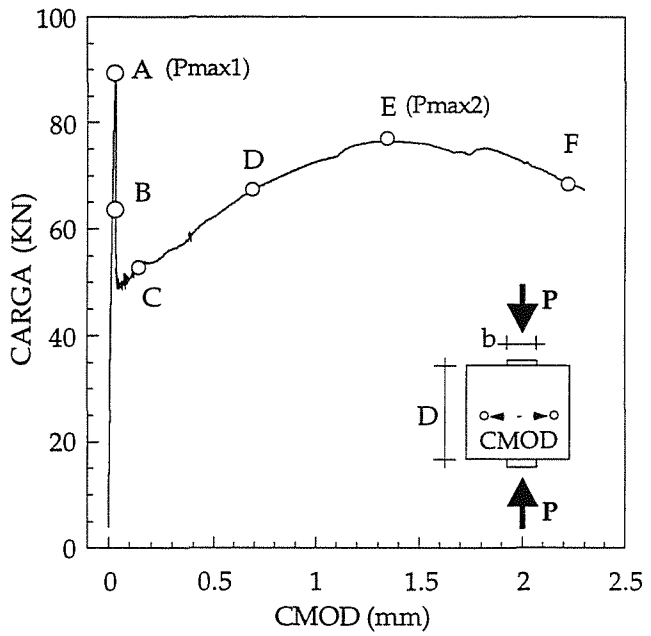



**Figura 5.** Curva carga-CMOD. Probeta de hormigón D=300mm y b/D=0.16

En las imágenes de la figura anterior, se puede observar que la fisura se inicia en la parte central de la probeta (foto A), y se propaga hacia los apoyos en la dirección de aplicación de la carga (foto B). Una vez que la fisura central se ha extendido, aparecen fisuras secundarias que se disponen de manera simétrica sobre los bordes de la probeta y en zonas próximas a los apoyos (foto C). Estas fisuras crecen desde el borde hacia el interior de la probeta en dirección paralela a la fisura central o fisura principal (foto D y foto E). En la parte final del ensayo una de las fisuras secundarias comienza a crecer de manera preferencial (foto F).

En la figura 5, se muestra la curva carga-apertura de fisura (CMOD) correspondiente al ensayo y en donde se indican, con las mismas letras que en las fotos, los puntos del ensayo que se corresponden con las distintas imágenes. La curva presenta dos picos de carga (punto A y punto E). El primer pico de carga se encuentra asociado con la iniciación de la fisura en la zona central de la probeta (punto A) y la descarga que se produce luego del pico con la extensión de la fisura principal (punto B). Cuando la fisura principal se aproxima a los apoyos el proceso de descarga se revierte y la probeta vuelve a admitir un incremento de la carga. Durante esta recarga se observa la aparición y crecimiento de las fisuras secundarias (punto C y punto D). Este comportamiento prosigue hasta que una de las fisuras secundarias comienza a crecer de manera preferencial alcanzándose el segundo pico de carga (punto E). Finalmente la probeta se descarga.

### 3.2 Descripción del proceso de rotura en el ensayo de media probeta

En la figura 6 se muestra una secuencia del desarrollo de fisuras durante uno de los ensayos de medias probetas. En estos ensayos el plano de contacto entre las dos semiprobetas representa la condición ideal de una fisura principal plana totalmente extendida en el plano de las cargas.

Se puede observar que en este caso, las fisuras se inician en los bordes de la probeta dependiendo su punto de localización del ancho de apoyo. A medida que se incrementa la carga, las fisuras crecen simétricamente hacia el interior de la probeta en dirección paralela al plano de aplicación de la carga. En todos los ensayos donde se varió el tamaño de probeta y el ancho de apoyo se observó el mismo comportamiento

Este proceso de fisuración es semejante al que corresponde a las fisuras secundaria en el ensayo de las probetas enteras (figura 4). Tanto el tipo de fisuras, como su localización y la forma en que se produce la propagación son coincidentes. Se ha comprobado que la carga en donde comienzan las fisuras secundarias en ambos ensayos es similar.

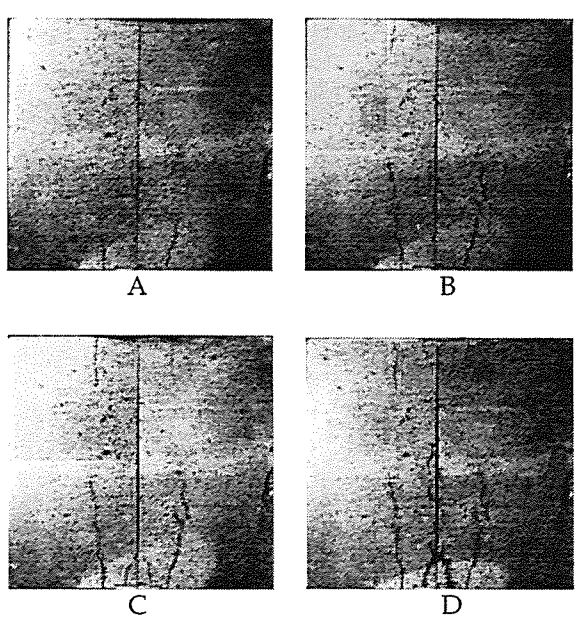



**Figura 6.** Secuencias de la propagación de fisuras durante un ensayo de medias probetas. Probeta prismática de hormigón de sección cuadrada. D=300mm y b/D=0.16.

### 3.3 Influencia del tamaño de probeta y del ancho de apoyo

En la figura 7a y 7b se muestran las curvas carga-CMOD que representan el comportamiento medio de los ensayos brasileños realizados con probetas de diferentes tamaños y con distintos anchos de apoyo. Para facilitar la comparación, las curvas se han representado en valores relativos a la carga y al CMOD correspondientes al primer pico de carga máxima ($P_{max1}$)

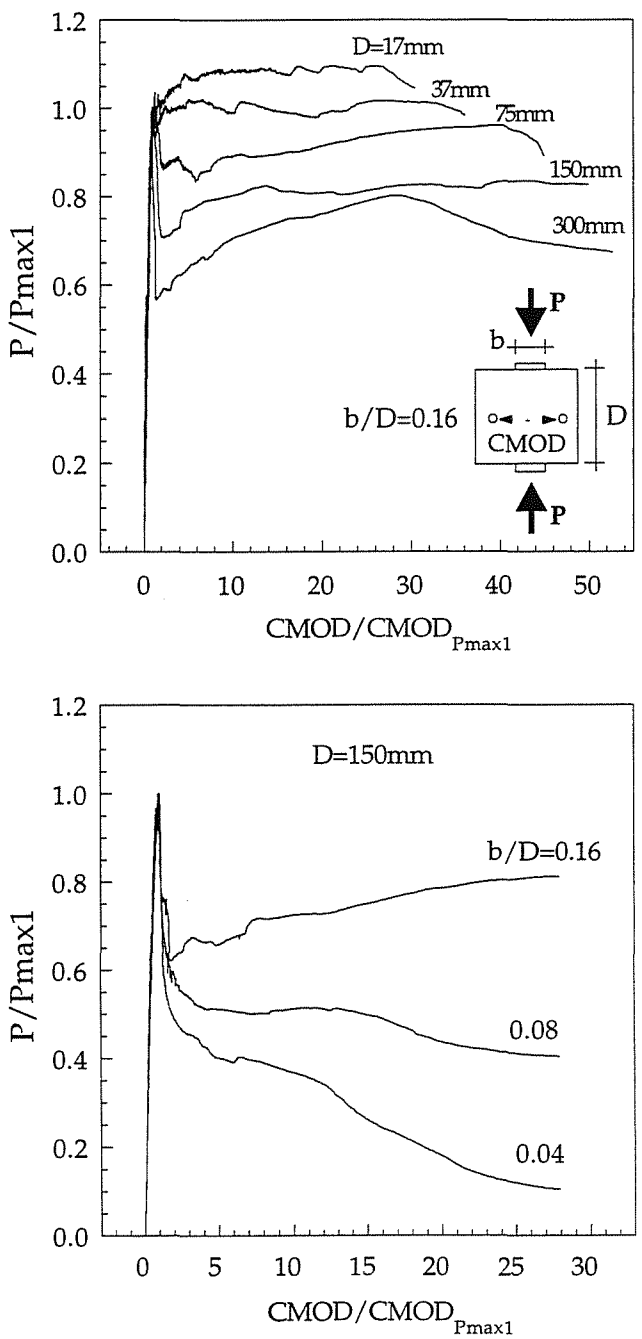



**Figura 7a y 7b** Curvas P-CMOD: efecto del tamaño de probeta y del ancho de apoyo

Se puede observar que tanto el tamaño, como el ancho de apoyo, tienen un efecto importante en la respuesta del ensayo posterior al primer pico de carga máxima. Como se ha mencionado, esta zona se encuentra asociada con el desarrollo de la fisuración secundaria. Se puede ver que en términos relativos, el valor de la carga durante la propagación de las fisuras secundaria crece a medida que se reduce el tamaño de probeta y se incrementa el ancho de apoyo.

## 4. MECANISMO DE ROTURA

A partir de la observación del proceso de iniciación y propagación de fisuras y su relación con las curvas carga-CMOD, se ha propuesto un mecanismo de rotura que se puede dividir en dos partes que hemos denominado mecanismo de rotura inicial o principal y mecanismo de rotura final o secundario.

### Mecanismo de rotura inicial o principal

Es el mecanismo clásico asociado con el ensayo brasileño y sobre el que se basa la determinación de la resistencia a la tracción. Este mecanismo está gobernado por las tensiones máximas de tracción en el plano de simetría de la probeta, que provocan la propagación en modoI de la denominada fisura principal, que se extiende desde la parte central de la probeta hacia los apoyos. Este mecanismo que tiene asociado un valor de carga máxima ($P_{max1}$), ha sido modelizado por los autores con muy buenos resultados empleando un modelo de fisura cohesiva [10].

### Mecanismo de rotura final o secundario

Cuando la fisura principal se extiende, la probeta queda dividida en dos partes vinculadas por los apoyos. En estas condiciones el mecanismo resistente de la probeta se puede idealizar por medio de dos mitades o medias probetas, cada una de las cuales recibe la mitad de la carga aplicada. De esta forma la probeta puede seguir soportando carga por medio de un nuevo mecanismo resistente que tiene asociado una carga de rotura propia ($P_{max2}$). Las fisuras secundarias observadas en los ensayos son debidas a este mecanismo resistente tal como se ha podido comprobar con los ensayos de medias probetas.

Las curvas carga-CMOD muestran claramente que la carga máxima del mecanismo secundario

depende fuertemente del ancho de apoyo y del tamaño de probeta.

## 5. CONCLUSIONES

A partir de los resultados experimentales realizados con ensayos estables de probetas enteras y medias probetas, se ha establecido un doble mecanismo de rotura con el que se puede describir adecuadamente el proceso de iniciación y desarrollo de la fisura observado en el ensayo brasileño.

Una de las consecuencias más interesantes de estos dos mecanismos, denominados principal y secundario, es la existencia de dos picos de carga asociados a cada uno de ellos. En términos relativos, el pico de carga relacionado con el mecanismo secundario, aumenta a medida que se incrementa el ancho de apoyo y se reduce el tamaño de la probeta.

Se debe tener presente que en un ensayo estándar como el normalizado, en donde sólo se registra el valor de la carga máxima, es importante para poder validar los resultados, que los tamaños de la probeta y de los apoyos sean tales que la carga máxima medida en el ensayo sea la asociada con el mecanismo de rotura principal. Para el caso del hormigón esta condición prácticamente se cumple siempre si se emplean anchos de apoyo menores del 8% del tamaño de la probeta.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la Dirección General de Investigaciones Científicas y Técnicas la ayuda recibida a través de los proyectos de investigación MAT94-0120-C03 y PB93-0031.

## 7. REFERENCIAS

[1] Hannant, D; Buckey, K and Croft, J. (1973). "Effect of aggregate interlock size on the use of the cylinder splitting test as a measure of tensile strength". Materials and Structures, RILEM, vol 6, pp 15-21.

[2] Bazan't, Z; Kazemi, M; Hasegawa, T and Mazars, J. (1991). "Size effect in brazilian split-cylinder test". ACI Material Journal, vol 88 N°3. pp 325-332.

[3] Castro Montero, A; Jia, Z and Shah, S. (1995). "Evaluation of damage in brazilian test using holographic interferometry". ACI Materials Jornal, N°2 pp 268-275.

[4] Rudnik, A; Hunter, A and Holden, F. (1988). Materials Research and Standards, 3. pp 283-289.

[5] Modeér, M. (1979). "A fracture mechanics approach to failure analyses of concrete materials". Report TVBM-1001. Division of Building Materials, University of Lund.

[6] Ovri, J and Davies, T. (1987). "Diametral compression of slicon nitride". Materials and Science and Engineering, V96. pp 109-116.

[7] Mitchel, N. (1961). "The inditrect tension test for concrete". Materials Research & Standards. N°1. October, pp-780-788.

[8] Colback, P. (1966). Proccedings of the First Congress of the International Society of Rock Mechanics, Lisbon.

[9] Rocco, C. (1996). "Influencia del tamaño y mecanismos de rotura del ensayo de compresión diametral". Tesis Doctoral. ETSI Caminos, Canales y Puertos. UPM.

[10] Rocco, C; Guinea, G. V; Planas, J and Elices M. (1996) "Ensayo brasileño: efecto tamaño y mecanismos de rotura". Anales de Mecánica de Fractura. Vol 13. pp 203-208.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACION A ELEVADAS TEMPERATURAS DE MATERIALES CERAMICOS COMPUESTOS

*I. Caro*, M. Gutiérrez* , A. Odriozola*, F. Seco* y E. Erauzkin***

** Centro Tecnológico INASMET. San Sebastián*
*** ITP, S.A.. Parque Tecnológico de Zamudio (Vizcaya)*

**Resumen.** Los ensayos de fluencia, choque térmico y desgaste a elevadas temperaturas se hacen cada vez más importantes a la hora de caracterizar los materiales avanzados tipo CMC (Ceramic Matrix Composites) si se quiere que sustituyan a materiales metálicos más convencionales. Estos ensayos son imprescindibles para que el usuario de estos materiales pueda establecer de manera fiable unos adecuados criterios de diseño.

**Abstract.** Thermal shock, creep and wear testing at high temperature is of the first importance for adequately characterising the behaviour of the CMC advanced materials if they are to substitute the more conventional metallic materials. These tests are esential for the end-user of these materials to be able to establish reliable design criteria for the components.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales cerámicos reforzados con fibras (CMC) están siendo objeto de una fuerte investigación [1y2] , a todos los niveles, debido al interés industrial que han despertado por poder trabajar en condiciones de servicio extremas, dadas sus extraordinarias propiedades de resistencia a elevada temperatura, choque / fatiga térmica, fluencia a temperaturas superiores a los 1.000 °C, resistencia al desgaste e inalterabilidad frente a ambientes externos tanto a temperatura ambiente como a elevada temperatura.

Por este motivo, es fundamental conocer bien las características de estos nuevos materiales si se pretende que puedan reemplazar a los materiales metálicos.

En este trabajo se describen los equipos que se han desarrollado o bien modificado para permitir la caracterización a elevadas temperaturas de los materiales avanzados, CMC. También se presenta una comparación de los resultados obtenidos entre estos materiales y una superaleación base Ni a la que pueden sustituir en aplicaciones aeronáuticas.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han diseñado y puesto a punto dispositivos específicos de choque térmico, fluencia y desgaste para las elevadas temperaturas de ensayo que requieren los materiales CMC.

### 2.1. Materiales

Se ha ensayado un material cerámico compuesto que consiste en una matriz de alúmina (Al2O3), reforzada en un 37% en volumen con un tejido bidireccional de fibras de SiC apilado en 8 capas (0-90°). El material es suministrado en forma de placa plana de 2,8mm de espesor. Su porosidad media oscilaba entre 8% y 10% y su densidad es de 2,66 gr/cm$^3$.

Con objeto de establecer una comparación de comportamientos con un material metálico de referencia, se ha seleccionado una superaleación base Ni con 47 % de Ni, y 8,25 gr/cm$^3$ de densidad.

### 2.2. Ensayo de fatiga / choque térmico.

En la actualidad se están haciendo esfuerzos para desarrollar dispositivos capaces de simular

las extremas condiciones de choque térmico que pueden sufrir los CMC en sevicio [3-7].
El ensayo aqui presentado ha sido concebido y desarrollado[8] para evaluar el comportamiento mecánico del material ante solicitaciones derivadas de fuertes variaciones de su temperatura (velocidades medias de 3000 °C/min).

Consiste en someter al material a una serie de ciclos térmicos repetidos entre 1200°C y 400°C, en atmósfera oxidante y con una duración total de cada ciclo de 30 segundos. De forma simultánea, se aplica sobre la probeta de ensayo una carga de tracción constante en el tiempo.

La figura 1 muestra un esquema del ensayo. El material se sitúa bajo una carga que asegura la aplicación de la tensión elegida de forma constante a lo largo de todo el ensayo, absorbiendo dilataciones y contracciones de la probeta. Una llama incide en la zona central de una de las caras planas de la probeta de ensayo, propiciando su calentamiento. Alcanzada la temperatura máxima nominal del ensayo, se interpone una pantalla térmica que aísla la probeta. De esta manera comienza su enfriamiento que puede ser tán violento como se quiera, mediante la acción de un fluído frío que incide sobre la probeta aislada.

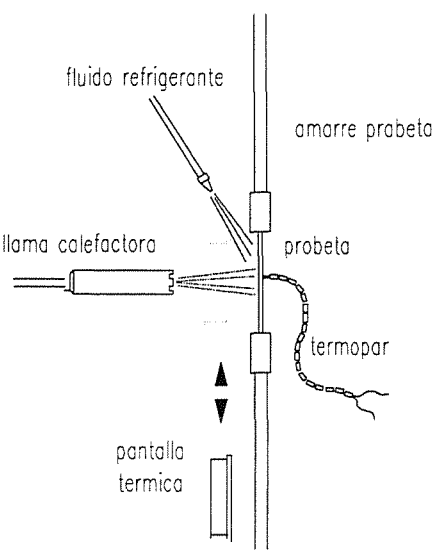



**Fig.1.** Esquema general del ensayo de choque / fatiga térmica.

El control de la temperatura es instantáneo en todo momento a lo largo del ensayo, empleando un sistema de medida indirecto pero muy fiable. Se realiza con un termopar alojado en el interior de una probeta denominada "auxiliar" situada junto a la probeta de ensayo, del mismo material que ella y con idénticas dimensiones en la zona de ensayo. Esta probeta esta siempre sometida a las mismas acciones de origen térmico que la probeta de ensayo, lo que asegura la fiabilidad del sistema.

El dispositivo diseñado permite un amplio abanico de posibilidades en cuanto a los parámetros del proceso (temperaturas máxima y mínima del ciclo, duraciones de las fases de calentamiento y enfriamiento, tensión externa aplicada y número de ciclos), disponiendo de un adecuado control sobre dichas variables. En este sentido los ensayos realizados han mostrado una dispersión inferior al 5% en los valores de las temperaturas máxima y mínima a lo largo del ensayo (respecto a las nominales). Respecto a la duración de las fases (calentamiento + enfriamiento) de cada ciclo, no existe dispersión puesto que son los parámetros de control del automatismo (temporizador).

El material puede ser sometido a dos clases de ensayos:

a/ *A rotura*: midiendo el número de ciclos que resiste en el momento de rotura de la probeta. El control sobre los parámetros de ensayo permite someter al material a unas solicitaciones de agresividad superior incluso a las de servicio, de manera que pueden realizarse ensayos acelerados hasta rotura, para un posterior estudio de extrapolación.

b/ *Estudio de la vida residual* que le queda al material después de ser sometido a un número de ciclos determinado (siempre inferior al que puede resistir hasta romperse). Después del ensayo de choque / fatiga térmica las probetas se examinan o se les realiza otros tipos de ensayos (típicamente un ensayo de flexión).

## 2.3 Ensayo de fluencia.

El objetivo consiste en realizar ensayos de fluencia con el material sometido a una tensión de tracción uniaxial, método habitual en la caracterización de materiales metálicos. Para poder realizar estos ensayos a temperaturas superiores a 1000°C, se ha modificado una maquina MAYES diseñada originalmente para ensayar por debajo de 1000°C. Para ello ha sido necesario, en primer lugar, sustituir el horno original por uno con resistencias de $MoSi_2$ capaz de alcanzar 1400°C. Por otro lado, se ha diseñado una solución para el amarre de la

probeta mediante "mordazas calientes", es decir, con la totalidad de la probeta y sus sujeciones en el interior del horno. Por ello han debido de sustituirse las barras de descarga originales de Nimonic 105 por otras de alúmina, diseñadas específicamente para estos ensayos. La transmisión de la carga a la probeta se realiza mediante pasadores de Nitruro de Silicio (Hot pressed $Si_3N_4$). Este material mantiene mejores propiedades mecánicas que la alúmina en temperaturas superiores a los 1150°C. En las zonas de apoyo del pasador en la barra de descarga se emplean casquillos de alúmina desechables en caso de una posible interacción $Si_3N_4$ / $Al_2O_3$ debido a la prolongada exposición a elevadas temperaturas. La figura 2 muestra un esquema del sistema de transmisión de carga en el ensayo de fluencia.

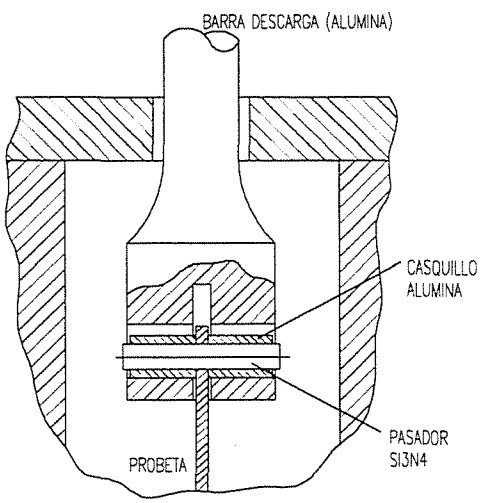



**Fig. 2.** Componentes del sistema de transmisión de carga en el ensayo de fluencia.

Con la ayuda de un programa informático de elementos finitos, se ha realizado el diseño de la probeta para el ensayo de fluencia. Se ha tenido en cuenta el carácter cerámico del material a ensayar, y por tanto su escasa ductilidad, que no permite relajar fácilmente las tensiones en aquellas zonas donde se concentran (radios de acuerdo y agujeros para los pasadores), al contrario de lo que ocurre con los materiales metálicos[9] . Por ello ha de dimensionarse la probeta de manera que en ningún punto de la misma existan esfuerzos superiores a los existentes en la zona de ensayo. De esta manera se asegura la rotura de la probeta por algún punto de dicha zona de ensayo. Otra de las premisas en el diseño de la probeta es el buen aprovechamiento del material debido a su elevado precio. Se ha buscado establecer una probeta de dimensiones reducidas, siempre sin perder representatividad en los resultados de los ensayos.

Para el control de la temperatura se emplea un termopar situado en la mitad de la zona de ensayo de la probeta

2.4. Ensayo de desgaste a elevada temperatura.

Constituye el tercer tipo de ensayos a elevada temperatura estudiados. Partiendo de un equipo universal para ensayos de desgaste de BICERI, y en su configuración para ensayos de reciprocado ("pin on plate"), se han modificado los dispositivos necesarios para posibilitar la ejecución de ensayos a elevadas temperaturas.
Se ha diseñado un carro portaplaca calefactado por medio de resistencias, capaz de amarrar la placa, desplazarla longitudinalmente para el ensayo de reciprocado, y mantener en dicha placa una temperatura de hasta 750°C durante el ensayo (El equipo original permite alcanzar tan sólo 350°C).

El control de temperaturas se realiza mediante un termopar situado en contacto con uno de los extremos de la placa del ensayo.

La figura 3 muestra un esquema de este carro portaplaca diseñado especialmente para estos ensayos a elevadas temperaturas.

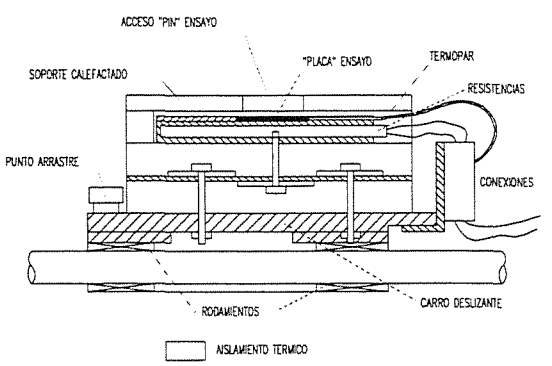



**Fig. 3.** "Carro portaplaca" para los ensayos de desgaste a elevada temperatura (hasta 700°C)

Por otro lado, ha debido de rediseñarse el amarre del "pin" para permitir su correcto aislamiento térmico del brazo de carga. Se hace necesario debido a las elevadas temperaturas que alcanza dicho "pin" por conducción, al estar en contacto con la placa durante el ensayo.

La figura 4 muestra las geometrías los elementos de ensayo, y la posición relativa de los mismos para estos ensayos. La geometría escogida para el "pin" es plana debido a las caracteristicas de suministro del material CMC.

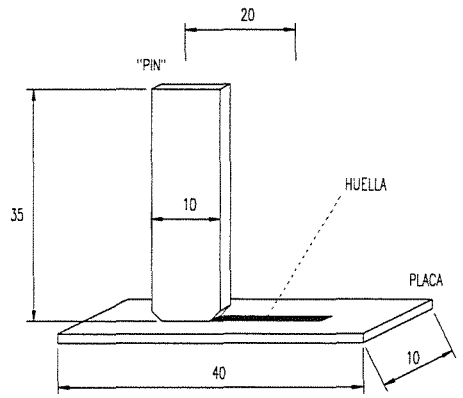



**Fig. 4.** Ensayo de desgaste de reciprocado a elevada temperatura (700°C) .Muestras en su posición relativa durante el ensayo

## 3. RESULTADOS Y COMENTARIOS

### 3.1. Ensayos de Choque Térmico

La tabla 1 recopila los datos de los ensayos de choque térmico realizados con el dispositivo diseñado al efecto.

Sobre el material CMC se ha realizado una serie de ensayos con una temperatura mínima de ciclo de 400 °C y con una duración total del mismo de 30 segundos. Se han tomado como variables de ensayo la temperatura máxima del ciclo térmico y la carga de tracción aplicada, realizando ensayos con 1200 y 1100°C de temperatura máxima y 20 y 30 MPa de carga.

Los resultados indican en primer lugar un aceptable comportamiento del material CMC ante las severas solicitaciones termomecánicas de este ensayo, soportando incluso varios miles de ciclos.

Por otro lado se observa cómo el material es altamente sensible a la modificación de los parámetros del ensayo, ya que su duración aumenta considerablemente al disminuír la temperatura máxima del ensayo o la carga aplicada. Se aprecia cómo la reducción de 1200°C a 1100°C en la temperatura máxima aumenta espectacularmente la vida del material (de 1600 a más de 8000 ciclos), bastante más que la reducción de 30 a 20 MPa.

Respecto a la comparación del CMC con la superaleación base níquel, bajo este tipo de condiciones de ensayo el CMC es claramente superior dado que se involucran niveles de temperatura a los cuales la superaleación carece de resistencia mecánica alguna. Este resultado queda patente en la tabla 1, donde puede observarse cómo los únicos ensayos posibles con la superaleación se realizaron a 1100°C de temperatura máxima y su duración apenas superó los 100 ciclos en el mejor de los casos, dos órdenes de magnitud inferior al CMC.

Por último, resulta interesante comentar el resultado del último ensayo realizado sobre material CMC. Se efectuaron 8000 ciclos (1100°C/400°C) bajo una carga de 30 MPa, desmontando posteriormente la probeta de su amarre para realizar una inspección visual de la misma. Posteriormente se trató de continuar el ensayo reposicionando la probeta en su amarre. Sin embargo, en el momento de aplicar la carga de ensayo (30MPa) en frío, la probeta se rompió con una fractura claramente frágil. Este fenómeno da una idea de la fuerte fragilización que sufre el material durante el ensayo, ya que unas ligeras modificaciones en las condiciones de apoyo son suficientes para alcanzar la rotura del mismo.

| Material | Condiciones de | | | Resultado | Observaciones |
|---|---|---|---|---|---|
| | *Ciclo térmico* | | *Carga* | Duración ensayo | |
| | Temperaturas (°C) | Duración (seg) | (MPa) | (N° ciclos) | |
| CMC | 1200 / 400 | 30 | 30 | 1600 | Media de tres ensayos |
| CMC | 1200 / 400 | 30 | 20 | 5400 | |
| CMC | 1100 / 400 | 30 | 30 | 8000 | Se rompe al intentar |
| Superaleación | 1100 / 400 | 30 | 30 | 75 | |
| Superaleación | 1100 / 400 | 30 | 20 | 110 | |

**Tabla 1**. Resultados de los ensayos de choque térmico con el dispositivo diseñado

3.2. Ensayos de Fluencia

En el momento de redactar el presente artículo, se han iniciado los ensayos de fluencia con el dispositivo modificado. Por el momento no se dispone de resultados, ya que el primero de los ensayos realizados aún no ha finalizado. Lo que sí puede comentarse es que el dispositivo está respondiendo a lo que se requiere de él, ya que el ensayo lleva más de 2000 horas sin problemas.

3.3. Ensayos de Desgaste

Se ha realizado una serie de ensayos de desgaste a 700ºC con objeto de observar diferencias de comportamiento entre el material CMC y la superaleación base níquel.

La tabla 2 recoge los datos y resultados de estos ensayos. Se han estudiado diferentes combinaciones en los materiales "pin"/placa (metal/metal, metal/CMC, CMC/CMC), todas ellas bajo dos niveles de carga (50 y 200 N).

Los resultados de los ensayos muestran un mejor comportamiento al desgaste de la pareja Superaleación /CMC frente a las otras dos combinaciones. Para dicha combinación, la oxidación de la superaleación a 700ºC produce una capa superficial dura que presenta buenas propiedades tribológicas en contacto con la superficie del material CMC.

En las otras dos combinaciones, se observa la influencia de la carga de ensayo sobre el grado de desgaste. Dicha influencia es debida al efecto del material desgastado que actúa como medio abrasivo, efecto que es tanto mayor con: a).- Presencia de mayor cantidad de material abrasivo, que depende de la carga. b).- Naturaleza de dicho material, siendo más abrasivo el CMC por su mayor dureza. c).- Tiempo de ensayo. De hecho, en la combinación CMC/CMC se observa una transición brusca en el grado de desgaste, creciendo dicho grado en varios ordenes de magnitud, debido al efecto de la acumulación del material desgastado que actúa como medio erosivo.

| Material "Pin" | Material Placa | Tª ensayo (º C) | Carga (N) | Velocidad (rpm) | Duración ensayo (min) | V masa perdido ($mm^3$) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Superaleación | Superaleación | 700 | 50 | 150 | 120 | 10,57220 |
| Superaleación | Superaleación | 700 | 200 | 50 | 20 | 4,07070 |
| Superaleación | CMC | 700 | 50 | 150 | 120 | 0,37340 |
| Superaleación | CMC | 700 | 200 | 50 | 120 | 0,20480 |
| CMC | CMC | 700 | 50 | 50 | 108 | 1,61470 |
| CMC | CMC | 700 | 200 | 150 | 10 | 4,46200 |

**Tabla 2**. Resultados de los ensayos de desgaste con material CMC y Superaleación 41

## 4. CONCLUSIONES.

Los dispositivos diseñados y/o modificados para posibilitar la realización de ensayos de caracterización a elevadas temperaturas se han mostrado altamente eficaces como herramienta para la caracterización de materiales compuestos de matriz cerámica (CMC).

Los ensayos han mostrado con claridad las diferencias de comportamiento de los materiales ensayados en sus condiciones habituales de trabajo como materiales termoestructurales. El material CMC se presenta como un firme candidato para sustituir a las superaleaciones base níquel. Por encima de 1000ºC el CMC mantiene aún unas buenas propiedades mecánicas, llegando incluso a soportar solicitaciones considerables en condiciones que involucran la participación de temperaturas de hasta 1200ºC. Estos niveles de temperatura quedan claramente fuera del radio de acción de las superaleaciones.

Para consumar la aplicación de estos materiales CMC es necesario mejorar sus procesos de fabricación para asegurar una buena homogeneidad y fiabilidad del producto, así como controlar los procesos de fragilización que sufren estos materiales en servicio.

## 5. BIBLIOGRAFÍA.

(1) R.D. Lohr and M. Steen - *"Ultra high temperature mechanical testing"*. Woodhead publishing limited

(2) R. Morrell - *"Mechanical Test methods for ceramic matrix composites"*. British Ceramic Transactions 1995 vol.94 No.1

(3) N. Arnon, P.H. Havstad, W. Trela (Ford Motor Company) - *"2500°F Testing - Rig development and ceramic gas turbine components test results"*. Proceedings of the fifth army materials technology conference, 1977.

(4) H. Wang, Raj N. Singh, S. C. Beecher, R. B. Dinwiddie - *"Thermal Shock behaviour of fiber-reinforced composites"*. Advances in Ceramic Matrix Composites II (Ceramic Transactions vol. 46) - Am. Ceram. Soc.

(5) W. A. Cutler, F. W. Zok. F. F. Lange - *"Mechanical Behaviour of Several Hybrid Ceramic Matrix Composite Laminates"* -. J. Am. Ceram. Soc., 79 (7) 1825-33 (1996)

(6) D.L. Harstock, R.R. Baker, P.H. Havstad, J.H. Buechel (Ford Motor Company) - *"Test and development of ceramic combustors, stators, nose cones and rotor tip shrouds"* - Proceedings of the fifth army materials technology conference, 1977.

(7) T. Ertürck - *"Burner Rig Thermal Fatigue of SiC Continuous Fiber Silicon Nitride Composites Under Constant Applied Stress"* - Advanced CMC. Design Approaches, Testing and Life Prediction Methods. Edited by E. R. Generazio (Technomic Publishing Co. Inc.) chapter 4 (65-81).

(8) A. Odriozola, M. Gutiérrez y E. Erauzkin *"Desarrollo de materiales compuestos de matriz cerámica para aplicaciones aeronáuticas"* XXXVI Congreso Nacional de Cerámica y Vidrio, San Sebastián 1996.

(9) R.W. Evans and B. Wilshire - *"Creep of metals and alloys"*, appendix A (257-265). The Institute of Metals

(10) H. E. Boyer - *"Atlas of Creep and Stress-Rupture Curves"* - ASM International.

## 6. AGRADECIMIENTOS.

El presente trabajo se ha realizado en el marco de un proyecto promovido por ITP. Los resultados presentados son propiedad de ITP y no podrán ser utilizados sin su autorización previa.

Los autores desean hacer constancia de su agradecimiento a Cristina Guraya por su trabajo en el equipo de ensayos de desgaste.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DEL INTERMETÁLICO TiAl POR COMPRESIÓN EN CALIENTE

**H. Miguélez*, R. Cortés*, C. Navarro*, P. Gardiner**, B. Dodd** y Y. LePetitcorps***.**

***Departamento de Ingeniería, Escuela Politécnica Superior, Universidad Carlos III de Madrid, c/ Butarque 15, 28911 Leganés, Madrid**
**** Department of Engineering, University of Reading, U.K.**
***** Institut de la Chimie de la Matière Condensée de Bordeaux, Francia.**

**Resumen.** En este trabajo se estudia el comportamiento dinámico del intermetálico TiAl empleando la técnica de la barra de Hopkinson. Se ensayaron en compresión dinámica probetas de 6 mm de longitud y 6 mm de diámtetro a temperaturas comprendidas entre 23 C y 800 C. La velocidad de deformación de los ensayos fue de aproximadamente 2400 $s^{-1}$ excepto en el caso de temperatura ambiente, en que se exploró un intervalo de velocidades de deformación comprendidas entre 161 $s^{-1}$ y 3960 $s^{-1}$. Los resultados experimentales muestran que dentro del intervalo estudiado el intermetálico TiAl presenta un límite elástico relativamente alto y una muy elevada capacidad de endurecimiento por deformación. La superficie de fractura fue examinada utilizando microscopía óptica de barrido, encontrándose características propias de rotura por crecimiento de microfisuras acompañadas por desgarramiento plástico a lo largo de la superficie de rotura.

**Abstract.** In this paper the dynamic behavior of the TiAl intermetallic was experimentally studied by use of the Split Hopkinson Pressure Bar Technique. Cylindrical specimens 6 mm in height and 6 mm in diameter were dynamically compressed at temperatures ranging from 23 C to 800 C. Strain rates were about 2400 $s^{-1}$, except at room temperature, where strain rates ranging from 161 $s^{-1}$ to 3960 $s^{-1}$ were considered. The experimental results show that the TiAl intermetallic has a relatively high yield stress and a very large strain hardening capability throughout the temperature range studied. The compression behaviour was macroscopically ductile, and specimen failure was observed only at the highest temperatures tested, and at large strain values (near 0.35). A SEM observation of the fracture surfaces made evident a plastic shearing mechanism along the fracture planes accompanying crack formation.

## 1. INTRODUCCION

En los últimos años se ha manifestado un creciente interés por los intermetálicos Ti-Al debido a sus atractivas propiedades a alta temperatura, tales como una buena resistencia a la fluencia y a la oxidación, además de otras propiedades muy útiles como una alta resistencia específica y alto módulo de elasticidad [1]. En consecuencia, ha comenzado a desarrollarse una investigación en torno a sus propiedades de cara a su aplicación en estructuras diversas, como por ejemplo, en motores modernos de aviación. El compuesto intermetálico $\gamma$ - TiAl, con una densidad de 3760 $kgm^{-3}$ y buenas propiedades específicas, es un ejemplo muy interesante de este grupo de materiales. El atractivo de este material condujo al desarrollo hacia 1980 de la aleación intermetálica de dos fases Ti-48Al+V, que tenía una deformación a la rotura en tracción del 2%. Sin embargo, el conjunto de sus propiedades mecánicas (en particular su resistencia a la fluencia) no podían compararse favorablemente aún con las de los materiales aeroespaciales de ese entonces. Sólo a finales de los 80 se desarrollaron aleaciones ingenieriles basadas en Ti - (47-49) Al, con un alargamiento en tracción del 3.5% y una gran resistencia. Una mejora en la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fluencia ha convertido a estos materiales en materiales ingenieriles de interés creciente [2]. Así, la ductilidad y resistencia de estos materiales es un factor determinante en el diseño de los mismos. Se sabe que dichas propiedades están controladas por la microestructura y los elementos aleantes. El estudio del Ti-(43-55)Al ha mostrado que el mínimo valor de la resistencia se tiene para un contenido de Al del 51%, mientras que el máximo alargamiento en

tracción se tiene en torno al 48% de aluminio [3,4]. En el caso de las aleaciones γ-TiAl se ha encontrado que la adición de elementos tales como el vanadio, el cromo o el manganeso aumentan la ductilidad de las aleaciones bifásicas, aunque no tienen un efecto claro sobre las aleaciones monofásicas con más de un 50% de aluminio. Asimismo, los propios cambios microestructurales pueden afectar grandemente la ductilidad del material a temperatura ambiente, que suele variar del 0.5% al 3.5%. En consecuencia, aún no se conoce bien el papel específico de cada elemento aleante, puesto que un proceso dado aplicado a distintas aleaciones afecta simultáneamente a las propiedades de las fases y a la microestructura del material [5].

Uno de los problemas más importantes de cara a la fabricación de componentes de intermetálico Ti-Al, deriva de su elevada resistencia mecánica y al desgaste. En efecto, estas propiedades determinan un rápido desgaste del utillaje requerido para la fabricación de los componentes. Por esta razón, es de gran interés la determinación experimental del comportamiento en compresión del intermetálico TiAl. De esta forma, conociendo dicho comportamiento a distintas temperaturas y velocidades de deformación, se pueden determinar las condiciones óptimas de conformado del intermetálico Ti-Al, minimizando los costes de energía y utillaje en su conjunto.

En este trabajo se estudia experimentalmente el comportamiento del intermetálico γ Ti-Al en compresión dinámicá, utilizando un dispositivo de barra Hopkinson. El intervalo de temperaruras estudiado va desde temperatura ambiente hasta 800 C. Las velocidades de deformación de los ensayos en caliente fue de 2400 1/s aproximadamente, mientras que a temperatura ambiente dicho parámetro varió desde 161 1/s a 3960 1/s. Se encontró que se producía rotura macroscópica del material sólo a las temperaturas de ensayo más altas. Una inspección por microscopía electrónica de barrido ha puesto en evidencia la presencia de mecanismos de rotura por crecimiento de microfisuras y desgarramiento plástico por cortante.

## 2. TRABAJO EXPERIMENTAL.

La experimentación se centró en la compresión dinámica de probetas cilíndricas del intermetálico γ TiAl utilizando la técnica del la barra Hopkinson. Dicha técnica consiste en disparar un proyectil cilíndrico contra una barra de material con un alto límite elástico. Dicho impacto genera una onda de compresión que viaja a través de la barra en cuestión. En el extremo opuesto de la misma, se sitúa la probeta del material a ensayar, la cual limita en su otro extremo con una segunda barra cilíndrica, de iguales características que la primera. Así, la onda de tensión que viaja a través de la primera barra (onda incidente), incide sobre la probeta generándose dos ondas más, a saber, una onda reflejada, que se dirige hacia el extremo impactado de la primera barra, y una onda transmitida que viaja a través de la segunda barra. Una disposición de bandas extensométricas situadas en las dos barras permite medir los pulsos incidente, reflejado y transmitido. A partir de dichos datos, es posible evaluar la tensión y la velocidad de deformación en la probeta como [6]:

$$\sigma=(EA_b/2A_s)(\varepsilon_i+\varepsilon_r+\varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}=-(c/l)(\varepsilon_t+\varepsilon_r-\varepsilon_i) \quad (2)$$

en que ε es la deformación en las barras, los subíndices i, r y t se refieren a las ondas incidente, reflejada y transmitida, respectivamente, σ es la tensión en la probeta, E es el módulo de Young, $A_b$ es la sección de las barras, $A_s$ es la sección de la probeta, c es la velocidad de propagación de las ondas de compresión y l es la longitud de la probeta. La integración de la ecuación (2) nos permite obtener la evolución temporal de la deformación de la probeta:

$$\varepsilon=\int\dot{\varepsilon}dt \quad (3)$$

Así, se puede determinar la relación tensión-deformación del material eliminando el parámetro temporal de las ecuaciones (1) y (3).

En este trabajo, se realizaron ensayos de compresión dinámica de probetas del intermetálico γ TiAl de 6 mm de diámetro y 6 mm de altura. El material contenía aproximadamente un 56.11% de Ti, un 38.52% de Al, un 2.73% de Nb y un 2.63% de Mn. El mecanizado del material, de extremada resistencia al desgaste, se efectuó mediante electro-erosión. Se realizó una inspección microscópica del material, antes y después de los ensayos, aunque sólo en el caso de los experimentos efectuados a temperatura ambiente. Con este fin, las probetas fueron cortadas a lo largo de un plano diametral empleando un disco de carburo de silicio. Una de las mitades fue embutida en resina y pulida hasta 3 $\mu$m utilizando pasta de diamante.

La microestructura inicial del intermetálico estudiado constaba de granos de la fase γ (TiAl) y de granos en que las fases γ (TiAl) y $\alpha_2$ (TiAl3) se encuentran juntas y siguiendo una disposición laminar. La observación de la microestructura deformada en ensayos preliminares a baja velocidad de deformación, muestra que la deformación plástica da lugar a la formación de una estructura de láminas alargadas que pueden llegar a tener unas 800 $\mu$m de longitud y 50 $\mu$m de ancho. El tamaño de estas láminas crece con la deformación impuesta, y se orientan aproximadamente a 45° con respecto al eje de

compresión. Naturalmente, el daño de la microestructura aumenta con la deformación impuesta, aunque dicho daño se localiza en torno a las regiones laminares originadas por la deformación plástica. Así, primeramente se generan cavidades en los extremos de las regiones laminares, en la vecindad de los granos de la fase gamma. Al aumentar la deformación, se forman cavidadas en los bordes de las láminas, entre las fases $\gamma$ y $\alpha_2$. Al seguir deformando, las cavidades coalescen dando lugar a fisuras paralelas a la orientación de las láminas. Cuando estas fisuras crecen lo suficiente, pueden continuar desarrollándose a traves de los granos de la fase gamma. La inspección metalográfica de las probetas deformadas a altas velocidades de deformación utilizando la barra de Hopkinson, muestran que el mecanismo microscópico de daño de las probetas ensayadas en esas condiciones es esencialmente similar al detectado a bajas velocidades de deformación. Es importante notar que en estos ensayos no se produjo rotura macroscópica de las probetas, sino sólo un incremento del daño microestructural según el mecanismo descrito.

Se realizaron ensayos de microdureza en el material deformado a bajas velocidades de deformación, empleando una carga de 300 g. En la microestructura sin deformar, los granos de la fase gamma y los granos de morfología laminar $\gamma + \alpha_2$ tienen una microdureza de valor similar. A medida que aumenta la deformación impuesta, la microdureza da ambos tipos de granos aumenta, aunque se aprecia que el aumento de la microdureza de los granos de $\gamma+\alpha_2$ es mucho más importante que el de los granos de la fase gamma. Así, para una deformación impuesta de $\varepsilon$=0.31, la microdureza de la fase gamma aumenta en un 60% aproximadamente, mientras que en el caso de los granos de la morfología laminar $\gamma+\alpha_2$ la microdureza aumenta en un 120%, aproximadamente.

Los ensayos dinámicos en compresión a temperatura ambiente cubren un intervalo de velocidades de deformación que va desde 161 1/s hasta 3960 1/s. En las Figuras 1 y 2 se muestran las curvas tensión deformación correspondiente a los en sayos efectuados a 945 1/s y 3960 1/s. Se puede apreciar en dichas figuras la gran capacidad de endurecimiento por deformación que presenta el intermetálico TiAl. Por su parte, en las Figuras 3, 4, 5 y 6 se muestran las curvas tensión real-deformación real para temperaturas de ensayo de 400 C, 600 C, 700 C y 800 C. Como puede verse en dichas figuras, las velocidades de deformacion media en estos últimos casos varió entre 2320 1/s a 600 C y 2500 1/s a 700 C. De todos los experimentos dinámicos realizados, sólo se observó rotura macroscópica manifiesta, mediante fragmentación de la probeta, en el ensayo efectuado a 800 C. En el ensayo realizado a 700 C se apreciaron microfisuras macroscópicas, aunque sin llegar a la rotura de la probeta.

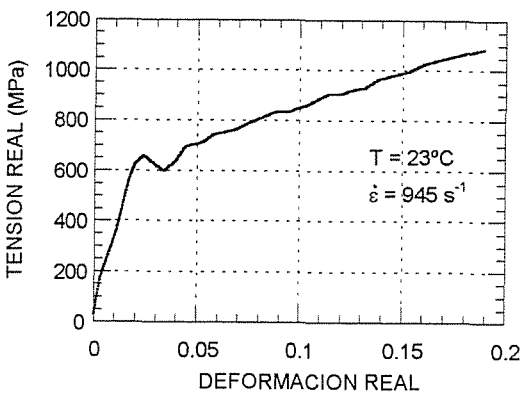



Figura 1. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 23 C y 945 1/s.

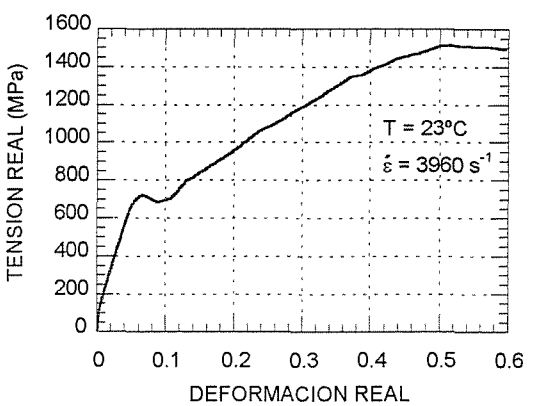



Figura 2. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 23 C y 3960 1/s.

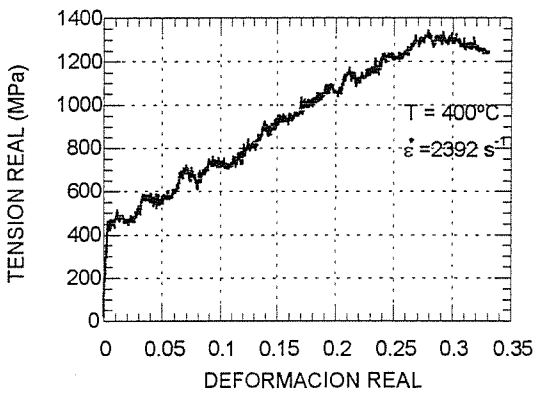



Figura 3. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 400 C y 2392 1/s.

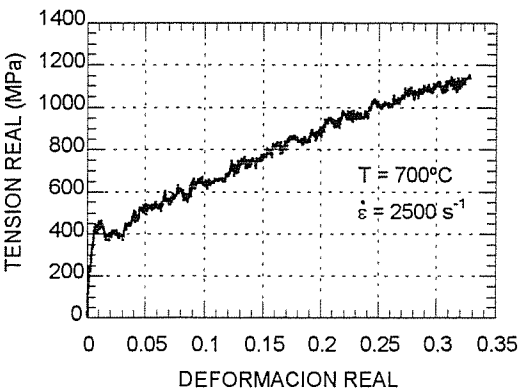



Figura 5. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 700 C y 2500 1/s.

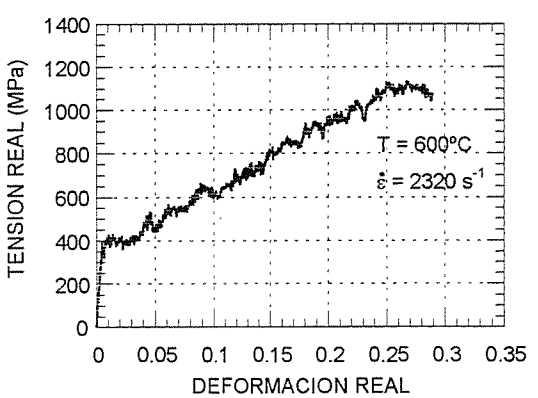



Figura 4. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 600 C y 2320 1/s.

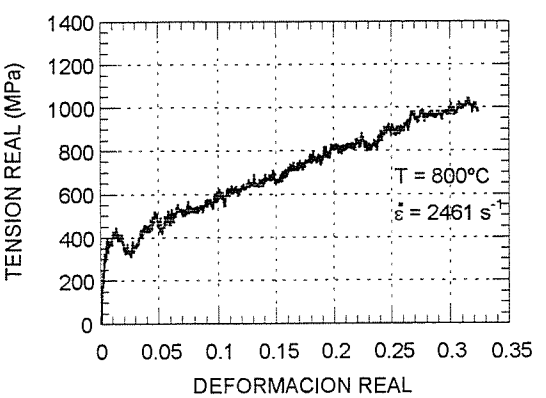



Figura 6. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 800 C y 2461 1/s.

En todas las curvas mostradas, se aprecia una muy alta capacidad del material para endurecerse por deformación. Además, se aprecia un ligero desplazamiento hacia tensiones menores de las curvas tensión-deformación con el aumento de la temperatura de ensayo.

La inspección de la probeta ensayada a 800 C mostró que los planos de rotura se orientaban aproximadamente a 45 ° con respecto al eje de compresión. Se realizó una inspección por microscopía óptica de barrido de las superficies de fractura generadas en el ensayo. Se encontró que , tal como se aprecia en la Figura 7, se observan indicios de una marcada deformación por cortante a lo largo de la superficie de fractura. Sobre dicha superficie se observan numerosas microgrietas como la mostrada en la Figura 8.

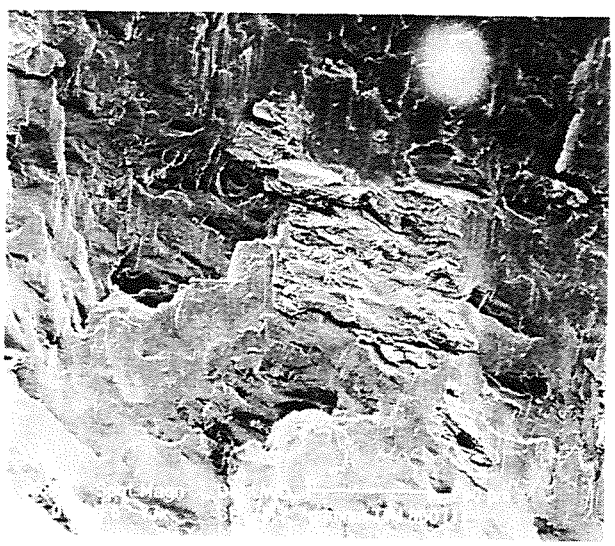


Figura 7. Un aspecto de la superficie de fractura.

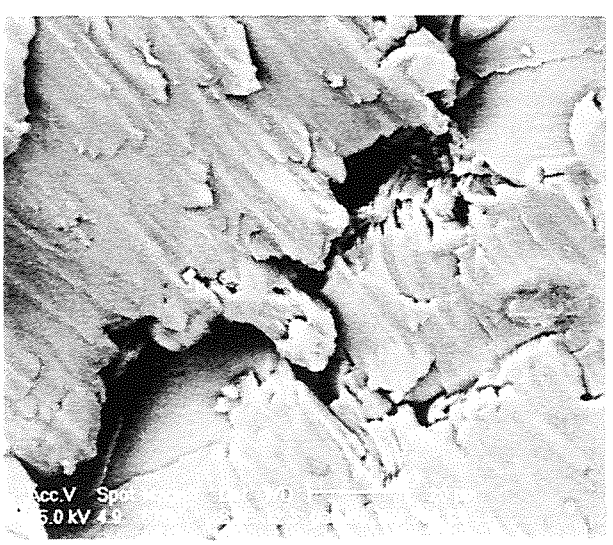


Figura 8. Detalle de una fisura detectada en la superficie de fractura

## 3. DISCUSION.

La obtención de las curvas tensión real-deformación real del intermetálico TiAl, se ha basado en la técnica usual del tratamiento de datos del dispositivo de barra de Hopkinson. En esta técnica, la medida de los pulsos incidente, reflejado y transmitido basta para determinar la tensión y la deformación experimentadas por la probeta. Sin embargo, las medidas directas de deformación experimental después del ensayo, muestran que la deformación real en compresión era algo mayor que el valor calculado de manera indirecta. La discrepancia se situaba en torno a un 15% por exceso del valor real con respecto del valor calculado sobre la base de las medidas extensométricas. Naturalmente, este no es un problema específico del material ensayado, sino que es inherente a la técnica experimental utilizada. Esto sugiere que es conveniente, en el caso de compresión dinámica, utilizar alguna forma alternativa de medir la deformación de la probeta, para evitar los errores antes mencionados.

Resulta muy prometedor comprobar los altos valores de deformación plástica conseguidos en los ensayos de compresión dinámica. Esto sugiere que el material es apto para ser conformado plásticamente a alta velocidad hasta altos valores de la deformación plástica. Además, un calentamiento del mismo hasta 800 C reduce la tensión necesaria para deformar en un 15-20%, aproximadamente. Es posible que un mayor calentamiento conduzca aún a un mayor ablandamiento térmico, resultando más fácil el conformado del material. Esto plantea ciertas dificultades puesto que el intermetálico γ TiAl mantiene un alto valor de la tensión de fluencia, aún a altas temperaturas, lo que plantea seras restricciones de cara a seleccionar el material de las barras de compresión.

El comportamiento a la fractura del intermetálico TiAl muestra que, dentro del intervalo estudiado, un aumento de la temperatura de ensayo no incrementa su capacidad para deformarlo plásticamente sin que se observe rotura. En efecto, en los ensayos efectuados a 700 C y 800 C se produce fisuración macroscópica y rotura para valores de la deformación real de 0.32, aproximadamente. Sin embargo, a temperatura ambiente y a 400 C es posible alcanzar dichos valores de deformación, o incluso superarlos, sin que se aprecie macrofisuración ni rotura del material. En una etapa próxima, se estudiará mediante microscopía óptica y de barrido la microestructura generada en el intermetálico TiAl por compresión dinámica en caliente, con el objetivo de identificar la naturaleza y cuantía del daño generado por deformación en caliente. Este es un dato importante de cara a la elaboración de componentes estructurales de dicho material, en que es necesario controlar la configuración inicial de defectos del material.

## 4. CONCLUSIONES.

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento dinámico en compresión del intermetálico gamma TiAl empleando el dispositivo de la barra de Hopkinson. Se estudió un intervalo de velocidades de deformación medias comprendido entre 161 1/s y 3969 1/s para los ensayos a temperatura ambiente. Los ensayos de compresión dinámica en caliente se realizaron a una velocidad de deformación media de 2400 1/s, aproximadamente. El examen microscópico de las probetas deformadas sugiere que el mecanismo de daño que conduce a la rotura se inicia por nucleación de cavidades a lo largo de las láminas de la fase gamma en los granos con morfología laminar $\gamma+\alpha_2$. La coalescencia de estas cavidades daría lugar a microfisuras que serían responsables de la rotura final del material. De hecho, observaciones realizadas sobre la superficie de rotura generado por compresión dinámica a 800 C, muestra una abundante presencia de fisuras en dicha superficie. El material estudiado, se caracteriza por una importante capacidad de endurecimiento por deformación, aún a temperaturas de ensayo tan altas como 800 C.

## BIBLIOGRAFIA.

1. Kim, Y. W., "Gamma Titanium Aluminides: Their Status and Future", J. Metals, **41**, 24-30 (1989).

2. Kim, Y.W., en High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV (Eds.: Stiegler, J.O., Johnson, L.A. y Pope, D.P.), pp. 777-794, Pittsburgh, Pennsylvania (1991).

3. Huang, S. C. y Shih, D.S., Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys (Eds.: Kim, Y.W. y Boyer, R.R.), pp. 105-122, Warrendale, Pennsylvania (1990).

4. Tsuyama, S., Mitao, S. y Minakawa, K., Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, (eds.: Kim, Y.W. y Boyer, R.R.), pp. 297-312, Warrendale, Pennsylvania (1990).

5. Kim, Y.W. y Dimiduk, D.M., "Progress in the Understanding of Gamma Titanium Alluminides", J. Metals, **43**, 40-47 (1991).

6. Nicholas, T, "High Strain Rate Characterization of Materials", en Impact Dynamics (Eds.: Zukas, J.A., Nicholas, T., Suwft, H., Greszczuk y Curran, D.R.), John Wiley & Sons (1982).

**Agradecimientos**. Los autores desean manifestar su agradecimiento a la CICYT (Proyecto MAT96-0649) por la financiación de este proyecto, como asimismo a los profesores José Manuel Torralba y José Fernández Sáez, del Departamento de Ingeniería de la Universidad Carlos III de Madrid, por la colaboración prestada en el trabajo de microscopía y análisis micrográfico.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# DAÑO SUPERFICIAL ASOCIADO A FATIGA EN UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX

**A. Mateo[1], P. Violan[2], M. Marsal[1], L. Llanes[1], J. Méndez[2] y M. Anglada[1]**

1.- Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S.E.I.B., Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona, España
2.- Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux
(URA N°863/CNRS), ENSMA, 86960 Futuroscope Cedex, Francia

**Resumen.** Esta comunicación presenta un estudio sobre el comportamiento a fatiga de alto número de ciclos de un acero inoxidable austeno-ferrítico. Estos aceros, usualmente denominados dúplex, experimentan la descomposición espinodal de su parte ferrítica a temperaturas en torno a los 475 °C, fenómeno que induce significativos cambios en sus propiedades mecánicas. Por ello resulta interesante analizar el comportamiento a fatiga en función de dicho envejecimiento térmico. Con este fin se han efectuado ensayos sobre probetas de un acero dúplex UNS S31803, tanto en condición de recocido como después de envejecimiento térmico. El daño superficial en dichas probetas ha sido analizado por microscopía electrónica de barrido. Se ha puesto énfasis en discutir la correlación entre la resistencia a fatiga y los procesos de nucleación y propagación de fisuras microestructuralmente pequeñas, así como en suministrar información sobre la sensibilidad a fatiga de los aceros dúplex envejecidos en comparación con la del material recocido.

**Abstract.** In this work the high cycle fatigue behaviour of an austenite-ferrite stainless steel is studied. These steels, usually referred as duplex, suffer the spinodal decomposition of their ferritic phase at temperatures about 475 °C. This phenomenon induces significant changes in their mechanical properties. Hence, it is interesting to analyse its fatigue behaviour as a function of this thermal ageing. With this objective, tests were carried out in specimens of a duplex type UNS S31803, both in the annealed condition and after thermal ageing. Surface damage has been studied by scanning electron microscopy. Emphasis is made on discussing the correlation of fatigue endurance to crack nucleation and microstructurally short cracks propagation, as well as providing information on the fatigue sensitivity of aged duplex steels as compared to that of annealed material.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables dúplex surgieron como una respuesta a aplicaciones concretas en que se necesitaban aleaciones inoxidables capaces de soportar condiciones de servicio muy severas, e.g. extracción de petróleo *offshore*, plantas desalinizadoras, etc. [1]. Sin embargo, en la actualidad su campo de utilización se está expandiendo, reemplazando en muchos casos a los inoxidables monofásicos convencionales. El secreto de este éxito radica en el excepcional comportamiento de estos materiales, tanto frente a la corrosión como por lo que se refiere a resistencia mecánica [1,2].

Por otra parte, los diagramas de equilibrio del sistema Fe-Cr evidencian que dicha solución sólida deviene inestable a temperaturas en el rango de 250 a 500 °C, produciéndose la formación de fase α', ya sea por descomposición espinodal o bien por nucleación y crecimiento [3]. En el caso de los aceros inoxidables dúplex es su fase ferrítica la que se ve afectada por este fenómeno, siendo el proceso más común su descomposición espinodal en zonas ricas en Cr (α') y zonas ricas en Fe (α). Como consecuencia de estos cambios microestructurales las características mecánicas de los aceros dúplex se ven fuertemente alteradas cuando son envejecidos a temperaturas en torno a 475 °C. Se trata del fenómeno conocido como "fragilización a 475 °C", el cual se caracteriza por decrementos en la ductilidad, la tenacidad a la fractura y la resistencia al impacto, en tanto que la dureza, el límite elástico y la resistencia máxima a tracción aumentan [4].

La información disponible sobre el efecto del envejecimiento térmico en el comportamiento a fatiga de los aceros dúplex es poco abundante. Hasta la fecha, las investigaciones se han centrado principalmente en la fatiga oligocíclica [5-7] y en la propagación de fisuras por fatiga [4,5,8-10], siendo escasos los estudios acerca de la influencia del envejecimiento térmico en la resistencia a fatiga en el régimen de alto número de ciclos (HCF, *High Cycle Fatigue*) [4]. En particular, el efecto de la fragilización térmica sobre los procesos de localización de la deformación y nucleación de fisuras a niveles de esfuerzos en torno al límite a fatiga de los aceros dúplex es un aspecto prácticamente no investigado.

Precisamente el objetivo de este artículo es abordar los fenómenos de nucleación de fisuras y el comportamiento de fisuras microestructuralmente pequeñas en el régimen de HCF para los aceros inoxidables dúplex tanto en estado de recocido como después de ser envejecidos térmicamente.

## 2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero inoxidable utilizado en este trabajo correspondió a la calidad UNS S31803, habitualmente designada como 2205. La composición química del material y la de cada una de sus fases constituyentes analizada por espectroscopía por análisis de energía dispersada se muestran en la **Tabla I**.

**Tabla I.** Composición química del acero y de cada una de las fases (% en peso).

| | C | N | Cr | Ni | Mo |
|---|---|---|---|---|---|
| **UNS S31803** | 0.025 | 0.13 | 22.0 | 5.5 | 3.0 |
| **Fase α** | - | - | 27.5 | 2.9 | 4.8 |
| **Fase γ** | - | - | 20.4 | 6.3 | 1.2 |

El material fue suministrado en forma de redondo de 20 mm de diámetro y se le efectuó un tratamiento de recocido a 1050 °C. La microestructura fue revelada por medio de ataque electrolítico con una solución acuosa de NaOH/KOH y las fracciones de volumen determinadas a través de análisis de imagen, dando como resultado un 45 % de austenita en una matriz ferrítica. Como se refleja en la micrografía de la **Fig. 1**, esta microestructura aparece fuertemente orientada según la dirección de laminación, la cual coincidirá siempre con el eje longitudinal de las probetas.

Las probetas mecanizadas para los ensayos de HCF tenían la forma mostrada en la **Fig. 2**, con una sección mínima de 3.5 mm en diámetro (d), un radio de curvatura de 36 mm (R) y una longitud de 55 mm (L). Una serie de probetas fueron ensayadas en la condición de recocido, mientras que otra serie lo fueron después de ser tratadas durante 200 horas a 475 °C. Las características mecánicas monotónicas en ambas condiciones se presentan en la **Tabla II**. Los ensayos fueron efectuados en una máquina de ensayo de resonancia RUMUL Mikrotron, bajo control de carga, a tracción-compresión y a frecuencias próximas a 250 Hz. El límite de fatiga ($\sigma_e$) se evaluó como la amplitud de esfuerzo para la cual las probetas no rompieron en $10^7$ ciclos. Las superficies de todas las muestras fueron examinadas en un microscopio electrónico de barrido JEOL-JMS6400, poniendo especial atención en los aspectos de localización del daño superficial e iniciación de fisuras en ambas fases constitutivas. Para facilitar esta labor las probetas, previamente a su ensayo, habían sido pulidas mecánicamente y sometidas a un leve ataque electrolítico.

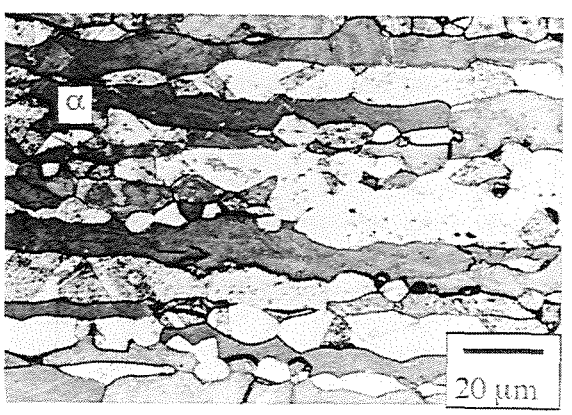



**Figura 1.** Microestructura del acero dúplex UNS S31803 estudiado.

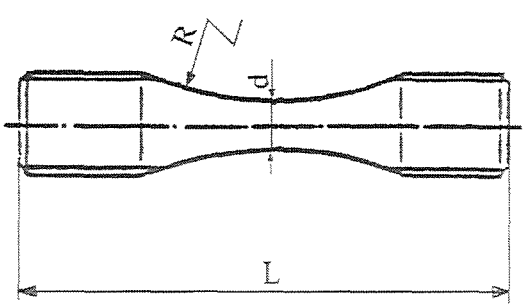



**Figura 2.** Geometría de las probetas utilizadas.

**Tabla II.** Características mecánicas a tracción del acero dúplex UNS S31803.

| | $\sigma_{ys}$ | $\sigma_{uts}$ | $A_{rot}$ (%) |
|---|---|---|---|
| **Recocido** | 468 | 686 | 25 |
| **Envejecido** | 780 | 955 | 21 |

siendo: $\sigma_{ys}$ límite elástico;
$\sigma_{uts}$ resistencia máxima;
$A_{rot}$ alargamiento a fractura

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las curvas que representan la amplitud de esfuerzo frente al número de ciclos a rotura (curvas S-N) se muestran en la **Fig. 3**. Puede apreciarse que tanto el límite de fatiga como la resistencia general a HCF son mayores para el material envejecido que para el recocido. Estos resultados concuerdan con los reportados por Ogiyama *et al.* [11] en aceros dúplex con diferentes tamaños de grano y fracciones de volumen, y por Iturgoyen [4] en un dúplex tipo AISI 329. Sin embargo, la mejora en la resistencia a fatiga no es tan remarcable como la apreciada para los propiedades a tracción. Así, la relación o cociente de fatiga, definida como el cociente entre el límite de fatiga y el límite elástico ($\sigma_e$ / $\sigma_{ys}$), pasa de 0.75 para el material recocido a 0.51 en la condición de envejecimiento escogida. Este efecto se observa claramente en la **Fig. 4**, donde la resistencia a fatiga se ha normalizado dividiendo por los correspondientes valores de $\sigma_{ys}$. En esta gráfica las vidas a fatiga, para un cociente dado, son menores para el acero envejecido que para el recocido. Esta mayor sensibilidad a fatiga del dúplex envejecido debe estar asociada con diferencias en los procesos de nucleación y propagación de fisuras pequeñas en el régimen de HCF.

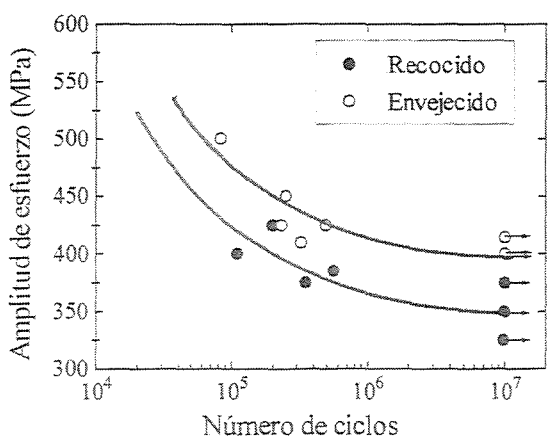



Figura. 3. Curvas S-N del acero dúplex estudiado.

En las muestras de acero recocido se aprecia daño superficial en la fase austenítica, generalmente en forma de deslizamiento de carácter simple, tanto en las probetas que rompieron como en las que resistieron $10^7$ ciclos. En estas últimas no se aprecia plasticidad relativamente significativa en la ferrita. Por el contrario, en las probetas sometidas a niveles de esfuerzos superiores al límite de fatiga, la ferrita es plásticamente activa y la deformación en esta fase se concentra en intensas bandas de deslizamiento que originan pronunciadas extrusiones en determinados granos de ferrita orientados favorablemente (**Fig. 5a**). Tales características no se aprecian en las muestras que soportaron $10^7$ ciclos (**Fig. 5b**).

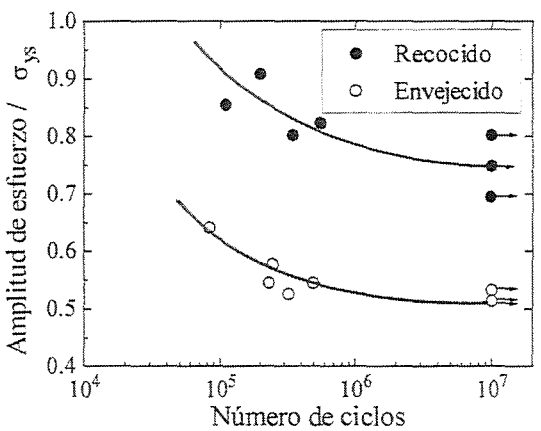



**Figura. 4.** Curvas S-N del acero dúplex estudiado normalizadas respecto a los $\sigma_{ys}$ correspondientes.

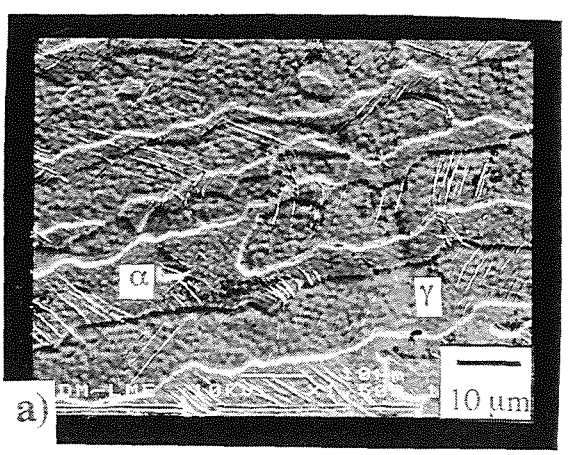



**Figura 5a.** Aspecto superficial del material recocido ensayado a 400 MPa. $N_f$ = 111000 ciclos.

A esfuerzos ligeramente superiores al límite de fatiga se observa que las fisuras también pueden nuclearse en la ferrita o en las interfases $\alpha/\gamma$, en este último caso como resultado de incompatibilidades de deformación entre ambas fases. En consecuencia, en las probetas que llegaron a rotura en muchas ocasiones resulta difícil

discernir si las fisuras se iniciaron en la austenita, en la ferrita o en las interfases.

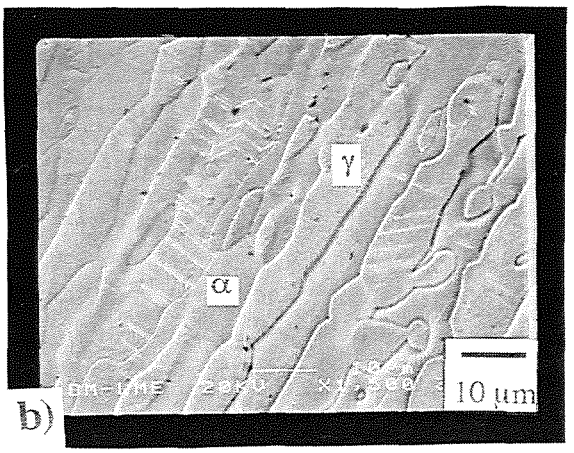



**Figura 5b.** Aspecto superficial del material recocido ensayado a 375 MPa. Vida infinita.

Las observaciones precedentes sugieren que para el material recocido el límite de fatiga viene determinado por dos factores: por un lado la capacidad de las microfisuras iniciadas en la austenita de penetrar y propagarse en la matriz ferrítica; mientras que el otro factor es que no lleguen a formarse microfisuras ni en la ferrita ni en las interfases $\alpha/\gamma$.

En el material envejecido la matriz ferrítica está endurecida, y por tanto presenta un mayor límite elástico cíclico. En consecuencia esta fase requiere de esfuerzos aplicados mayores para deformarse plásticamente. En esta situación será la austenita la única fase que soporte deformación plástica en el régimen de HCF. Las observaciones a través de MEB confirman estas ideas. Así, el análisis del daño superficial en la austenita del material envejecido refleja una situación más compleja, en términos de actividad plástica, que la observada en el acero recocido. Puede apreciarse claramente que en los aceros dúplex envejecidos el daño superficial se localiza fuertemente en los granos de austenita. La actividad plástica de esta fase se caracteriza por la existencia de dos o más sistemas de deslizamiento y todos ellos desarrollan marcadas extrusiones en las cuales tiene lugar la iniciación de fisuras (**Fig. 6a**). En la matriz ferrítica el daño superficial es mínimo, incluso en las muestras que llegaron a rotura apenas se aprecian indicios de mecanismos de deformación como deslizamiento o maclado.

Estas observaciones implican que el límite de fatiga del material envejecido solamente está asociado con un factor: la detención en las interfases $\alpha/\gamma$ de las microfisuras nucleadas en la austenita (**Fig. 6b**) debida a la dificultad que experimentan para renuclear y propagarse a través de la ferrita endurecida por la descomposición espinodal.

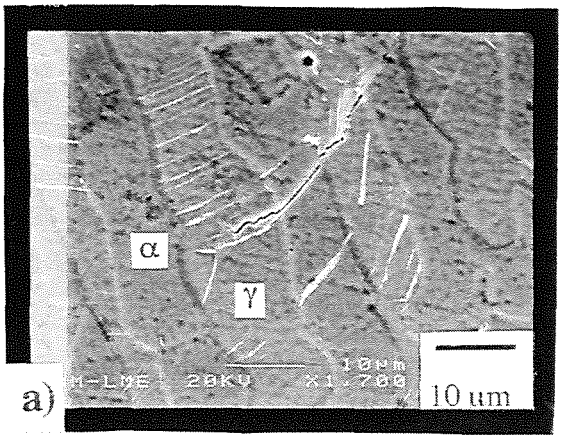



**Figura 6a.** Aspecto superficial del material envejecido ensayado a 500 MPa. $N_f$ = 83000 ciclos.

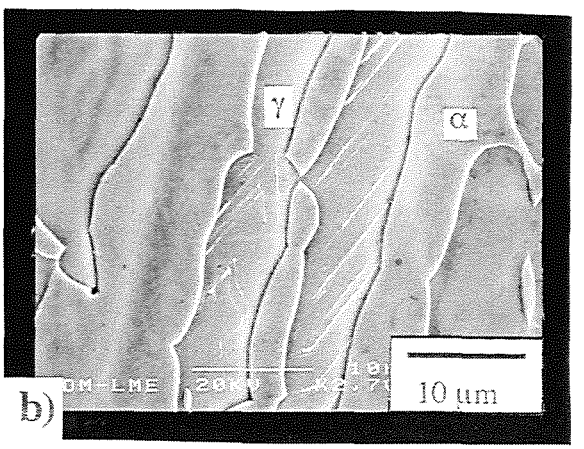



**Figura 6b.** Aspecto superficial del material envejecido ensayado a 400 MPa. Vida infinita.

La **Fig. 6c** muestra un detalle de la imagen precedente, en la cual se puede apreciar la iniciación de una microfisura en la austenita a partir de una de las extrusiones. Estas microfisuras no son capaces de cruzar la interfase $\gamma/\alpha$, siendo esta observación la característica general de todas las microfisuras observadas bajo esa condición de ensayo correspondiente a una vida a fatiga infinita.

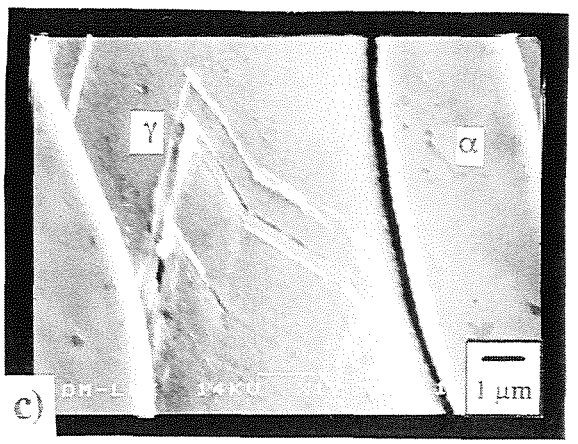



**Figura 6c.** Detalle de la Figura 6b. Material envejecido ensayado a 400 MPa. Vida infinita.

Es un hecho bien conocido que el aumento de la resistencia a tracción provocado por procesos de envejecimiento térmico suele estar acompañado por incrementos en el límite de fatiga. Sin embargo, como ya se ha explicado anteriormente, en el caso aquí estudiado el gran incremento en resistencia monotónica del material envejecido se manifiesta de forma muy modesta en su límite de fatiga, o sea, la sensibilidad a fatiga del acero envejecido es mayor. Esto ocurre en muchos sistemas monofásicos endurecibles por envejecimiento (*age-hardening*) y particularmente en diversas aleaciones que sufren descomposición espinodal. La explicación de tal hecho suele estar relacionada con un incremento de la localización de la deformación en el material envejecido.

Por otra parte, son escasos los estudios similares en materiales de microestructura dual, concentrándose además la mayoría de ellos en las aleaciones dúplex de titanio [12]. Los resultados de la presente investigación son cualitativamente comparables a los obtenidos en los citados estudios, pudiendo explicarse en virtud de que al aplicar esfuerzos cíclicos la deformación plástica no se distribuye de manera uniforme en las dos fases, sino que se concentra principalmente en la fase blanda, i.e. la austenita, especialmente en el caso del material envejecido. Al nivel de amplitudes de esfuerzos estudiado, en el acero dúplex envejecido la deformación plástica está no sólo más localizada sino exclusivamente concentrada en la austenita, a diferencia de lo que sucedía en el material recocido, en el cual la distribución de la deformación plástica entre ambas fases era más homogénea. Este escenario provoca que la nucleación de microfisuras sea más fácil en el acero envejecido que en el recocido. Sin embargo, dicha nucleación prematura no tiene efectos aún más negativos porque las microfisuras deben atravesar la interfase $\gamma/\alpha$ y propagarse a través de la matriz ferrítica. Esta secuencia implica una gran dificultad asociada a la pasividad de la ferrita envejecida por lo que se refiere a deformarse plásticamente.

El resultado final es un mayor límite de fatiga y una mayor resistencia en el régimen de HCF que en el material recocido, pero quedan de manifiesto las influencias del carácter bifásico del acero dúplex y de los diferentes factores dominantes en cuanto al efecto del envejecimiento sobre el límite elástico o la resistencia a fatiga en el régimen de HCF. En el primer caso, el comportamiento viene dado por la microestructura dúplex como un ente global, mientras que en el segundo la respuesta mecánica es fuertemente dependiente del proceso de nucleación en la fase blanda primero, y del proceso de propagación en la fase endurecida después.

## 4. CONCLUSIÓN

La resistencia a fatiga de alto número de ciclos y la sensibilidad a fatiga de un acero inoxidable austeno-ferrítico aumentan con el envejecimiento a temperaturas a las cuales el constituyente ferrítico se descompone espinodalmente, i.e. entre 250 y 500 °C. Esta mejora en la resistencia a fatiga proviene del mayor límite elástico cíclico de la ferrita descompuesta, lo que induce que las fisuras microestructuralmente pequeñas nucleadas en la austenita experimenten una creciente dificultad tanto para atravesar las interfases $\gamma/\alpha$ como para continuar su propagación dentro de la ferrita. El incremento en la sensibilidad a fatiga está relacionado con una más fácil nucleación de microfisuras en la fase austenítica del material envejecido, debida a que la deformación plástica se localiza exclusivamente en esta fase, en comparación con el material recocido, en el cual el proceso de deformación cíclica presenta un carácter más homogéneo por lo que se refiere a las fases que acomodan la deformación.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Este estudio ha sido financiado por la CICYT (proyecto MAT96-1009). La cooperación entre los grupos de investigación español y francés ha sido posible gracias al Ministerio de Educación y Ciencia Español y al *Ministère Francaise des Affaires Étrangères* mediante el Programa Picasso (acciones integradas 95102 y HF94-245, respectivamente).

## 6. REFERENCIAS

[1] Mateo, A., Llanes, L. y Anglada, M., "Los aceros inoxidables dúplex, complemento a los inoxidables monofásicos". En: *Avances en la Deformación Metálica,* Elsevier Prensa, Barcelona, 131-138 (1996).

[2] Charles, J., "Super duplex stainless steels: structure and properties". En: *Proc. Int. Conf. on Duplex Stainless Steels'91,* (J. Charles y S. Bernhardsson, eds.) Editions de Physique, Les Ulis, **1,** pp. 3-48 (1991).

[3] Chung, H.M., "Aging and life prediction of cast duplex stainless steels components", *Int. J. Pres. Ves. & Piping,* **50** 179-213 (1992).

[4] Iturgoyen, L., "Evolución de la resistencia a fatiga y fractura de un acero inoxidable austeno-ferrítico con el tiempo de envejecimiento en el rango intermedio de temperaturas". Tesis Doctoral, Univ. Politècnica de Catalunya, Barcelona, 1994.

[5] Nyström, M. y Karlsson, B., "Cyclic properties of duplex stainless steels - Influence of discontinous spinodally decomposed ferrite", *Mater. Sci. Engng.* A, **215**, 26-34 (1996).

[6] Mateo, A., Violan, P., Llanes, L., Méndez, J. y Anglada, M., "Fatigue life of duplex stainless steels: influence of ageing and environement". En: *Fatigue'96,* (G. Lütjering y H. Nowack, eds.), Pergamon, Oxford, **1**, pp. 209-214, (1996).

[7] Llanes, L., Mateo, A., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Aging effects on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel". *Acta Mater.*, **44** (1996) 3967-3978.

[8] Marrow, J., "Fatigue mechanisms in an embrittled duplex stainless steel". Tesis Doctoral, Cambridge University, Cambridge, 1991.

[9] Marrow, J. y King, J.E., "Temperature effects on fatigue crack propagation in a themally aged super duplex stainless steel". En: *Duplex Stainless Steels'91.* (Charles, J. y Bernhardsson, S., eds.), Les Éditions de Physique, Les Ulis, **1**, pp. 169-176, (1991).

[10] Iturgoyen, L., Alcalá, J. y Anglada, M., "The influence of aging at intermedaite temperatures on the fatigue properties of a duplex stainless steel". En: *Fatigue'93,* (Bailon, J.-P. y Dickson, J.I., eds.), EMAS, Warley, **2**, pp. 669-674 (1993).

[11] Ogiyama, H., Tsukuda, H., Soyama, H. y Tamura, I., "Fatigue behavior of ($\alpha$+$\gamma$) two-phase stainless steel". *J. Soc. Mat. Sci,*. Japan, **36** (1987) 129-134.

[12] Lütjering, G., Gysler, A. y Albrecht, J., "Influence of microstructure on fatigue resistance". En: *Fatigue'96,* (G. Lütjering y H. Nowack, eds.), Pergamon, Oxford, **1**, 1996, pp. 893-904.

[13] Franson, I.A., "Mechanical properties of high purity Fe-26Cr-1Mo ferritic stainless steel". *Metall. Trans.*, **5** (1974) 2257-2264.

[14] Provan, J.W., "An introduction to fatigue". *J. Mater. Educ.*, **11** (1988) 7-103.

[15] Sinning, H.-R., "High cycle fatigue of spinodally decomposed alloys". *Acta metall.*, **30** (1982) 1019-1026.

[16] Kato, M., "Hardening by spinodally modulated structures in bcc alloys". *Acta metall.*, **29** (1981) 79-87.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# RELACIÓN ENTRE PARÁMETROS MICROESTRUCTURALES Y LA CURVA ESFUERZO-DEFORMACIÓN CÍCLICA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENO-FERRÍTICOS

**A. Mateo, L. Llanes y M. Anglada**

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S.E.I.B., Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona

**Resumen.** En este trabajo se ha estudiado el comportamiento cíclico de dos aceros inoxidables dúplex microestructuralmente distintos. Para ello se han efectuado ensayos a amplitud de deformación total incremental, determinándose las curvas cíclicas esfuerzo-deformación de los dos materiales. A continuación la respuesta específica de cada acero es racionalizada satisfactoriamente a través del uso de dos parámetros: una amplitud de deformación plástica local y un límite elástico cíclico local, ambos definidos individualmente para cada fase constitutiva del material. Los datos obtenidos indican que la respuesta cíclica esfuerzo-deformación de los aceros dúplex estudiados está controlada por diversos parámetros del material, diferentes para cada uno de los rangos de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_{pl}/2$), en los cuales se han establecido distintos mecanismos de deformación cíclica. Entre otros, estos parámetros incluyen: fracción de volumen, continuidad y composición química de las fases constitutivas, factores mecánicos cíclicos y monotónicos, tanto globales como locales, y actividad plástica de cada fase en función de la deformación aplicada.

**Abstract.** This work concerns the cyclic behaviour of two microstructurally different duplex stainless steels. First, multi-step tests were carried out in order to determine the cyclic stress-strain curves of the two materials. Then, the specific response of each material is rationalised through the use of two normalised parameters, a local plastic strain amplitude and a local cyclic yield stress, both defined individually for each constitutive phase. The experimentally obtained data indicate that the cyclic stress-strain response of the studied duplex stainless steels is controlled by several material parameters, different within each of the plastic strain ranges ($\Delta\varepsilon_{pl}/2$) where distinct cyclic deformation mechanisms have been established. Among others, these parameters include: volume fraction, continuity and chemical composition of the constitutive phases, global and local monotonic and cyclic mechanical factors, and plastic activity of each phase as a function of applied strain amplitude.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables de microestructura austeno-ferrítica poseen unas características mecánicas que, en general, superan a las de los inoxidables monofásicos, tanto austeníticos como ferríticos. Este factor, unido a otras ventajas como su buena resistencia a la corrosión, excelentes conformabilidad y soldabilidad, etc., hacen que su introducción en distintos sectores industriales sea cada día más importante, tanto en aquellos casos en que se requiere una óptima resistencia a la corrosión en condiciones críticas (medios clorados, corrosión bajo tensiones) [1,2], como reemplazando a los tradicionales austeníticos en aplicaciones convencionales [2,3].

Muchas de las aplicaciones referidas implican, bajo condiciones operativas normales, cargas cíclicas. Por tanto, el comportamiento a fatiga de estos materiales debe ser considerado como un criterio importante para el diseño estructural. Así, en los últimos años se han incrementado los estudios tendentes a mejorar la comprensión de los aspectos mecánicos y subestructurales relacionados con la deformación cíclica de los aceros dúplex [4-8]. En este sentido, la respuesta esfuerzo-deformación bajo cargas cíclicas es una de las características de fatiga más relevantes desde los puntos de vista de localización de deformación y acumulación de daño por fatiga.

Mateo *el al.* [5,6] han observado la existencia de tres etapas en la curva esfuerzo-deformación cíclica (CEDC) de un acero dúplex tipo AISI 329: una de carácter austenítico a $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ bajas, otra de carácter ferrítico a $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ elevadas, y una tercera austeno-

ferrítica, para valores de $\Delta\varepsilon_{pl}$ /2 intermedios, en concordancia con las fases constitutivas que concentran la deformación plástica, *i.e.* austenita, ferrita y ambas fases, respectivamente. Esta descripción de la respuesta cíclica podría generalizarse para cualquier acero dúplex aunque no existe suficiente información experimental para confirmar tal posibilidad. Precisamente uno de los principales objetivos de esta investigación es suministrar una base experimental sobre la cual fundamentar la descripción de la CEDC de los aceros dúplex en términos de las tres etapas apuntadas. Para ello se ha estudiado la respuesta cíclica de dos aceros dúplex de características microestructurales diferentes.

Por otra parte, resulta deseable racionalizar las diferencias observadas entre las CEDC de los dos aceros. Para ello es necesario considerar la influencia de los parámetros microestructurales sobre la respuesta cíclica. En primer lugar se debe tener una completa descripción de su microestructura, o sea determinar factores tales como fracción de volumen, continuidad y composición química de las fases constitutivas. A este respecto es importante el parámetro "fracción de volumen continuo", desarrollado por Lee y Gurland [9]. Para explicar el significado de este parámetro se debe recurrir al concepto de contigüidad (grado de contacto entre granos de una misma fase en una estructura dual), cuya expresión matemática, para el caso de la ferrita, viene dada por: $C_\alpha = \dfrac{a_{\alpha\alpha}}{a_{\gamma\alpha} + a_{\alpha\alpha}}$ ; donde $a_{\alpha\alpha}$ es el área media de contacto entre un grano de fase $\alpha$ y los granos adyacentes de fase $\alpha$, y $a_{\gamma\alpha}$ es el área media de contacto entre un grano de fase $\gamma$ y los granos adyacentes de fase $\alpha$. De forma similar se definiría para el caso de la austenita. Partiendo del concepto de contigüidad aparece el de la "fracción de volumen continuo": $V_{vc}^{\alpha} = C_\alpha V_v^{\alpha}$; donde $C_\alpha$ es la contigüidad y $V_v^{\alpha}$ la fracción en volumen de la fase $\alpha$. Las fracciones de volumen continuo de las fases, $V_{vc}^{\alpha}$ y $V_{vc}^{\gamma}$, pueden ser interpretadas como las fracciones de $\alpha$ y $\gamma$ en la estructura compuesta que tienen las propiedades de un material de fase única $\alpha$ y $\gamma$, respectivamente. La fracción restante del volumen total, $1 - V_{vc}^{\alpha} - V_{vc}^{\gamma}$, se comporta como una "verdadera estructura mezclada".

## 2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Los aceros dúplex seleccionados para este estudio corresponden a las normativas UNS S31803 y UNS S32900 (equivalente a la AISI 329. En la **Tabla I** se muestran las composiciones químicas de ambos aceros, según los datos facilitados por los fabricantes (% en peso). Las microestructuras resultantes fueron caracterizadas metalográficamente mediante ataque electrolítico y con ayuda de técnicas de análisis de imagen.

Los ensayos de fatiga oligocíclica fueron realizados sobre probetas cilíndricas (∅ 6 mm), en una máquina servohidraúlica con extensometría axial. Todas las muestras fueron ensayadas bajo control de la deformación total aplicada, a tracción-compresión y variando la frecuencia a fin de mantener la velocidad de deformación total constante ($\dot{\varepsilon} = 6\text{x}10^{-3}\ s^{-1}$).

**Tabla I.** Composición química de los aceros estudiados (% en peso).

| Material | C | N | Cr | Ni | Mo |
|---|---|---|---|---|---|
| UNS S31803 | 0.025 | 0.130 | 22.0 | 5.50 | 3.00 |
| AISI 329 | 0.036 | 0.072 | 24.6 | 5.40 | 1.40 |

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

### 3.1. Caracterización Microestructural

En la **Tabla II** se recogen los resultados de las mediciones microestructurales efectuadas y en la **Tabla III** se presentan los valores de diversas propiedades mecánicas obtenidos en ensayos de tracción.

**Tabla II.** Datos microestructurales y características mecánicas de los aceros estudiados.

| Material | $d_\alpha$ | $d_\gamma$ | $C_\alpha$ | $C_\gamma$ | $V_V^\alpha$ | $V_V^\gamma$ | $V_{Vc}^\alpha$ | $V_{Vc}^\gamma$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| UNS S31803 | 8.43 | 7.78 | 0.30 | 0.15 | 0.55 | 0.45 | 0.17 | 0.07 |
| AISI 329 | 8.75 | 6.00 | 0.35 | 0.08 | 0.62 | 0.38 | 0.23 | 0.03 |

siendo: $d_\alpha$ , $d_\gamma$ diámetro equivalente (en $\mu$m) de los granos de las fases $\alpha$ y $\gamma$, respectivamente
C contigüidad; $V_v$ fracción en volumen;
$V_{vc}$ fracción en volumen continua

A grandes rasgos podría decirse que:

- el acero UNS S31803 está constituido por una matriz ferrítica con granos de austenita notablemente orientados en la dirección de laminación, dirección que será en todos los casos la correspondiente al eje longitudinal de las probetas a ensayar.
- la microestructura del dúplex AISI 329 es similar a la anteriormente descrita, pero los granos austeníticos alargados son de un tamaño algo inferior.
- las fracciones de volúmenes continuos son pequeñas en todos los casos, especialmente por lo que se refiere a la fase austenita.

**Tabla III.** Características mecánicas a tracción de los aceros estudiados.

| Material | $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_{uts}$ (MPa) | $A_{rot}$ (%) |
|---|---|---|---|
| UNS S31803 | 468 | 686 | 46 |
| AISI 329 | 495 | 697 | 39 |

siendo: $\sigma_{ys}$ límite elástico;
$\sigma_{uts}$ resistencia máxima;
$A_{rot}$ alargamiento a fractura

En la **Fig. 1** se muestran las micrografías correspondientes a las microestructuras de los dos aceros inoxidables.

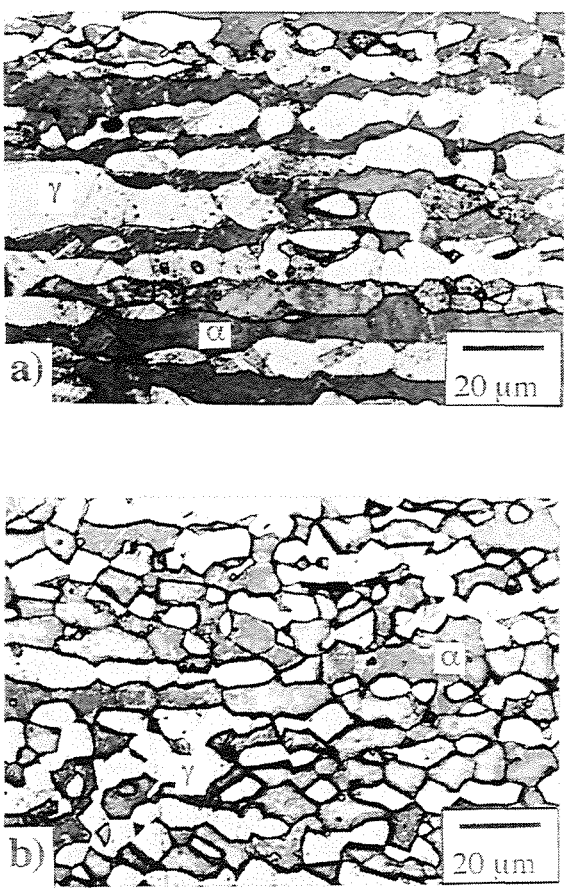



**Figura 1.** Microestructura de los aceros inoxidables dúplex estudiados. a) UNS S31803; b) AISI 329.

### 3.2. Comportamiento bajo deformaciones cíclicas

En la **Fig. 2** se representan las curvas cíclicas esfuerzo-deformación (CEDC) correspondientes a los dos aceros dúplex. La forma de ambas es muy similar, siendo casi paralelas y distinguiéndose los tres regímenes o etapas comentados en la introducción. Las curvas se sitúan relativamente próximas y las zonas de transición entre etapas son prácticamente coincidentes, deduciéndose que el comportamiento de los dos aceros es cualitativamente el mismo.

## 4. DISCUSIÓN

Los datos obtenidos experimentalmente indican la existencia de diferencias entre las respuestas cíclicas esfuerzo-deformación de los dos aceros inoxidables dúplex estudiados. Dichas diferencias debe estar motivadas por diversos parámetros del material. Estos parámetros son diferentes para cada uno de los rangos de $\varepsilon_{pl}$ en los cuales se han establecido distintos mecanismos de deformación cíclica. Así, para poder dar una explicación razonada de las diferencias observadas entre las CEDC de los dos aceros dúplex es necesario tener presentes varios factores y muchos de ellos están interrelacionados. Entre otros, estos factores incluyen: la fracción de volumen, la continuidad y la composición química de las fases constituyentes, los parámetros mecánicos cíclicos y monotónicos tanto globales como locales y la actividad plástica de cada fase en función de la deformación aplicada.

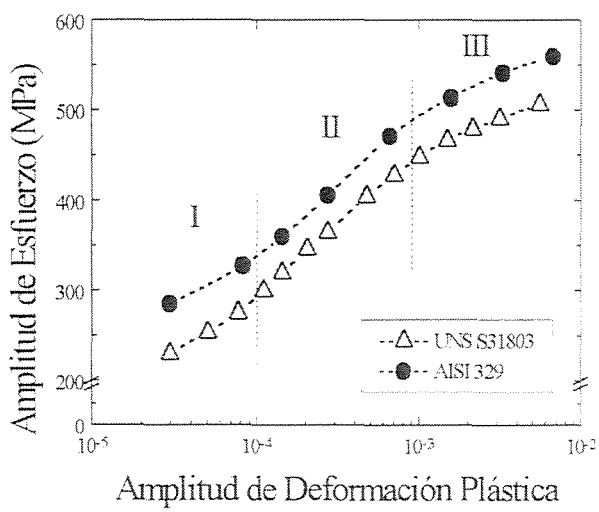



**Figura 2.** Curvas cíclicas esfuerzo-deformación para los dos aceros inoxidables dúplex en estado de recocido.

Por lo que hace referencia a los primeros factores, los resultados sobre la contigüidad de ambos materiales señalan que las fracciones de volumen continuas de las fases individuales son en todos los casos bajas, especialmente por lo que se refiere a la austenita, luego en los aceros dúplex estudiados el comportamiento mecánico estará fuertemente determinado por la "verdadera estructura bifásica", i.e. los efectos de interacción entre las fases constituyentes serán relevantes.

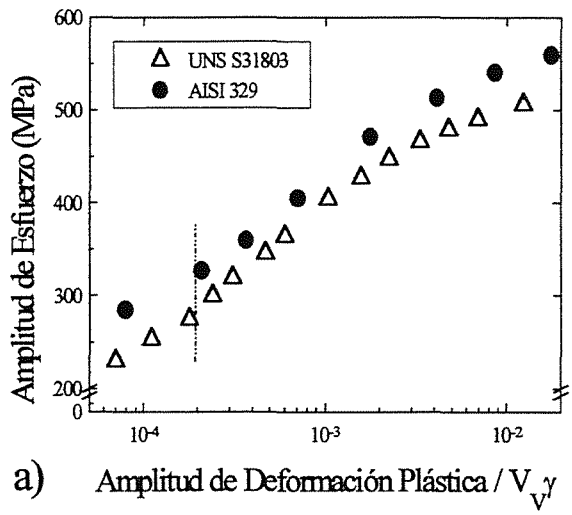
A partir de estudios previos [4-6] se puso de manifiesto que en los dúplex en estado de recocido es la austenita la fase que soporta la mayor parte de la deformación plástica global durante la etapa I y la primera parte de la II. Por tanto, es fácil comprender que una mayor fracción de volumen de austenita implicará valores de esfuerzo menores, para una $\varepsilon_{pl}$ dada dentro de las etapas I y II, puesto que será mayor el porcentaje de material plásticamente activo, o en otras palabras, la deformación plástica por volumen de material activo será menor. En la **Fig. 2** puede comprobarse que, efectivamente, la curva del acero más austenítico (UNS S31803) se encuentra a valores de esfuerzo inferiores a los medidos para el material AISI 329.

El hecho que cada régimen esté asociado con diferentes mecanismos de deformación cíclica dominantes sugiere que la racionalización debería realizarse en relación con los fenómenos fluencia cíclica local, o sea en cada fase individual activa. De esta manera, puede proponerse un enfoque en el que el primer paso sería representar los datos experimentales en función de una variable que racionalice las diferencias en fracciones de volumen. Tal parámetro será denominado "deformación plástica local" ($\Delta\varepsilon_{pl}/2$ local) y vendrá dado por la deformación plástica global dividida por la fracción de volumen de cada fase. Las curvas resultantes se muestran en la **Fig. 3**.

A partir de estas curvas se pueden escoger valores específicos de "deformación plástica local" que servirán para definir un segundo factor de normalización, el "límite elástico cíclico local" ($\sigma^C_{YS}$). Este parámetro corresponde a una amplitud de esfuerzos asociada con un valor dado de "deformación plástica local" para el que tiene lugar la fluencia de la fase en consideración. La selección de los valores apropiados puede hacerse considerando tanto la respuesta mecánica como la evolución subestructural asociada. De esta forma, en el caso de la austenita, el valor de $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ local tomado es el correspondiente a la transición entre la etapa I y la etapa II que tiene lugar, para los dos aceros de nuestro estudio, en torno a $2x10^{-4}$ en la **Fig. 3a**. En ese punto la fluencia local de la fase austenítica se pone de manifiesto por su fuerte endurecimiento cíclico, el cual induce el inicio de actividad plástica en la ferrita. Para la ferrita el $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ local escogido es $1.5x10^{-3}$ en la **Fig. 3b**, que se relaciona con la transición entre las etapas II y III. Aunque en la etapa II ambas fases desarrollan actividad plástica, cuanto mayor es $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ más se concentra la deformación en la parte ferrítica, que será la dominante en la etapa III. Los valores de los límites elásticos cíclicos locales obtenidos siguiendo este procedimiento son los mostrados en la **Tabla IV**.

**Tabla IV.** Límites elásticos cíclicos locales para los dos aceros dúplex estudiados.

| $\sigma^C_{ys}$ | $\gamma$ $\Delta\varepsilon_{pl}$ / 2 local = $2x10^{-4}$ | $\alpha$ $\Delta\varepsilon_{pl}$ / 2 local = $1.5x10^{-3}$ |
|---|---|---|
| **UNS S31803** | 280 | 435 |
| **AISI 329** | 325 | 488 |



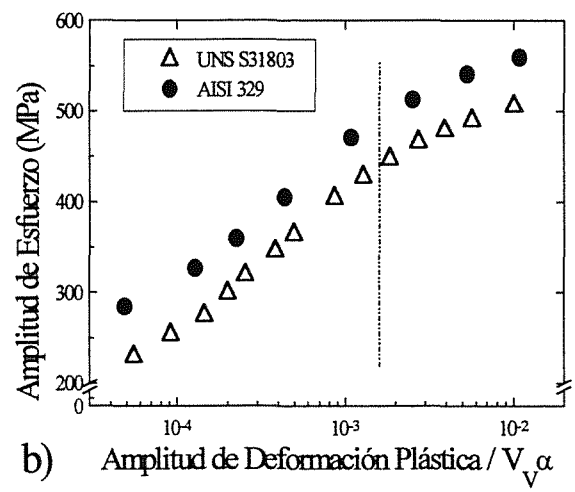




**Figura 3.** Curvas cíclicas esfuerzo-deformación para los dos aceros dúplex normalizadas con respecto a sus fracciones volumétricas de: a) austenita; b) ferrita.

Una vez que se han estimado los parámetros locales, los esfuerzos obtenidos experimentalmente son normalizados dividiendo por los esfuerzos cíclicos locales de austenita y ferrita. De esta forma se obtienen las curvas de la **Fig. 4**.

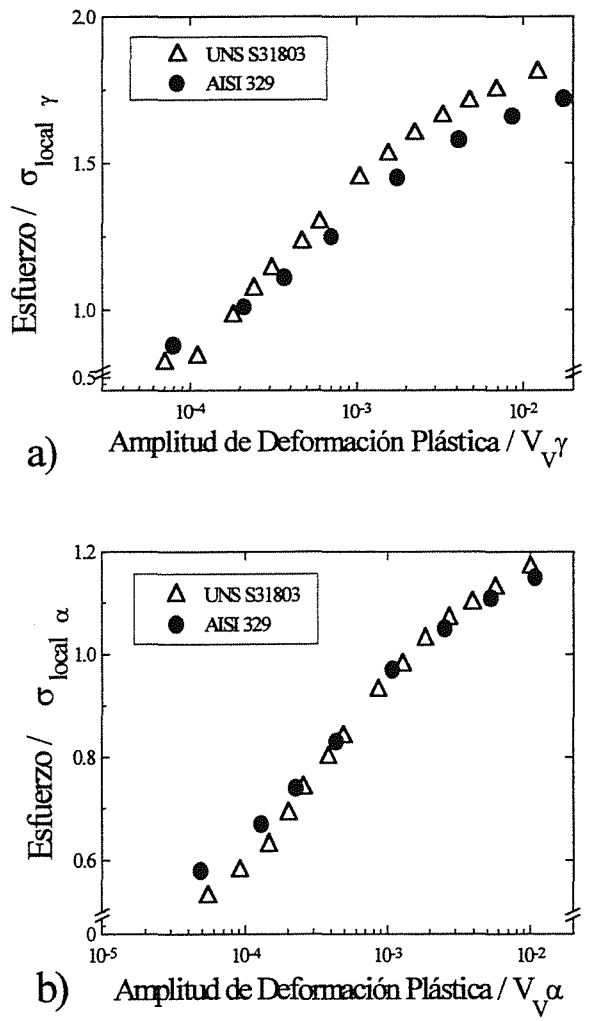



**Figura 4.** Curvas cíclicas esfuerzo-deformación para los dos aceros inoxidables dúplex normalizadas con respecto a sus parámetros cíclicos locales: a) austenita; b) ferrita.

La concordancia entre todas las curvas después de la racionalización es muy buena, como puede apreciarse en la **Fig. 4**. Para amplitudes de deformación bajas, caso de la **Fig. 4a**, las curvas se superponen durante la etapa I, mientras que a amplitudes altas (**Fig. 4b**) es en la etapa III cuando se produce la total coincidencia de las curvas. En ambos casos la racionalización es el resultado de considerar las propiedades cíclicas intrínsecas de la fase dominante, austenita y ferrita respectivamente, junto con la correspondiente proporción de material que asume la deformación plástica. Esto explica también las discrepancias a altas y bajas amplitudes de deformación en las **Figs. 4a** y **4b**, respectivamente, debidas a que en esas zonas de las curvas los parámetros normalizantes dejan de tener significado físico.

Es de reseñar que en la zona de $\varepsilon_{pl}$ intermedias todas las curvas normalizadas muestren una concordancia bastante buena, independientemente de que los parámetros utilizados sean los relacionados con la austenita o los propios de la ferrita. Como se explicó previamente, en esa etapa II de la CEDC el comportamiento puede calificarse de austenítico-ferrítico, pues ambas fases se están deformando plásticamente a niveles similares, lo que justifica la doble concordancia observada.

La principal causa del buen resultado de esta racionalización es que se basa en consideraciones físicas sobre los mecanismos de deformación cíclica dominantes en cada rango de $\varepsilon_{pl}$ y para cada condición del material. Desde un punto de vista práctico esta buena concordancia observada sugiere la posibilidad de utilizar este procedimiento para definir la CEDC de un dúplex dado, dentro del rango de $\varepsilon_{pl}$ estudiado, basándose en sus características microestructurales y en dos únicos ensayos a amplitud de deformación constante. Las amplitudes de estos dos ensayos vendrían dadas por las amplitudes de deformación plástica locales previamente escogidas para definir los límites elásticos cíclicos locales. Sin embargo, el éxito de este enfoque puede quedar limitado por diversos factores, como la continuidad de las fases o la textura morfológica y/o cristalográfica que pueden llegar a ser muy diferentes para materiales procedentes de distintos procesos de conformado.

Otro factor importante es el contenido en nitrógeno. La caracterización microestructural mostró que un porcentaje de nitrógeno más elevado conducía a una mayor fracción en volumen de austenita. Por otra parte, el nitrógeno tiende a concentrarse en la fase austenítica incrementando su resistencia mecánica, haciéndola más dura. Además deben tenerse presentes otros factores, como la continuidad de la austenita y los parámetros mecánicos intrínsecos de la matriz ferrítica que la rodea. Como ya se señaló previamente, la fracción de volumen continuo de austenita es muy baja para los dos aceros, siendo la mayor un 6.7 % para el dúplex UNS S31803. En consecuencia, el comportamiento de la austenita en estos materiales debe estar fuertemente influenciado por un efecto de constricción debido a la matriz ferrítica. A partir de los límites elásticos cíclicos locales de la ferrita se podría hacer una estimación de este efecto. Dichos valores apuntan a que la ferrita del dúplex AISI 329 es más difícil de deformar que la del UNS S31803. Esas superiores características mecánicas de la ferrita deben estar relacionadas con diferencias entre las composiciones químicas de AISI 329 y UNS S31803, *e.g.* mayor contenido de C y Cr en el caso del AISI 329.

## 5. CONCLUSIONES

En base al trabajo experimental y analítico desarrollado se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- La respuesta cíclica de los aceros inoxidables dúplex puede describirse en función de tres regímenes, cada uno de ellos asociado con distintos mecanismos de deformación cíclica.
- Las curvas esfuerzo-deformación cíclica de los aceros dúplex pueden racionalizarse mediante el uso de dos parámetros: la amplitud de deformación plástica local y el límite elástico cíclico local. Ambos parámetros se definen de manera separada para austenita y ferrita, tomando en consideración las diferencias debidas a las fracciones de volumen efectivas que soportan la deformación plástica y las propiedades mecánicas de cada fase, respectivamente.
- La selección de los valores adecuados para los citados parámetros se basa en los mecanismos de deformación cíclica dominantes en cada uno de los tres regímenes, junto con los datos medidos experimentalmente.
- Una completa comprensión de la respuesta cíclica de los diferentes dúplex requiere tener en cuenta múltiples variables, especialmente: a) aspectos microestructurales, tales como la contigüidad, las fracciones de volumen de cada fase, las texturas morfológica y cristalográfica, etc.; b) los parámetros mecánicos cíclicos y monotónicos, tanto locales como globales; y c) la composición química del material y de cada una de sus fases constitutivas.

## 6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo reportado en este artículo fue subvencionado por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) bajo contrato MAT96-1009. Agradecemos a Aceros Inoxidables Olarra S.A. la donación del material AISI 329 utilizado. Cabe destacar nuestro agradecimiento a N. Ramírez por su minucioso trabajo de caracterización microestructural.

## 7. REFERENCIAS

[1] Solomon, H.D. y Devine Jr., T.D., "Duplex Stainless Steels - A tale of two phases". En: *Proc. Int. Conf. on Duplex Stainless Steels,* (R.A. Lula, ed.), ASM, Ohio, pp. 693-756 (1983).

[2] Charles, J., "Super duplex stainless steels: structure and properties". En: *Proc. Int. Conf. on Duplex Stainless Steels'91,* (J. Charles y S. Bernhardsson, eds.) Editions de Physique, Les Ulis, **1,** pp. 3-48 (1991).

[3] Mateo, A., Llanes, L. y Anglada, M., "Los aceros inoxidables dúplex, complemento a los inoxidables monofásicos". En: *Avances en la Deformación Metálica,* Elsevier Prensa S.A., pp. 131-135 (1996).

[4] Magnin, T., Lardon, J.M. y Coudreuse, L., "A new approach to low cycle fatigue behavior of a duplex stainless steel based on the deformation mechanisms of the individual phases". En: *Low cycle fatigue, ASTM STP 942,* Philadelphia, USA, pp. 812-823 (1988).

[5] Mateo, A., Llanes, L., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Respuesta cíclica y evolución subestructural de un acero inoxidable dúplex AISI 329 sometido a fatiga: influencia de la fragilización térmica". *Anales de Mecánica de la Fractura,* **11**, 405-412 (1994).

[6] Mateo, A., Llanes, L., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel". *Acta Mater.*, **44**, 3, 1143-1153 (1996).

[7] Nyström, M., "Plastic deformation of duplex stainless steel". Tesis Doctoral, Chalmers University of Tech., Göteborg (1995).

[8] Llanes, L., Mateo, A., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Aging effects on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel". *Acta Mater.*, **44**, 10, 3967-3978 (1996).

[9] Lee, H.C. y Gurland, J., "Hardness and deformation of cemented tungsten carbide", *Mat. Sci. Engng.*, **33**, 125-133 (1978).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LA FATIGA DE MULLITA

**D. Casellas*, C. Baudín **, M. Osendi**, L. Llanes* y M. Anglada***
***Universidad Politécnica de Cataluña**

***E.T.S.I.I.B. Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica**
**Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.**

****Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC**
**28500 Arganda de Rey, Madrid**

**Resumen.** En este trabajo se estudia el comportamiento bajo cargas estáticas y cíclicas de diferentes microestructuras en materiales mullíticos. Estos fueron obtenidos a partir de dos tipos de polvos comerciales. Además, con objeto de introducir diferencias microestructurales, se efectuaron tratamientos de recocido. Los resultados muestran comportamientos similares bajo cargas estáticas, señalando la poca influencia que pueden tener la cantidad y morfología de fase vítrea y la microestructura del material. Respecto a solicitaciones cíclicas, no se ha observado presencia de fatiga mecánica en estos materiales.

**Abstract.** In this work the mechanical behaviour under static and cyclic loads of mullite with two different microstructures is studied. The mullite material have been processed from two different commercial powders, and have been studied as sintered as well as after an annealing treatment in air in order to change the microstructure. The results shows a similar behaviour under static loads in spite of important differences in the amount and morphology of the vitreous phase as well as the grain size. No cyclic fatigue effect is observed under cyclic loads.

## 1. INTRODUCCIÓN

La mullita ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) es una de las fases más comunes en materiales cerámicos tradicionales [1], tales como refractarios y porcelanas. Su estudio como material monolítico estructural comenzó en la década de los ochenta, como consecuencia de su disponibilidad como materia prima comercial [1]. Desde el punto de vista mecánico, la principal característica de los materiales de mullita es la conservación de su resistencia mecánica hasta temperaturas del orden de los 1200 °C [2, 3], y fundamentalmente su resistencia a la fluencia [4]. Es evidente que este comportamiento a elevadas temperaturas viene determinado por el grado de pureza en el polvo de partida así como por la forma de procesamiento. Todos estos parámetros son los que fijan la microestructura, contenido y distribución de fase vítrea y, por lo tanto, el comportamiento mecánico del material.

Se puede afirmar que la gran mayoría de los trabajos sobre propiedades mecánicas de los materiales de mullita se han dedicado a su comportamiento a elevadas temperaturas, así como a intentar mejorar su baja tenacidad. Sin embargo, son escasos los estudios experimentales dedicados al comportamiento de este material bajo aplicación de cargas estáticas y cíclicas [5]. En la referencia anterior se vio una marcada influencia de la humedad ambiental en la propagación de fisuras grandes en mullitas de grano fino.

En el presente trabajo se analiza el comportamiento frente la aplicación de cargas estáticas y cíclicas de diferentes microestructuras en materiales mullíticos.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los dos materiales de mullita, que denominamos MB y MS, estudiados en este trabajo se procesaron a partir de dos tipos de polvos comerciales. El procesamiento seguido consistió en el prensado isostático de los polvos y posterior sinterización a temperaturas de 1650 °C, para la muestra MS, y de 1630 °C, para la mullita MB. Además, los polvos de MS sufrieron un paso previo de molienda intensa utilizando bolas de mullita. Detalles del procesamiento, así como de la pureza de los polvos de partida se pueden encontrar en referencias previas [3, 6].

A partir de las piezas sinterizadas, utilizando muelas y discos de diamante, se mecanizaron barritas de dimensiones 3x4x45 mm para ser utilizadas en los ensayos mecánicos. Parte de estas barras se sometieron a tratamientos de recocido de 24 horas a la temperatura de sinterización con el fin de obtener diferentes microestructuras. Estas muestras recocidas se denominan como MBT y MST, para indicar la mullita de que proceden.

Las observaciones microestructurales y fractográficas se realizaron en microscopía electrónica de barrido (MEB). En la **Figura 1** se presentan las microestructuras estudiadas. El tamaño medio de grano de las cuatro muestras es alrededor de 2 y 4 μm para las muestras MS y MST, respectivamente; mientras que las muestras MB y MBT tienen tamaños medios alrededor de 1 y 1.5 μm, respectivamente. En ambas mullitas se produce un aumento del tamaño de grano con el recocido, pero es más notable en la mullita MS. Por otro lado en la mullita MBT se observa (**Fig. 1**) un tipo de microestructura bimodal. Los pequeños puntos blancos que se detectan en la muestra MST, y más raramente en la misma mullita sin tratar, son granos de $ZrO_2$; según se ha analizado en trabajos previos [3] y son consecuencia del método de molienda del suministrador de los polvos.

Para minimizar la dispersión de resultados ocasionada por la distribución de defectos de procesado presente en los materiales estudiados, se introduce una fisura superficial de geometría y dimensiones conocidas con

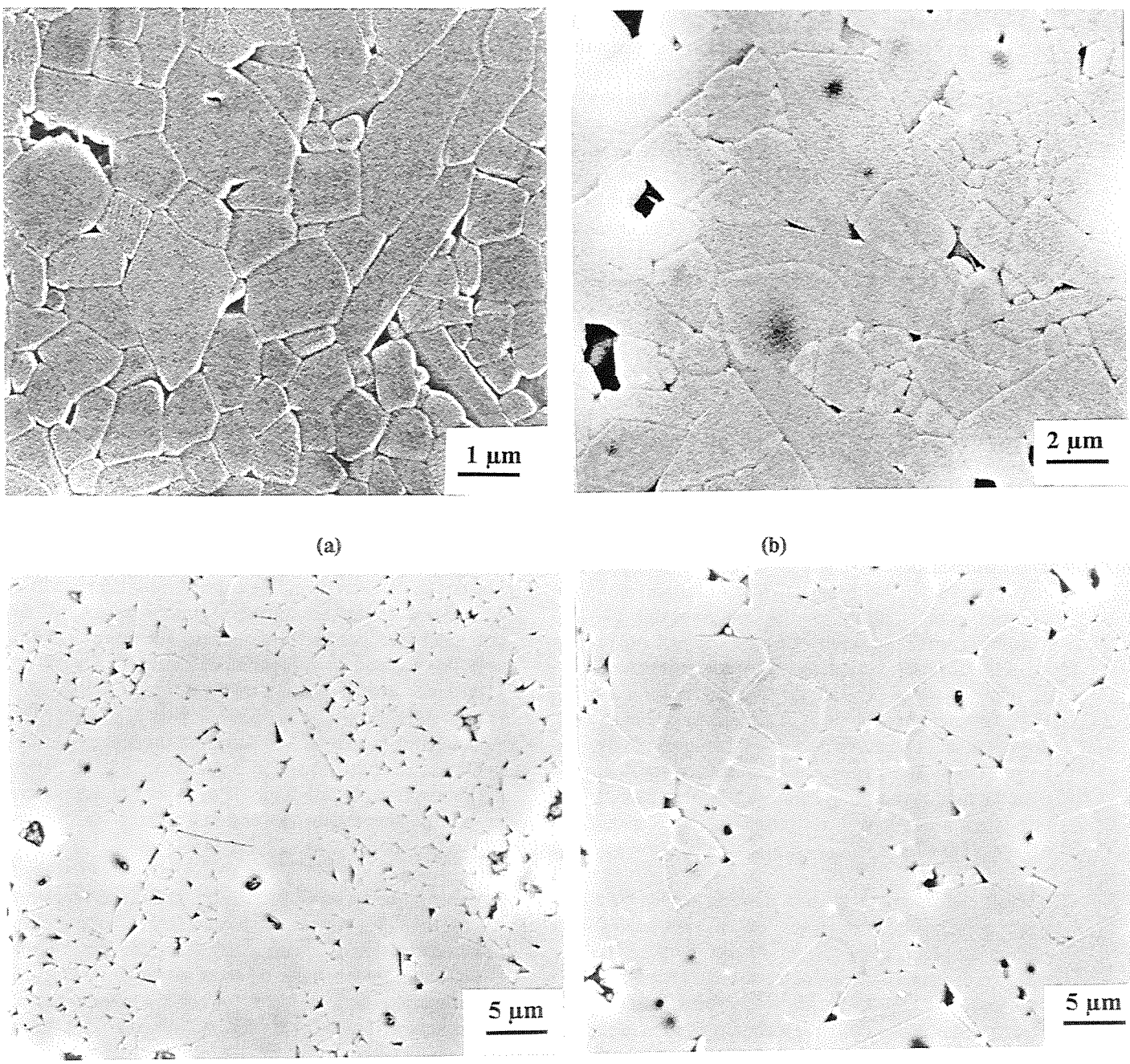
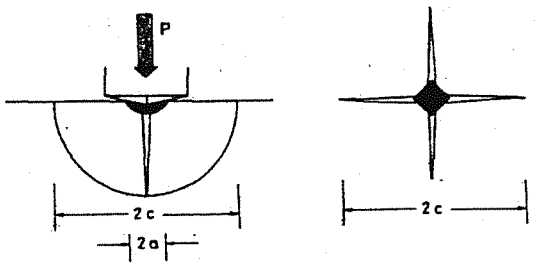



Fig 1. Microestructuras de los materiales estudiados: (a) MB, (b) MS, (c) MBT y (d) MST.

un penetrador Vickers. La carga usada fue de 49 N, la más baja posible para formar fisuras pequeñas completamente desarrolladas. En la **Figura 2** se esquematiza este proceso de formación de fisura.




**(a)** **(b)**

**Fig. 2**: Esquema de la formación de fisuras superficiales con un penetrador Vickers. **(a)** Vista frontal de la probeta. **(b)** Vista zenital.

Para evaluar el comportamiento bajo cargas estáticas y cíclicas de los distintos materiales se determinan las curvas de resistencia en función del tiempo (curvas S-t), siendo el esfuerzo cíclico máximo igual al estático aplicado. Todos los ensayos se realizaron por el método de flexión en cuatro puntos con mordazas provistas de rodillos de giro libre. En los ensayos bajo carga constante las probetas indentadas se llevaron a la carga máxima con una rampa de carga de 200 N/s. El umbral de resistencia bajo solicitaciones estáticas ($\sigma_{th,e}$) se fijó en 15 horas. Este tiempo es el necesario, a las frecuencias de los ensayos, para realizar $10^7$ ciclos en un ensayo bajo cargas fluctuantes, valor comúnmente utilizado para la determinación del límite de fatiga cíclica ($\sigma_{th,c}$). Los ensayos de fatiga bajo cargas cíclicas se llevaron a cabo en una máquina de resonancia con una frecuencia de ensayo media de unos 153 Hz. El cociente de carga ($R=\sigma_{mín}/\sigma_{máx}$) utilizado en los ensayos fue de 0.2.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

### 3.1 Resultados bajo cargas estáticas y cíclicas

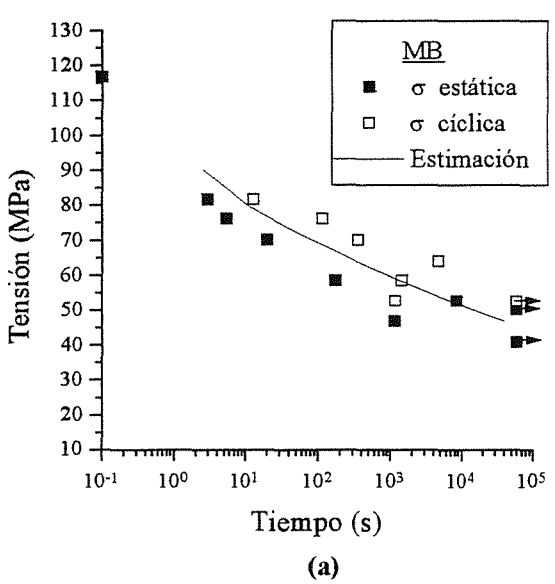
Las curvas S-t obtenidas para cada material se muestran en la **Figura 3**. En ellas también se incluyen los resultados bajo cargas cíclicas, usando la frecuencia de cada ensayo para convertir ciclos en tiempo. También se ha representado la curva resultante de la estimación de vida a partir de los resultados obtenidos para solicitaciones estáticas. En la **tabla 1** se listan los valores de $\sigma_{th,e}$ y $\sigma_{th,c}$ para cada material, calculados a partir de las curvas S-t.

| | **MB** | **MS** | **MBT** | **MST** |
|---|---|---|---|---|
| $\sigma_{th,e}$ | 50 | 56 | 50 | 63 |
| $\sigma_{th,c}$ | 52 | 60 | 50 | 65 |

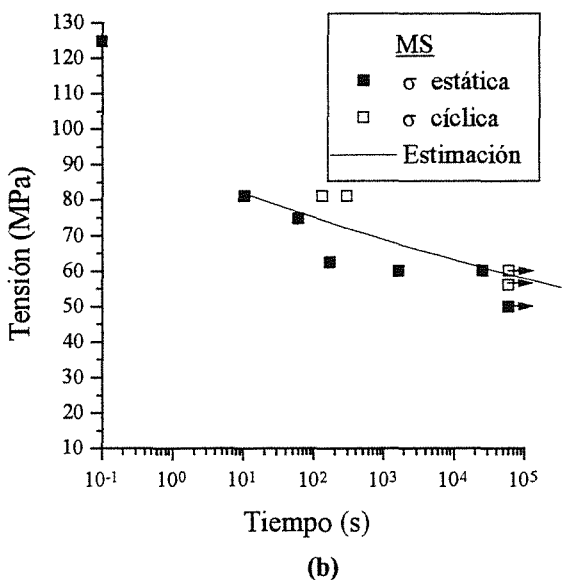
**Tabla 1**: Valores de $\sigma_{th,e}$ y $\sigma_{th,c}$ para cada material.

El comportamiento bajo cargas estáticas (**Fig. 3**) es muy similar para MB y MS, presentando esta última un valor de $\sigma_{th,e}$ sensiblemente más alto. Respecto a los tratamientos térmicos realizados, las variaciones microestructurales introducidas en MB no modifican el comportamiento bajo cargas estáticas. En cambio, en MST sí se observa un aumento de $\sigma_{th,e}$. respecto a MS.

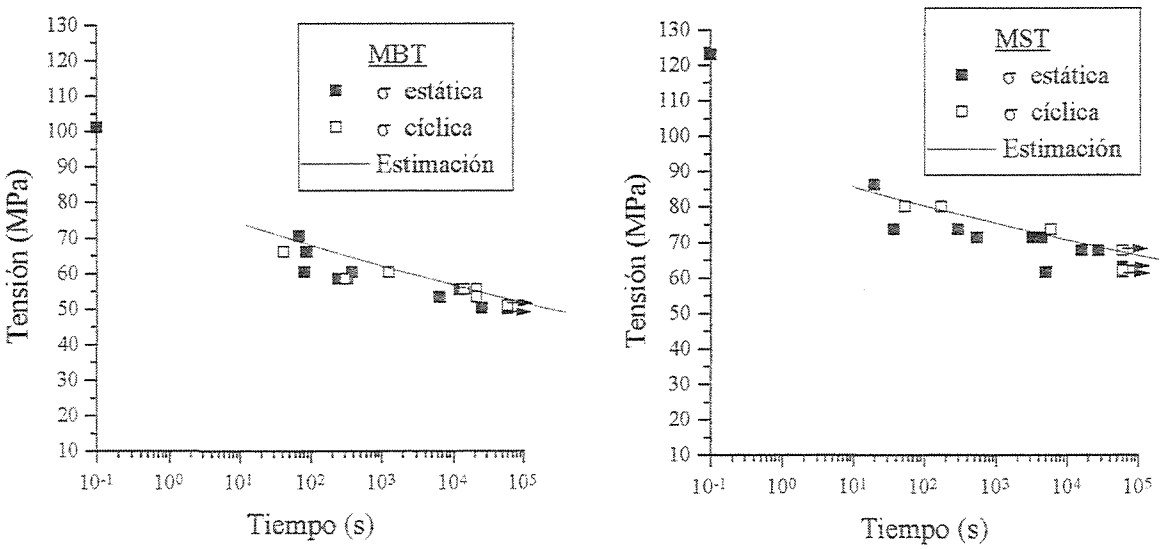
En cuanto a la aplicación de cargas cíclicas se observan valores de $\sigma_{th,c}$ muy similares a $\sigma_{th,e}$ en todos los materiales estudiados. Esto se puede deber a la ausencia de fatiga mecánica en el material y se discutirá en el apartado siguiente.




**(a)**




**(b)**



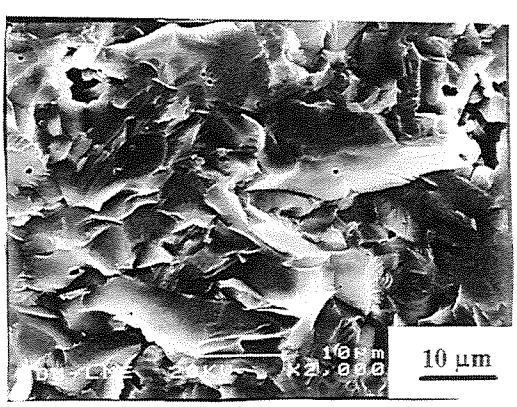

(c) (d)

**Fig. 3**: Curvas S-t para los materiales estudiados, incluyendo los resultados obtenidos bajo cargas cíclicas y sus estimaciones de vida a partir de los resultados bajo cargas estáticas Las flechas indican que la probeta no rompió. **(a)** MB, **(b)** MS, **(c)** MBT, **(d)** MST.

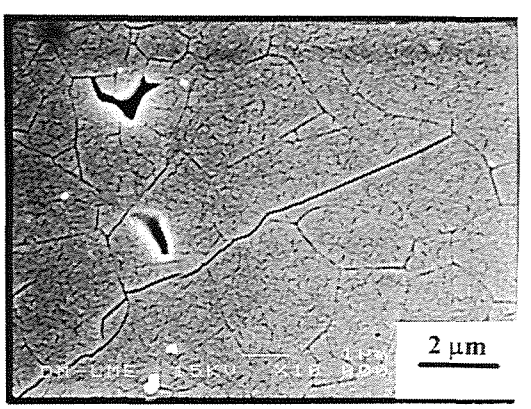
### 3.2 Observaciones fractográficas

Las observaciones fractográficas realizadas en las zonas de propagación estable de fisura muestran superficies de fractura predominantemente transgranulares, con contribución minoritaria de fractura intergranular. No se observaron rasgos diferenciales en los tipos de fractura entre condiciones estáticas y cíclicas (**Fig. 4a**).

En observaciones realizadas del camino de propagación de las fisuras se ha observado que la trayectoria de las fisuras no se ve afectada por la microestructura. No se observa la presencia de puentes formados por granos entre las caras de la fisura ni desvío en su trayectoria inducido por granos, incluso en las microestructuras de grano más grande (**Fig. 4b**).




(a)




(b)

**Fig. 3**: **(a)** Micrografía MEB en MST mostrando fractura transgranular. **(b)** Micrografía MEB del camino de propagación de la fisura en MBT.

## 4. DISCUSIÓN

### 4.1 Comportamiento bajo cargas estáticas

El crecimiento subcrítico de fisuras por la acción combinada del medio y la aplicación de una carga, suele estar relacionado con la presencia y distribución de fases vítreas, más frágiles y de más fácil degradación por el agua ambiental [7]. La distribución de esta fase vítrea en MB y MS ha sido analizada en trabajos anteriores [6]. Así, en MB se localiza más claramente en puntos triples que en MS, donde se distribuye

preferentemente entre los bordes de grano. Respecto a la cantidad de fase vítrea, es de esperar que sea mayor en MB que en MS, debido al mayor contenido de impurezas alcalinas en el polvo de partida y a su menor temperatura de sinterización.

La elevada proporción de fractura transgranular observada en estos materiales (**Fig. 4a**), así como la trayectoria transgranular en la propagación de la fisura (**Fig. 4b**) parecen indicar que la distribución y cantidad de fase vítrea tienen poca influencia en el comportamiento bajo cargas estáticas. Similar comportamiento se ha obtenido para propagación de fisuras grandes en materiales mullíticos [5]. De ahí que los valores de $\sigma_{th,e}$ (**tabla 1**) sean muy parecidos en estos materiales. Tan solo para MST se aprecia un ligero aumento en $\sigma_{th,e}$ respecto a MS, aunque seria necesario un análisis estadístico para determinar si las diferencias son significativas.

4.2 Comportamiento bajo cargas cíclicas

En la **Figura 3** se han representado los resultados obtenidos para cargas cíclicas. En la aplicación de cargas cíclicas el esfuerzo instantáneo que actúa sobre el material, cuando el esfuerzo cíclico máximo es igual al estático, es inferior al de solicitaciones estáticas. Por tanto si el material no presenta fatiga mecánica y sólo se degrada por aplicación de cargas constantes la vida a fatiga aumenta. Para evaluar si un material presenta fatiga mecánica se hace una estimación a partir de los resultados bajo solicitaciones estáticas, usando la ecuación de velocidad de propagación de fisuras bajo este tipo de solicitaciones:

$$\frac{da}{dt} = A K^n \qquad (1)$$

Donde a es la longitud de la fisura, t el tiempo, A y n son constantes dependientes del material y K el valor máximo del factor de intensidad de tensiones aplicado:

$$K = K_{ap} + K_r \qquad (2)$$

Siendo $K_{ap}$ el factor de intensidad de tensiones aplicado y $K_r$ el factor de intensidad de tensiones originado por el campo de tensiones residuales debido a la indentación Vickers. Este provoca que los exponentes de la **ecuación 1**. Integrando esta ecuación se puede obtener una relación entre el esfuerzo ($\sigma$) y el tiempo de fractura:

$$\sigma \propto t^{-1/n'} \qquad (3)$$

Así, los valores de n' se pueden calcular a partir de la pendiente de representaciones doble-logarítmicas tensión-tiempo. El exponente n de la **ecuación 1** se puede obtener a partir del valor n' calculado, puesto que ambos están relacionados por medio de [8]:

$$n = \frac{4}{3}\left(n' - \frac{1}{2}\right) \qquad (4)$$

En la **tabla 2** se indican los valores de n y **n'** obtenidos.

| | MB | MS | MBT | MST |
|---|---|---|---|---|
| **n'** | $23 \pm 4$ | $27 \pm 6$ | $29 \pm 3$ | $33 \pm 3$ |
| n | $30 \pm 5$ | $35 \pm 8$ | $38 \pm 4$ | $43 \pm 4$ |

**Tabla 2**: Valores de n' y n para los materiales estudiados.

A partir de los exponentes n y de la integración de la **ecuación 1** se estima la vida a fatiga bajo solicitaciones cíclicas. El resultado de las estimaciones se ha representado en la **Figura 3** para cada material en forma de línea continua; una distribución de puntos experimentales de fatiga situados a la izquierda de la curva indica la presencia de fatiga mecánica en el material. Sin embargo, se puede observar que la mayoría de puntos experimentales están sobre la curva o ligeramente desplazados a la derecha. Igualmente, los valores de $\sigma_{th,c}$ (**tabla 1**) son similares a $\sigma_{th,e}$ en las mullitas estudiadas. A partir de estos resultados se podría decir que prácticamente no existe fatiga mecánica en MB, MS y MST, tan solo en MBT se observa una ligera tendencia a la degradación bajo cargas fluctuantes. Además, en las superficies de fractura estudiadas no se observan rasgos diferenciales respecto a los obtenidos en ensayos estáticos y cíclicos. Estos resultados concuerdan con los obtenidos en materiales mullíticos similares a MB y MS, donde tampoco se revela la existencia de fatiga mecánica [5].

En materiales cerámicos la existencia de fatiga mecánica se asocia a la degradación por efecto de las cargas cíclicas de los mecanismos responsables del aumento de tenacidad. En cerámicas no transformables, como los materiales mullíticos estudiados, estos mecanismos suelen ser: formación de puentes que unen las caras de la fisura y desvío de la trayectoria de la fisura por granos, precipitados o partículas de segunda fase. Estos mecanismos sólo son activos cuando la propagación de la fisura es intergranular. Además, en trabajos realizados con $Si_3N_4$ [9, 10], se ha visto que la propagación intergranular puede introducir un nuevo mecanismo de daño cíclico. Éste se basa en la generación del efecto de cuña por partículas desprendidas en el proceso de fatiga que se sitúan entre las caras de la fisura. En la etapa de descarga éstas ejercen compresión sobre las partículas, produciendo un efecto cuña que aumenta el factor de intensidad de

tensiones en la punta de la fisura y facilita su propagación.

Dada la baja tenacidad de los materiales estudiados (~2-3 MPa $m^{1/2}$) y la independencia del camino de propagación de fisura con la microestructura, parece ser que los mecanismos de aumento de tenacidad citados actúan en escasa extensión. Además, las superficies de fractura analizadas muestran un carácter predominantemente transgranular. Por tanto, es de esperar que el fenómeno de fatiga mecánica no exista en estos materiales. Solamente para MBT se aprecia una ligera tendencia a la aparición de fatiga mecánica, pero sería necesario un mayor número de probetas para obtener parámetros estadísticos que validaran dicha idea.

## 5. CONCLUSIONES

Las conclusiones que se pueden extraer de este trabajo son las siguientes:

-Las mullitas estudiadas son susceptibles al crecimiento de fisuras bajo carga constante por acción del medio.

-El comportamiento bajo cargas estáticas en las mullitas estudiadas es muy similar, a pesar de las diferencias microestructurales presentes. El carácter de fractura básicamente transgranular muestra el poco efecto que produce la cantidad y distribución de fase vítrea en el proceso de degradación.

-Para los materiales estudiados no se observa degradación por aplicación de cargas fluctuantes. La explicación se podría buscar en la ausencia de mecanismos de aumento de tenacidad susceptibles de ser degradados.

## 6. BIBLIOGRAFÍA

[1] Mullite and Mullite Ceramics, Edt. H. Schneider, K. Okada y J. A. Pask John Wiley & Sons U.K. 1994.

[2] Tai-Il Mah y K. S. Mazsdiyasni "Mechanical Properties of Mullite", *J. Am. Ceram. Soc.*, **66** 699-703 (1983).

[3] M. I. Osendi y C. Baudín "Mechanical Properties of Mullite Materials", *J. Eur. Ceram. Soc.*, **16** 217-24 (1996).

[4] P. A. Lessing, R. S. Gordon y K. S. Mazdiyasni "Creep of polycristalline mullite", *J. Am. Ceram. Soc.*, **58** 149-56 (1975).

[5] C.K.L. Davies, F. Guiu, M. Li, M. J. Reece y R. Torrecillas, "Subcritical Crack Propagation under Cyclic and Static Loading in Mullite and Mullite-Zirconia in Humid and Dry Environments", pendiente de publicación en *Acta. mater.* (1997).

[6] C. Baudín y M. I. Osendi, "Influencia de Tratamientos de Recocido sobre la Tenacidad de Materiales Mullíticos", Anales de la Mecánica de la Fractura, 1255-60 (1995).

[7] T.A. Michalske y S.W Freiman, "A Molecular Mechanism for Stress Corrosion in Vitreous Silica", *J. Am. Ceram. Soc.*, **66** (4) 284-88 (1983).

[8] B.R. Lawn, *Fracture Mechanics of Brittle Solids*, second edition, Cambridge University Press (1993).

[9] M. Okazaki, A.J. McEvily y T. Tanaka, "On the Cyclic Mechanism of Fatigue Crack Growth in Silicon Nitride", *Metallurgical Transactions*, **22A** 1425-34 (1991).

[10] S. Horibe y R. Hirahara, "Cyclic Fatigue of Ceramic Materials: Influence of Crack Path and Fatigue Mechanisms", *Acta metall. mater.*, **39** (6) 1309-17 (1991).

## AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha financiado por los proyectos CICYT MAT 91-499 y MAT 94-431. Uno de los autores (D.C) agradece a la Generalitat de Catalunya la beca de formación concedida (FI).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LA DISTRIBUCIÓN Y MORFOLOGÍA DE LAS FASES EN LA SENSIBILIDAD A FATIGA DE MATERIALES CERÁMICOS

**D. Casellas*, R. Fernández*, M.M. Nagl*, J. Alcalá**, L. Llanes* y M. Anglada***
***Universidad Politécnica de Cataluña**
**E.T.S.I.I.B. Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**
**Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.**

****Dept. of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, Massachusetts 02139**

**Resumen**. En este trabajo se ha estudiado la influencia de la distribución y morfología de fases sobre el comportamiento de materiales cerámicos frente a la aplicación de cargas estáticas y cíclicas, en base a los distintos mecanismos de resistencia al avance de fisura actuantes. Los materiales estudiados son cerámicos de base circona (Y-TZP, Mg-PSZ, y ZTA) y alúmina. Para intentar racionalizar el comportamiento de cada material se introducen dos cocientes ($\phi_E$ y $\phi_C$) que ponderan la disminución de la resistencia de los materiales frente al crecimiento de fisura tanto bajo cargas estáticas como cíclicas. Las relaciones encontradas son discutidas en términos de la influencia de parámetros microestructurales y de la distribución de las fases sobre los posibles mecanismos de degradación por acción del medio y solicitaciones cíclicas en los materiales estudiados.

**Abstract**. The influence of the microstructure and phase assemblage on the mechanical behaviour under static and cyclic loads have been studied in terms of the different mechanisms which increase crack propagation resistance in the materials studied; these are zirconia base ceramics (Y-TZP, Mg-PSZ and ZTA) and alumina. In order to rationalise the observed behaviour, two different parameters are proposed ($\phi_E$ y $\phi_C$) which weight the reduction in resistance to fatigue crack growth under static as well as under cyclic loads. The relative values of these parameters are discussed in terms of the microstructure, the phase assemblage and the possible mechanisms of damage.

## 1. INTRODUCCIÓN

Es bien conocido que los materiales cerámicos son susceptibles al crecimiento de fisuras por la acción combinada del medio ambiente y la aplicación de carga, fenómeno conocido en la literatura cerámica como fatiga estática. Por otra parte, estudios relativamente recientes documentan que el crecimiento subcrítico de fisuras en cerámicas también puede ser producido por la aplicación de cargas fluctuantes (fatiga mecánica). Este fenómeno no se observa en vidrios ni en cerámicas monocristalinas, pero si en muchos de los llamados materiales cerámicos avanzados. La causa de la fatiga mecánica en estos materiales parece ser la degradación de algunos de los mecanismos de aumento de tenacidad por la aplicación de cargas cíclicas. Estos mecanismos incluyen transformaciones de fase, unión de las caras de la fisura por formación de puentes formados por granos o precipitados, y desvío de la trayectoria de la fisura por segundas fases o precipitados [1]. En cerámicas no transformables (alúmina, $Si_3N_4$, SiC, etc.) se ha visto que el carácter transgranular o intergranular del camino de propagación de las fisuras influye en la aparición de fatiga mecánica [2, 3]. Así, en trabajos realizados con $Si_3N_4$ se ha visto que la propagación transgranular no lleva asociada efecto de fatiga mecánica, pero sí en cambio para propagación intergranular. Esto se debe a que los mecanismos de aumento de tenacidad operantes en estos materiales no son activos si la propagación es transgranular. Además, en la propagación intergranular interviene un nuevo mecanismo de degradación por cargas cíclicas [2]. Éste se basa en la generación del efecto de cuña por partículas desprendidas en el proceso de fatiga que se sitúan entre las caras de la fisura. En la etapa de descarga éstas ejercen compresión sobre las partículas, produciendo un efecto cuña que aumenta el factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura y facilita su propagación.

Entre los materiales cerámicos avanzados el grupo de cerámicas de base circona (ZTC: *Zirconia-Toughened-Ceramics*) es de gran importancia debido a que el

cambio de fase tetragonal-monoclínica (t→m) que experimenta la circona produce apantallamiento en la punta de la fisura y por tanto aumenta la tenacidad [1]. Otro grupo de interés es el de los materiales cerámicos base alúmina, donde el mecanismo predominante es la formación de puentes que unen las caras de la fisura, especialmente en microestructuras de grano grande [4]. Los materiales ZTC se pueden clasificar en función de la microestructura y distribución de las fases presentes, según:

i) Y-TZP (*Yttria-Tetragonal-Zirconia-Policrystal*): es un agregado policristalino de partículas de circona tetragonal de grano muy fino (~0.3 μm).
ii) M-PSZ (*Partially-Stabilised-Zirconia*): consiste en finos precipitados tetragonales de morfología lenticular embebidos en una matriz de circona cúbica de grano grande. Los precipitados se estabilizan con óxidos metálicos (M), generalmente MgO, CaO o CeO.
iii) ZDC (*Zirconia-Dispersed-Ceramics*): en este material la circona se encuentra en forma de partículas o agregados de fase tetragonal, generalmente Y-TZP, en una matriz de otro material. Si la matriz es alúmina el material se denomina ZTA (*Zirconia-Toughened-Alumina*).

Respecto al comportamiento de las fisuras bajo una solicitación constante, los materiales ZTC presentan una fuerte dependencia con el medio. Así las velocidades de crecimiento de fisura son más elevadas en medios acuosos o salinos que en medios inertes o en vacío [5, 6]. Sin embargo, dentro del grupo de los materiales ZTC dicho crecimiento depende de la distribución y morfología de la circona así como del tipo y cantidad de estabilizante añadido. Igualmente la microestructura y la distribución de fases influyen significativamente en los mecanismos de aumento de tenacidad operativos y por tanto en el crecimiento subcrítico de fisuras bajo fatiga mecánica.

El objetivo del presente trabajo es racionalizar la influencia de la microestructura y distribución de las fases presentes, especialmente la circona tetragonal, en el comportamiento de diferentes materiales cerámicos avanzados frente a la aplicación de cargas estáticas y cíclicas.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se han recopilado algunos de los resultados obtenidos por el grupo de investigación en los últimos años sobre el comportamiento a fatiga, tanto bajo cargas estáticas como cíclicas, de las cerámicas referidas en la sección anterior. En detalle, las cerámicas estudiadas son [7-10]: Y-TZP (con 3% molar de $Y_2O_3$), alúmina ($Al_2O_3$), ZTA con adiciones volumétricas del 30% de Y-TZP (ZTA30%), Mg-PSZ y una circona denominada EA, consistente en una matriz cúbica de circona con partículas de circona monoclínica y producto de descomposición eutectoide localizado en zonas próximas al límite de grano. Este material se obtuvo al tratar una Mg-PSZ convencional a temperaturas y tiempos en los cuales se produce la descomposición eutectoide. Para todos los casos los resultados experimentales recopilados se refieren a propagación de fisuras grandes.

Las muestras de los materiales estudiados eran de tipo prismático rectangular y fueron pulidas con pasta de diamante y sílica coloidal como último paso para facilitar la observación de la fisura. Para iniciar la fisura se hizo una entalla con disco de diamante obteniendo una relación entalla/canto de aproximadamente 0.3. A partir de esta entalla se obtuvo la fisura mediante carga cíclica en compresión-compresión en una máquina de ensayos de fatiga, en control de carga y con una onda sinusoidal (relación entre carga máxima y mínima, R, de 10 y frecuencia de 20 Hz).

El crecimiento de fisura fue realizado por flexión por cuatro puntos. Los ensayos bajo cargas constantes fueron conducidos en control de carga con una rampa inicial de 100 N/s. En los ensayos de fatiga cíclica se utilizaron ondas sinusoidales con R de 0.2 con una frecuencia de 2 Hz. La longitud de la fisura fue medida *in situ* usando un microscopio óptico de larga distancia. En todos los casos el valor del factor de intensidad de tensiones aplicado se calculó utilizando la expresión presentada por Tada *et al* [11]. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y humedad relativa aproximada del 55%.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados experimentales obtenidos en todos los materiales se han ajustado a una expresión tipo ley de Paris:

$$\frac{da}{dt} = A K_{max}^{n} \qquad (1)$$

donde a es la longitud de la fisura, t el tiempo, $K_{max}$ el factor de intensidad de tensiones máximo aplicado y A y n son constantes dependientes del material.

Los factores de intensidad de tensiones umbrales para la propagación de fisuras tanto bajo cargas estáticas ($K_{th,e}$) como cíclicas ($K_{th,c}$) se estiman para velocidades de propagación de $10^{-9}$ m/s.

Para evaluar la sensibilidad al crecimiento subcrítico por la acción del medio se puede usar el cociente entre $K_{th,e}$ y la tenacidad de fractura del material ($K_{IC}$):

$$\phi_E = \frac{K_{th,e}}{K_{IC}} \qquad (2)$$

Este cociente $\phi_E$ pondera la disminución de la resistencia del material frente al crecimiento de fisura en un medio.

En materiales que no presentan fatiga mecánica, la resistencia bajo cargas cíclicas debe ser superior que bajo la aplicación de una carga constante igual al valor máximo de la carga cíclica. Esto se debe a que el material permanece menos tiempo bajo condiciones de crecimiento de fisura cuando $K_{mín}>K_{th}$ y a que está sometido a un K instantáneo igual o inferior a $K_{máx}$ (ver **figura 1**). A partir de los resultados de crecimiento de fisura bajo cargas constantes se puede estimar la vida a fatiga si el material no presenta fatiga mecánica y estimar su umbral bajo estas condiciones ($K_{th,ce}$). El cociente entre $K_{th,c}$ y $K_{th,ce}$ (**ecuación 3**) permite evaluar y comparar el comportamiento bajo cargas cíclicas de los distintos materiales:

$$\phi_C = \frac{K_{th,c}}{K_{th,ce}} \qquad (3)$$

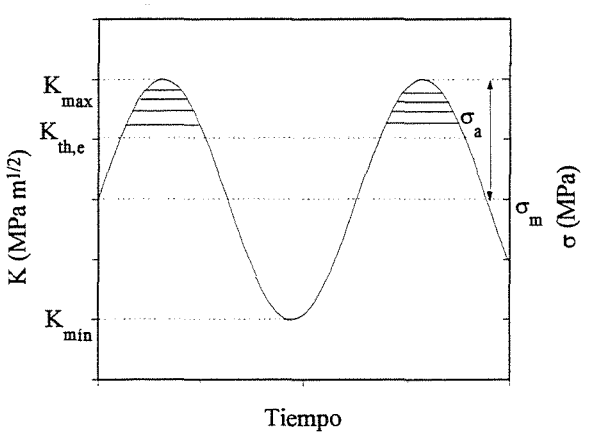



**Fig. 1**: Representación de K aplicado en ensayos de fatiga cíclica. La zona sombreada corresponde a la de crecimiento de fisura ($K>K_{th,e}$).

Para estimar la velocidad de crecimiento de fisuras bajo esfuerzos fluctuantes se integra la **ecuación 1**. Una vez realizadas las sustituciones oportunas se llega a la siguiente ecuación:

$$\int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{n/2}} = AY^n \int_0^t (\sigma_m + \sigma_a \sin\omega t)^n dt \qquad (4)$$

Siendo $a_i$ y $a_f$ las longitudes iniciales y finales de fisura, Y un coeficiente adimensional que depende de la geometría de la fisura, $\omega$ la frecuencia del ensayo y $\sigma_a$ y $\sigma_m$ las tensiones mostradas en la **figura 1**. El cálculo se realiza numéricamente mediante soporte informático dado que no existe una solución analítica de la **ecuación 4** para cualquier valor de n. A partir de este cálculo se obtiene el factor de disminución de la velocidad de propagación de fisura en solicitaciones cíclicas si no existe fatiga mecánica en el material ($r_v$) definido como:

$$r_v = \frac{(da/dt)_e}{(da/dt)_c} \qquad (5)$$

Donde $(da/dt)_e$ y $(da/dt)_c$ son las velocidades de propagación de fisuras bajo solicitaciones estáticas y cíclicas respectivamente, siendo el esfuerzo cíclico máximo igual al esfuerzo estático aplicado. Este cociente depende de los valores de n y R. La evolución de $r_v$ en función de estos parámetros se muestra en la **figura 2**.

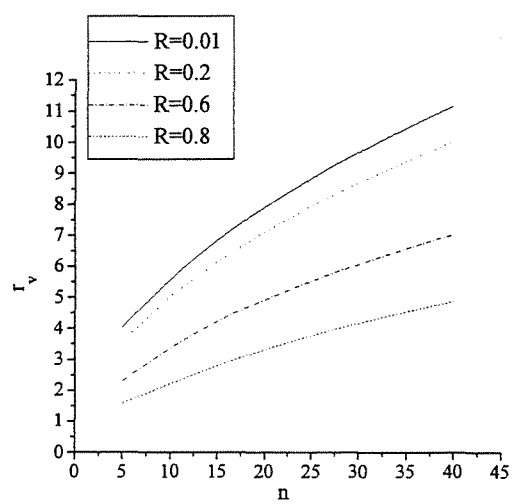



**Fig. 2**: Variación de $r_v$ en función de n y R.

En la **figura 3** se esquematizan gráficamente los cocientes propuestos. A partir de ella se aprecia que cocientes $\phi_E$ próximos a 1 ( aproximación de la recta de fatiga estática al valor de $K_{IC}$) indican un bajo efecto del medio bajo solicitaciones constantes. En cambio, valores bajos de $\phi_E$ muestran el efecto contrario. Respecto a fatiga cíclica, la aproximación de la recta experimental a la estimada a partir de solicitaciones estáticas ($\phi_C$ se acerca a' 1) denota un bajo efecto de fatiga mecánica en el material, mientras que valores bajos de $\phi_C$ indican un elevado efecto de este fenómeno.

Los valores de los cocientes $\phi_E$ y $\phi_C$ para los materiales estudiados se presentan en las **tablas 1** y **2**.

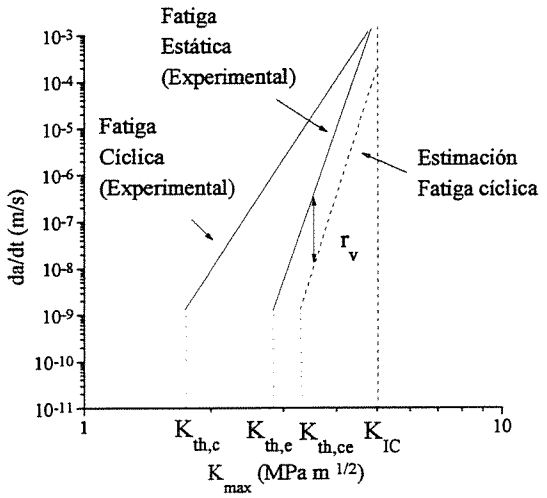



**Fig. 3**: Representación esquemática de los ajustes realizados a los resultados experimentales y los datos de interés.

## 4. DISCUSIÓN

Los resultados mostrados en las **tablas 1** y **2** están ordenados de manera creciente para mostrar el distinto comportamiento en el crecimiento de fisuras grandes frente a cargas estáticas y cíclicas en cada material.

### 4.1 Resistencia al crecimiento de fisuras bajo aplicación de cargas constantes.

La resistencia al crecimiento de fisuras bajo aplicación de cargas constantes depende de la tendencia del agua a reaccionar con los enlaces M-O [5] y del nivel de degradación que pueda ejercer el agua ambiental sobre los mecanismos de aumento de tenacidad actuantes en cada material. De éstos, el más sensible a la acción del medio parece ser el de transformación de fase [6]. Su degradación se racionaliza mediante por la disminución que provoca el agua en la energía de activación del proceso de cambio de fase activado por tensión; así, la transformación de fase ocurre de forma espontánea sin ocasionar aumento de tenacidad. Sin embargo, independientemente de si la transformación suceda bajo tensión o no, se induce microfisuración alrededor de las partículas transformadas [7, 12], la cual introduce un daño mecánico que reduce la resistencia a la propagación de la fisura y facilita la entrada de agua para que continúe reaccionando. Este mecanismo es de gran importancia en materiales ZTC y su susceptibilidad a la degradación determina el comportamiento bajo solicitaciones constantes. En este sentido, cabe destacar que la accesibilidad del agua a la fase circona tetragonal parece jugar un importante papel en su degradación [13], así como el grado de interconexión de esta fase, puesto que facilita la extensión de la microfisuración asociada a la transformación de fase a otros límites de grano o de fase. Esto explicaría de forma cualitativa las diferencias observadas en los cocientes $\phi_E$ para Y-TZP y Mg-PSZ, dado que en este último la fase circona tetragonal se encuentra en forma de precipitados lenticulares embebidos en una matriz de circona cúbica, de más difícil acceso al agua y sin estar interconectados, al contrario de lo que ocurre en Y-TZP.

El elevado $\phi_E$ calculado para alúmina, se podría explicar por el menor efecto que ejerce el medio sobre el mecanismo predominante, que es la formación de puentes de grano que unen las caras de la fisura [9]. Respecto al material ZTA30% su comportamiento se encuentra entre el observado para Y-TZP y para alúmina, dado que la circona adicionada hace el material más susceptible a la acción del medio, pero al mismo tiempo su efecto no es tan negativo, pues todas las partículas de circona no están interconectadas.

| $\phi_E \rightarrow 0$ | 0.54 | 0.61 | 0.71 | 0.71 | 0.74 | $\phi_E = 1$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Elevada influencia del medio bajo carga constante | Y-TZP | ZTA30% | $Al_2O_3$ | Mg-PSZ | EA | No hay efecto del medio bajo carga constante |

**Tabla 1**: Cocientes $\phi_E$ para propagación de fisuras grandes.

| $\phi_C \rightarrow 0$ | 0.70 | 0.76 | 0.81 | 0.83 | 0.84 | $\phi_C = 1$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Elevada influencia de fatiga mecánica | EA | Mg-PSZ | $Al_2O_3$ | Y-TZP | ZTA30% | No hay efecto de fatiga mecánica |

**Tabla 2**: Cocientes $\phi_C$ para propagación de fisuras grandes.

**4.2** Resistencia al crecimiento de fisuras bajo aplicación de cargas fluctuantes

El efecto de la aplicación de cargas fluctuantes en materiales cerámicos depende de la degradación de los mecanismos responsables del aumento de tenacidad. En la **tabla 2** se muestran los valores de los cocientes $\phi_C$, que evalúan la susceptibilidad de los materiales a la degradación por efecto de cargas cíclicas.

En la Y-TZP el mecanismo de aumento de tenacidad prominente es el de transformación de fase. De todos los mecanismos descritos para materiales ZTC, varios trabajos [14-15] parecen indicar que éste es el menos sensible a fatiga mecánica. Esto es consistente con el alto cociente $\phi_C$ observado para estos materiales.

En alúmina y ZTA30% el mecanismo principal es el de formación de puentes entre los labios de la fisura, pero con una pequeña contribución del mecanismo de transformación de fase en el segundo material [9]. El hecho que los tamaños de grano en alúmina y ZTA30% sean pequeños y no muy diferentes (~2 μm y ~0.7 μm respectivamente), sugiere que el mecanismo de aumento de tenacidad por formación de puentes es de similar importancia. Así, puesto que su contribución a la tenacidad no es muy importante, su degradación no altera demasiado el comportamiento bajo solicitaciones cíclicas, dando valores altos de los cocientes $\phi_C$. En ambos materiales la propagación de fisuras es básicamente intergranular y el efecto de cuña comentado anteriormente influiría de igual manera, debido a la similitud en sus tamaños de grano. Las pequeñas diferencias observadas en $\phi_C$ se podrían explicar por la menor degradación que sufre el mecanismo de transformación de fase actuante en ZTA30%.

En Mg-PSZ el aumento de tenacidad se debe principalmente a los mecanismos de transformación de fase y de formación de puentes por precipitados en la punta de la fisura, y en menor medida por formación de puentes por granos [16]. El valor de $\phi_C$ observado indica un efecto relativamente importante de fatiga mecánica, el cual se podría explicar a partir de los posibles efectos de cargas fluctuantes sobre los mecanismos de formación de puentes en la punta de la fisura, tanto por granos como por precipitados, ya que en estudios hechos con espectroscopia Raman [14] no se observa efecto alguno en el mecanismo de transformación de fase. Por otra parte, el carácter transgranular en la propagación de fisura no provoca influencia en el proceso de cierre de grieta y no contribuye a aumentar la degradación por las cargas cíclicas aplicadas.

En el material EA el mecanismo dominante, en cuanto a la resistencia a la propagación de fisuras, es la desviación de la trayectoria de la fisura, la cual se propaga intergranularmente. Al no existir mecanismos de aumento de tenacidad similares entre EA y Mg-PSZ, es difícil establecer comparaciones directas entre estos materiales. Sin embargo, el carácter intergranular de la fractura del material EA, en comparación con el transgranular obtenido en Mg-PSZ, sugiere un efecto aún más pronunciado de fatiga mecánica en base a posibles interacciones en el proceso de cierre de fisura en las etapas de descarga. Estas interacciones se centran en la producción de un efecto cuña por algunas partículas descohesionadas de producto de la descomposición eutectoide situado intergranularmente. Estas partículas descohesionadas se situarían entre las caras de la fisura, que ejercen compresión sobre ellas en la etapa de descarga. Esto produce un efecto cuña que aumenta el factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura y facilita su propagación. Este mecanismo se ha propuesto para explicar la aparición de fatiga mecánica en $Si_3N_4$ y SiC con propagación intergranular de fisuras [2, 3].

## 5. CONCLUSIÓN

La degradación de los mecanismos de aumento de tenacidad y el tipo de propagación de fisura parecen ser los responsables de los fenómenos de crecimiento subcrítico de fisuras tanto bajo cargas constantes como cíclicas. Dado que la operatividad de dichos mecanismos viene condicionada por la microestructura y distribución de fases presentes en el material se ha estudiado la influencia que sobre éstos tiene la aplicación de cargas constantes o cíclicas. Para racionalizar el comportamiento de las cerámicas estudiadas se han introducido los cocientes $\phi_E$ y $\phi_C$, basados en propiedades mecánicas de los materiales, que ponderan la disminución de la resistencia frente al crecimiento de fisura por la acción del medio tanto bajo una carga constante aplicada como por el efecto de solicitaciones cíclicas. Se ha visto que bajo solicitaciones constantes, la facilidad de degradación del mecanismo de transformación de fase, en términos de accesibilidad e interconexión de la fase circona tetragonal, permite racionalizar los resultados obtenidos. Por otra parte, las gradaciones observadas bajo solicitaciones cíclicas se pueden explicar en base al bajo efecto que producen en el mecanismo de transformación de fase y en la degradación que provocan sobre los mecanismos de formación de puentes que unen las caras de la fisura a través de precipitados y/o granos, así como a partir del carácter intergranular en su propagación.

## 6. REFERENCIAS

[1] D.J. Green, R.H.J. Hannink, M.V. Swain, *Transformation Toughening of Ceramics*, CRC Press Inc. Florida (1989).

[2] M. Okazaki, A.J. McEvily y T. Tanaka, "On the Cyclic Mechanism of Fatigue Crack Growth in Silicon Nitride", *Metall. Trans.*, **22A** 1425-34 (1991).

[3] S. Horibe y R. Hirahara, "Cyclic Fatigue of Ceramic Materials: Influence of Crack Path and Fatigue Mechanisms". *Acta metall. mater.* **39** (6) 1309-17 (1991).

[4] F. Guiu y M.J. Reece, "Role of Crack-Bridging Ligaments in the Cyclic Fatigue Behaviour of Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, **75** (11) 2976-84 (1992).

[5] T.A. Michalske y S.W Freiman, "A Molecular Mechanism for Stress Corrosion in Vitreous Silica", *J. Am. Ceram. Soc.*, **66** (4) 284-88 (1983).

[6] H. Yin, M. Gao y R.P. Wei, "Phase Transformation and Sustained Load Crack Growth in $ZrO_2$ + 3 mol% $Y_2O_3$: Experiments and kinetic modelling", *Acta metall. mater.*, **43** (1) 371-82 (1995).

[7] J. Alcalá, "Propagación Subcrítica de Grietas bajo Cargas Cíclicas, Constantes y Monotónicas en la Y-TZP", Tesis Doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya (1994).

[8] M.M. Nagl, L. Llanes, R. Fernández y M. Anglada, "The Fatigue Behaviour of Mg-PSZ and ZTA Ceramics", Fracture Mechanics of Ceramics, Vol 12: Fatigue, Composites and High Temperature Behaviour. Eds. R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman, D. Munz. M. Sakai y V. Ya, Parte II, Plenum, Karlsruhe, Alemania (1996), 61-76.

[9] M.M.Nagl, D. Casellas, L. Llanes, C. Domínguez y M. Anglada. "Fátiga Estática y Cíclica de Alúmina Reforzada con Partículas de Circona". *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 11 349-54 (1995).

[10] R. Fernández, L. Llanes, M. Anglada, "Crecimiento de Grietas por Fatiga en la Circona Parcialmente Estabilizada (Mg-PSZ) ", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 12 209-214 (1996).

[11] H. Tada, P.C. Paris y G.R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Corporation, St. Louis, MO (1973).

[12] M. Rühle, N. Clasuen y A. Heuer, "Microstructural Studies of $Y_2O_3$-Containing tetragonal $ZrO_2$ Polycrystals (Y-TZP)", *Advances in Ceramics: Science and Technology of Zirconia II*, (Eds. N. Claussen, M. Ruhle and A.H.Heuer), Am. Ceram. Soc., Columbus OH, 352-70 (1984).

[13] J. Drennan, A. J. Harstshorn y S.W.- Thompson, "The Effect of Low temperature Aqueous Environments on Magnesia-Partially-Stabilised Zirconia (Mg-PSZ)", *Advances in Ceramics: Science and Technology of Zirconia V*, (Eds. S.P.S. Badwal,M.J. Bannister y R.H.J. Hannink), Am. Ceram. Soc., Columbus OH, 145-51 (1993).

[14] M.J. Hoffman, R.H. Dauskardt, Y.-W Mai y R.O. Ritchie, "A Review of the Mechanics and Mechanisms of Cyclic Fatigue-Crack Propagation in Transformation-Toughened Zirconia Ceramics", *Advances in Ceramics: Science and Technology of Zirconia V*, (Eds. S.P.S. Badwal,M.J. Bannister y R.H.J. Hannink), Am. Ceram. Soc., Columbus OH, 321-38 (1993).

[15] R.H. Dauskardt, D.B. Marshall y R.O. Ritchie, "Cyclic Fatigue Crack Propagation in Magnesia-Partially-Satbilized Zirconia Ceramics, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [4] 893-903 (1990).

[16] M. Hoffman, Y.-W. Mai, S. Wakayama, M. Kawahara y T. Kishi. "Crack-Tip Degradation Processes Observed During in situ Cyclic Fatigue of Partially Stabilised Zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** (10) 2801-10 (1995).

## AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha financiado por el proyecto CICYT MAT 94-431. Asimismo, dos de los autores (D.C. y R.F.) agradecen a la Generalitat de Catalunya y al ICI respectivamente la becas concedidas.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EFECTO DEL NIVEL TENSIONAL Y DEL TIEMPO DE ESPERA EN LOS CRITERIOS DE ROTURA ESTABLECIDOS PARA POLIAMIDAS REFORZADAS ENSAYADAS A FATIGA

**J.A. Casado, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Polanco e I. Carrascal**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**Universidad de Cantabria**
**E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander.**

**Resumen.** En este trabajo se establecen los condicionantes de rotura de probetas normalizadas de tracción inyectadas con poliamida (PA) 6 y 66 reforzadas con fibra de vidrio (25 y 35% en peso) ensayadas a fatiga. El efecto del nivel tensional y de los tiempos de espera aplicados entre trenes de onda consecutivos de fatiga sobre los materiales compuestos considerados, se establece discretizando y analizando la morfología de los distintos tipos de fisura observados en rotura. Asimismo, se realiza un estudio fractográfico sobre las superficie de fractura de las probetas ensayadas, por medio de técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB).

Como análisis comparativo, paralelamente se ha efectuado un estudio sobre el comportamiento de una resina acetálica (R) considerada como material alternativo funcional al empleo de las poliamidas reforzadas en aplicaciones diversas.

**Abstract.** This work establishes the breakage mechanisms in normalized tensile test specimens injected with polyamides 6 and 66 reinforced with 25 and 35 weight percent of fibreglass tested under fatigue. The effect of the stress level and the waiting time between consecutive fatigue wave trains on these materials has been established by simplifying and analyzing the different types of resulting fracture morphology. The fracture surface of the tested specimens were then analyzed by scanning electron microscope (SEM) techniques.

A parallel comparative analysis, was also performed on the behaviour of an acetalic resin considered to be a possible alternative material to reinforced polyamides in various applications.

## 1. INTRODUCCION Y OBJETIVO

Una causa importante del deterioro producido en piezas estructurales de alta responsabilidad inyectadas con PA reforzada con fibra de vidrio corta es la acción continua o periódica de esfuerzos mecánicos de fatiga de distinta naturaleza a los que están sometidas en servicio. Un ejemplo del daño producido por dichas solicitaciones es el que presentan algunas piezas aislantes empleadas para llevar a cabo las sujeciones mecánicas de los railes de la red ferroviaria por la que circulan vehículos pesados.

En este trabajo se pretende determinar los condicionantes que justifican las roturas observadas tras el ensayo de probetas normalizadas sometidas a diversos procesos de fatiga. Para ello, se analizan sus superficies de rotura por medio de técnicas de microfotografía y microscopía electrónica de barrido (MEB) considerando los diferentes estados tensionales aplicados y los tiempos de espera entre trenes de ondas consecutivos. Estos tiempos de espera permiten la disipación del calor interno generado en el material compuesto de matriz termoplástica y prolongan, de este modo, su vida útil en fatiga [1, 2, 3], simulando el efecto del tiempo entre pasos de trenes en la situación real.

## 2. MATERIAL ENSAYADO

En este trabajo se estudia el comportamiento frente a la fatiga en tracción de cuatro materiales utilizados habitualmente en la inyección de las piezas aislantes. Tres pertenecientes a la familia de las poliamidas (PA 6 y PA 66), conocidas comunmente como "nylon", reforzadas en distinto porcentaje con fibra corta de vidrio y una resina acetálica sin reforzar, que se concretan de la siguiente forma:

• Nylon 6 reforzado con un 25 y 35% (PS25 y PS35)

• Nylon 66 reforzado en un 35% (PR35)
• Resina acetálica (R).

Se utilizaron probetas de tracción normalizadas, según Norma UNE [4], producidas mediante la técnica del moldeo por inyección de tal modo que en las de PA reforzada, las fibras cortas de vidrio se orientan paralelamente al eje longitudinal de las mismas.

## 3. TECNICAS EXPERIMENTALES

Al haberse observado que algunas de las roturas mostradas por piezas aislantes en servicio son debidas a solicitaciones de impacto, lo cual ha podido ser comprobado mediante la reproducción fidedigna de dichas roturas aplicando técnicas experimentales de laboratorio, Casado et al [5]. Por ello, como valor de partida para cada material se determinó su tensión de rotura ($\sigma_r$) en condiciones dinámicas aplicando un impacto de carga en tracción sobre las probetas, con la velocidad que proporciona la generación de un ciclo de onda cuadrada.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos en control de carga y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los niveles de tensión aplicados están comprendidos entre un valor máximo ($\sigma_{máx}$), variable de uno a otro ensayo, y uno mínimo ($\sigma_{mín}$) fijado en $0.05\sigma_r$ para evitar compresiones y el posible pandeo de las probetas. El nivel tensional superior inicial fue el $0.90\sigma_r$. Los ensayos se ejecutaron hasta la rotura de cada probeta. El valor de $\sigma_{máx}$ se fue reduciendo de un ensayo a otro con intervalos de $0.10\sigma_r$ hasta que el material soportó $10^6$ ciclos sin romper. La variación de tensión más alta que alcanza dicha secuencia se denominó $\Delta\sigma_6$. Los ensayos se realizaron con ondas de carga senoidal y cuadrada a una frecuencia de 5 Hz.

Para establecer el efecto del tiempo de espera, se aplicaron 4 regímenes de carga senoidal que diferían en la cuantía de los tiempos de reposo ($t_r$) establecidos entre cada tren de 300 ciclos de variación de carga: 0, 30, 180 y 300 segundos. En la figura 1, se presenta un esquema del patrón de cargas aplicado.

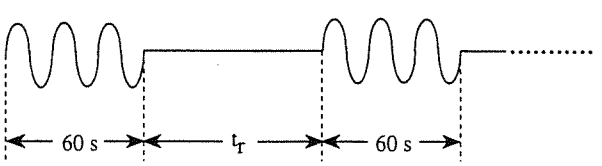



**Fig. 1.** Patrón de cargas aplicado.

Durante la ejecución de los ensayos se registraron: la variación de tensión aplicada; la temperatura de cada probeta por medio de una resistencia sensitiva ubicada en la superficie de la zona calibrada de la misma; la variación de la longitud en la zona calibrada de la probeta empleando un extensómetro y el número de ciclos soportado hasta rotura. Las anteriores medidas permitieron determinar una evolución continua de la temperatura y de la flexibilidad de cada probeta durante su ensayo [6].

Sobre la superficie de rotura de las probetas se realizó un análisis fractográfico por técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB). Asimismo, se realizó un levantamiento planimétrico de cada una de las superficies de fractura obtenido a partir de fotografías realizadas a 10 aumentos. Se discretizó la morfología de los distintos tipos de fisura observados para su mejor estudio por superficies de áreas equivalentes, según el esquema que se presenta en la figura 2. De cada probeta ensayada se determinó el porcentaje de área fisurada en fatiga, previa a su rotura, $A_F$, con respecto de la superficie total de la sección recta. La tensión en el ligamento resistente y el factor de intensidad de tensiones correspondiente al momento de la rotura del material se han calculado según los criterios establecidos por Anderson et al [7].

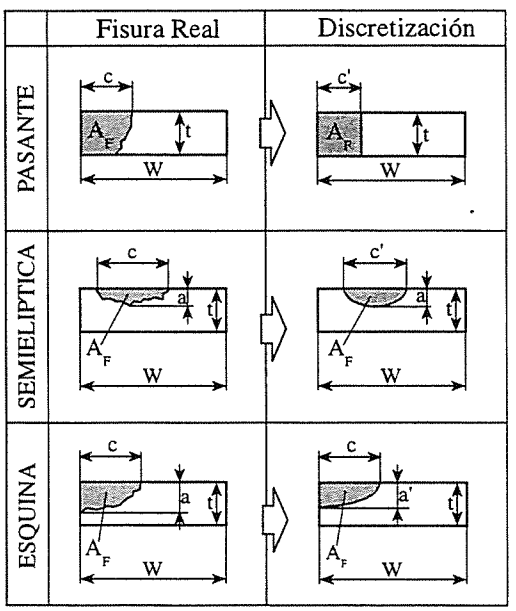



**Fig. 2.** Tipos de fisura y su discretización.

## 4. RESULTADOS

### 4.1. Fatiga continua

La figura 3 muestra los resultados típicos obtenidos para cualquier material y condición de ensayo en fatiga continua con trenes de ondas, ya sean senoidales o cuadradas. El gráfico representa la variación de la rigidez y de la temperatura del material con el número de ciclos aplicado, para diferentes niveles de tensión considerados.

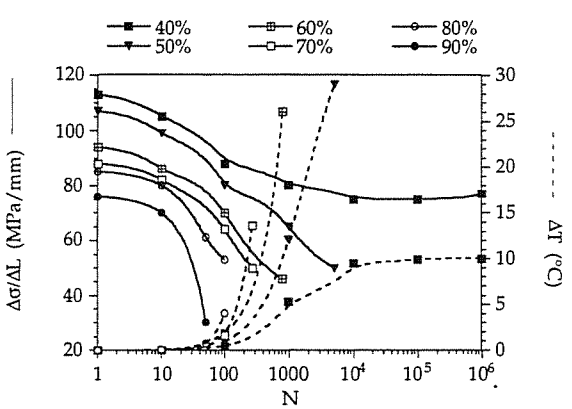



**Fig. 3.** Fatiga continua. (PR35, onda senoidal)

La tabla 1 presenta los valores de $\sigma_r$ de todos los materiales en estudio bajo condiciones de impacto-tracción, así como los valores de $\Delta\sigma_6$ para ondas de carga senoidal y cuadrada obtenidos, representantes de su resistencia a fatiga.

**Tabla 1.** Valores de $\sigma_r$ y $\Delta\sigma_6$.

| Material | R | PR35 | PS35 | PS25 |
|---|---|---|---|---|
| $\sigma_r$ (MPa) | 81.0 | 166.8 | 151.0 | 140.6 |
| $\Delta\sigma_6$ (MPa) sen. | 44.5 | 58.4 | 37.5 | 35.2 |
| $\Delta\sigma_6$ (MPa) cuad. | 52.6 | 58.4 | 37.5 | 49.2 |

4.2 Fatiga interrumpida

En la figura 4 se presenta el comportamiento típico de los materiales ensayados con bloques de trenes de onda senoidales espaciados por los distintos tiempos de espera considerados. En el gráfico se puede observar la variación de la rigidez y la evolución del incremento de temperatura y el tiempo de vida del material, según el valor del tiempo de reposo considerado para un nivel de variación de esfuerzos determinado.

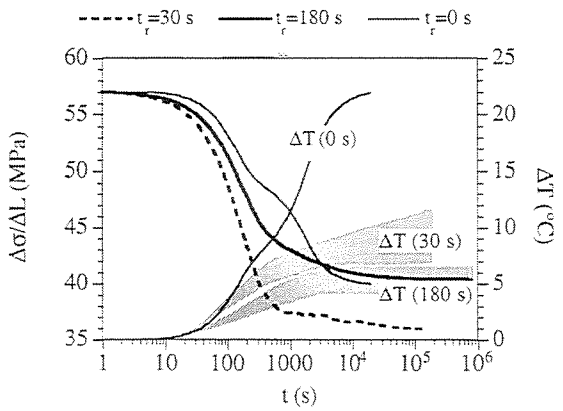



**Fig. 4.** Fatiga interrumpida. (PS25, $\sigma_{máx} = 0.40\ \sigma_r$)

En la figura 5 se observa el número de ciclos en el momento final del ensayo, rotura ó $10^6$ ciclos, del material PR35, representativo de todas las familias de PA reforzadas, en función de la carga aplicada para los diferentes tiempos de reposo aplicados. La figura 6 presenta el incremento de temperatura alcanzado en el momento final del ensayo, en función de la variación de carga aplicada y de los tiempos de espera para el mismo material.

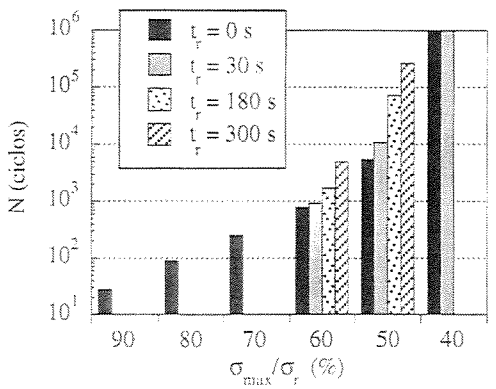



**Fig. 5.** N ($t_r$ = 0, 30, 180 y 300 s)

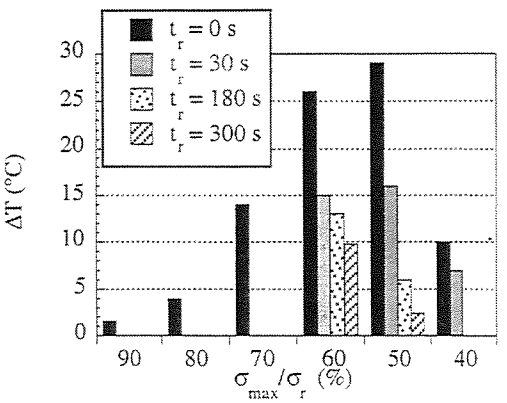



**Fig. 6.** ΔT ($t_r$ = 0, 30, 180 y 300 s)

4.3 Fractografía

En la fotografía de la figura 7 se aprecia el aspecto característico de la superficie de fractura de las probetas de PA reforzada ensayadas mostrándose dos zonas claramente diferenciadas: una zona más oscura de fatiga (inicio de fisura y crecimiento estable) y otra zona más clara de rotura (crecimiento inestable). Las fractografías de las figuras 8 y 9 muestran el aspecto de la superficie de fractura de la zona de fatiga y de la de rotura, respectivamente.

En todas las superficies de fractura del material R se distingue una zona de propagación generada a partir de una impureza presente en el material. El resto de la superficie de fractura presenta un aspecto más dúctil, equivalente al observado en las roturas estáticas y dinámicas de estos materiales [8] (Fractografía fig. 10).

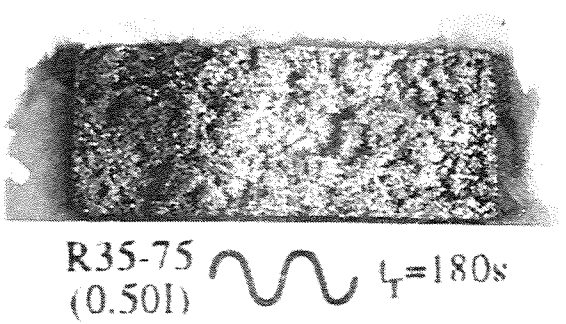



**Fig. 7.** Superficie de fractura, PA reforzada (x 10)

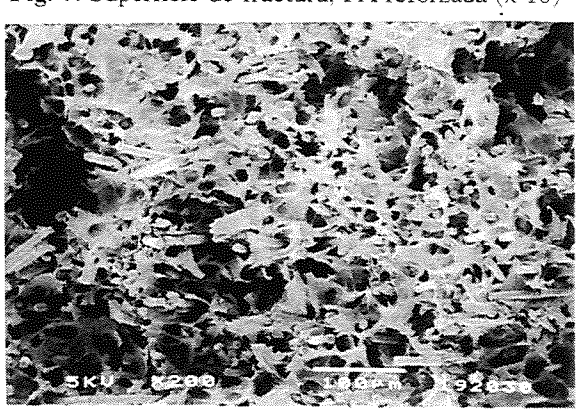


**Fig. 8.** Zona de fatiga, PA reforzada (x 200)

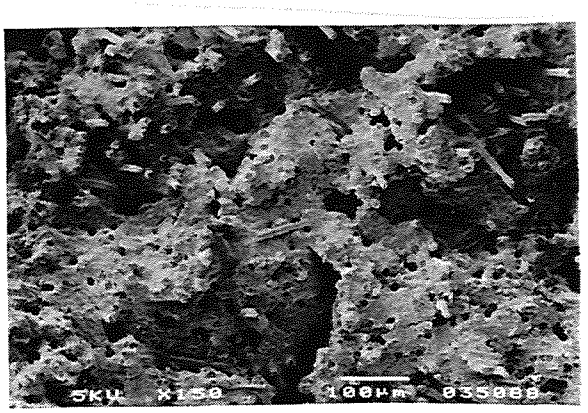


Fig. 9. Zona de rotura, PA reforzada (x 150)

Fig. 10. Superficie de fractura, R (x 200)

## 5. ANALISIS DE RESULTADOS

### 5.1. Fatiga continua

En las figuras 11 y 12 se muestran los gráficos Δσ-N para los materiales R y PR35 ensayados con los dos tipos de onda en fatiga continua, respectivamente.

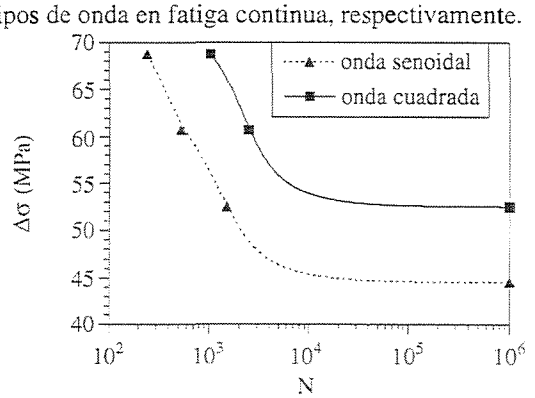



Fig. 11. Δσ-N

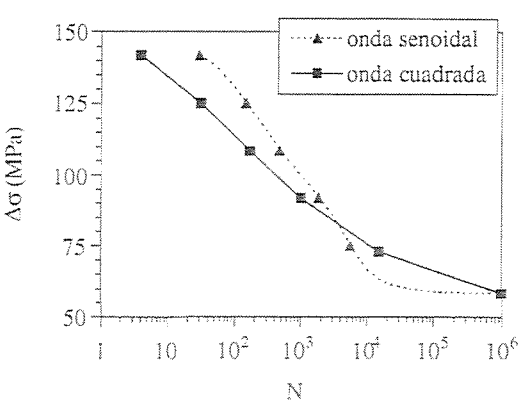



Fig. 12. Δσ-N (PR35)

La evolución térmica justifica que la susceptibilidad a problemas de fatiga definida por la propia curva Δσ-N y el valor de $\Delta\sigma_6$, sea mayor con onda senoidal para la R.

En el caso de las PA, sin embargo, esta susceptibilidad es mayor para amplitudes de carga altas con la onda cuadrada, ya que al ser más rígidas y frágiles, el impacto de cada ciclo provoca un mayor daño, probablemente asociado a roturas y deslizamientos de sus refuerzos y un "crazing" de su matriz. Conforme Δσ decrece el efecto del mayor aumento de la temperatura en la onda senoidal comienza a compensar esta situación llegando a establecerse un equilibrio entre el efecto de ambos tipos de ondas (igual $\Delta\sigma_6$) e incluso llegando a ser algunas PA, las de menor refuerzo, más resistentes a la fatiga con onda cuadrada.

### 5.2. Fatiga interrumpida

En la figura 13 se presentan las curvas de Wöhler obtenidas para el material PR35 (representativo de las familias de PA) mostrándose la influencia de los diferentes tiempos de reposo aplicados. La misma tendencia fue observada en el material R.

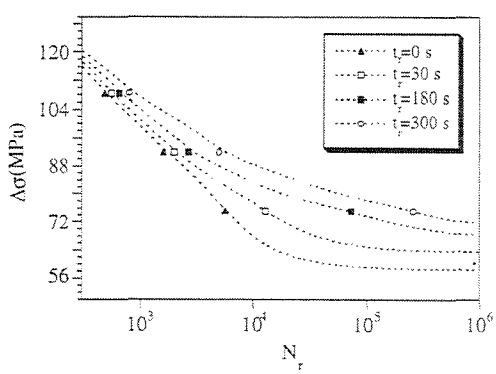



Fig. 13. Δσ-N ($t_r$ = 0, 30, 180 y 300 s).

El tiempo de espera ($t_r$) entre dos trenes de ondas consecutivos permite la disipación del calor interno generado en el material por la acción de las cargas cíclicas. A pesar de la baja conductividad térmica de los materiales, la pequeña disipación de calor justifica el ligero alargamiento de la vida en fatiga de los materiales que conlleva a valores mayores de $\Delta\sigma_6$.

### 5.3. Condiciones de rotura

#### 5.3.1. Fatiga continua

En la tabla 2 se indica para el material PR35, representativo de las familias de poliamidas reforzadas, el porcentaje de área fisurada ($A_F$), la temperatura medida ($T_R$) y la tensión neta en el ligamento resistente ($\sigma_R$) en el momento de la rotura, en función del esfuerzo máximo aplicado ($\sigma_m$).

**Tabla 2.** Parámetros en rotura

| $\sigma_m/\sigma_r$ | $\sigma_m$ (MPa) | $A_F$ (%) | $T_R$ (°C) | $\sigma_R$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| 1.00 | 166.75 | 0.00 | 23.0 | 166.75 |
| 0.90 | 150.08 | 5.75 | 24.0 | 162.98 |
| | | 13.43 | 24.0 | 174.40 |
| 0.80 | 133.50 | 15.69 | 27.5 | 161.41 |
| | | 18.39 | 28.2 | 164.56 |
| | | 13.95 | 29.3 | 156.30 |
| 0.70 | 116.75 | 12.07 | 35.1 | 136.04 |
| | | 9.88 | 38.4 | 131.14 |
| | | 13.08 | 36.9 | 135.67 |
| 0.60 | 100.05 | 24.51 | 49.2 | 135.58 |
| | | 17.49 | 46.5 | 122.25 |
| 0.50 | 83.37 | 23.51 | 52.8 | 110.39 |
| | | 25.98 | 54.9 | 113.18 |
| | | 27.16 | 53.8 | 119.76 |

El gráfico de la figura 14 representa los pares $\sigma_R$-$T_R$ calculados para cada tensión nominal aplicada, en la que se observa una distibución de valores que se pueden ajustar linealmente en primera aproximación para los niveles térmicos medidos con un coeficiente de correlación de 0.94.

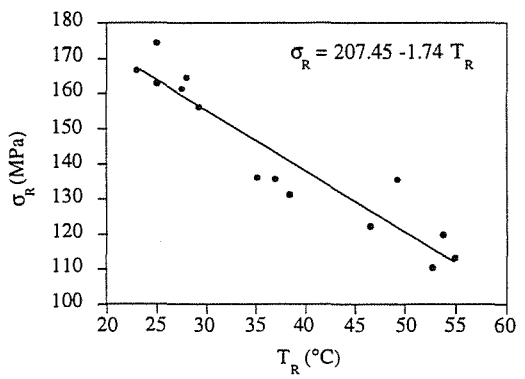



**Fig. 14**. Diagrama $\sigma_R$-$T_R$

A tenor de los resultados encontrados se observa una importante influencia de la temperatura sobre $\sigma_R$. A medida que se incrementa la temperatura durante la ejecución de los ensayos se denota una disminución de la tensión de rotura de la sección neta, por lo que se podría asociar la rotura a un proceso de plastificación generalizada afectado por la temperatura. En la figura 15 se representa el diagrama de fallo en el que se indica para el esfuerzo nominal máximo aplicado sobre cada probeta el porcentaje de área fisurada, mostrándose la variación de la condición de rotura por colapso plástico con la temperatura. La condición de fallo por plastificación generalizada se obtiene cuando $\sigma_{neta} = \sigma_R(T)$, o sea:

$$\sigma_{neta} = \frac{F}{A_{neta}} = \frac{\sigma_m \cdot A_{total}}{A_{total} - A_F} = \sigma_R(T) \qquad (1)$$

de donde expresando el área fisurada en porcentaje del área total:

$$\sigma_m = \sigma_R(T) \cdot \left(1 - \frac{A_F}{100}\right) \qquad (2)$$

que representa la ecuación de las rectas de condición de rotura por colapso plástico reflejadas en la figura 15. Sobre ella se han representado en puntos llenos los valores experimentales y en puntos huecos, para su comparación, los teóricos en atención a la temperatura que alcanzaron. Los resultados son bastante acordes con este tipo de previsión.

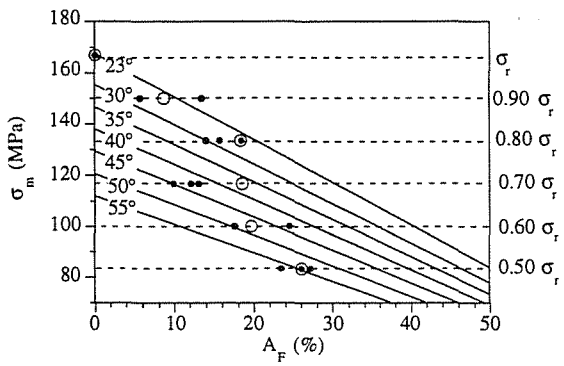



**Fig. 15**. Condiciones de colapso plástico.

5.3.2. Fatiga interrumpida.

En la tabla 3 se muestra para el material PR35, ensayado con distintos tiempos de reposo, los valores de $A_F$, $T_R$, y $\sigma_R$ en función del esfuerzo máximo nominal aplicado ($\sigma_m$).

**Tabla 3.** Parámetros en rotura (tiempos de espera)

| $\sigma_m/\sigma_r$ | $\sigma_m$ (MPa) | $t_r$ (s) | $A_F$ (%) | $T_R$ (°C) | $\sigma_R$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.60 | 100.05 | 30 | 13.16 | 42.9 | 117.63 |
| | | | 24.09 | 38.5 | 134.62 |
| | | 180 | 15.03 | 32.5 | 120.27 |
| | | | 22.06 | 31.5 | 129.27 |
| | | 300 | 17.50 | 32.8 | 122.43 |
| 0.50 | 83.37 | 30 | 30.67 | 38.1 | 121.97 |
| | | | 27.76 | 38.6 | 117.41 |
| | | 180 | 28.90 | 30.2 | 119.41 |
| | | | 31.98 | 27.9 | 123.98 |
| | | 300 | 26.31 | 25.4 | 114.63 |

Sobre el diagrama de fallo obtenido anteriormente, se representan los valores de área fisurada respecto a la tensión máxima nominal aplicada para las probetas ensayadas con tiempos de espera, según se indica en la figura 16. Si se comparan estos valores reales con los teóricos, que se podrían deducir de la tabla 3, considerando la tensión nominal aplicada y la temperatura alcanzada en rotura, también representados en la figura 16, se observa que no coinciden, por lo que el criterio de rotura definido anteriormente quedaría invalidado para este caso particular. En este caso la fisura propaga mucho menos de lo previsto, alcanzando

sus condiciones de rotura para fisuras entre un 30 y un 50% de las teóricas debidas a colapso plástico.

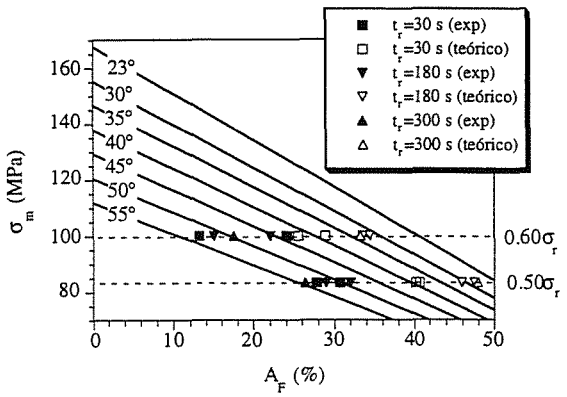



**Fig. 16**. Resultados para tiempos de espera.

Esta nueva situación planteada hace suponer un nuevo criterio de rotura basado en alcanzar la tenacidad a fractura del material. La nueva condición de rotura por fractura, aplicando la MFEL se alcanzaría cuando el factor de intensidad de tensiones, ($K_I$), alcance el valor de la tenacidad a la temperatura de rotura, $K_{IC}(T)$, es decir:

$$K_I = M \cdot \sigma_m \cdot \sqrt{\pi \cdot a} = K_{IC}(T_R) \qquad (3)$$

En esta expresión M es un factor geométrico y a es una dimensión representativa de la fisura, y teniendo en cuenta que:

$$a \propto \sqrt{A_F} \qquad (4)$$

llegaríamos a una solución de la forma:

$$\sigma_n \cdot A_F^{1/2} = D \qquad (5)$$

en donde D es una constante que depende de la tenacidad y de los aspectos geométricos. Si hacemos pasar una curva de este tipo por cada uno de los puntos experimentales indicados sobre el gráfico de la figura 16, obtendríamos un haz de hipérbolas que podrían ser incluidas en una "franja" de fractura, según se observa en la figura 17.

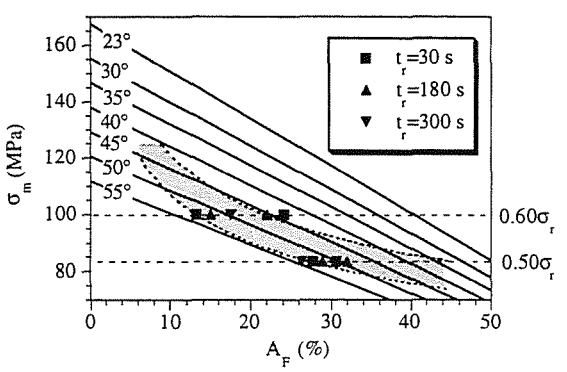



**Fig. 17**. Condiciones de fractura.

A cada curva del haz se le asocia un valor de $K_I$ para el que se alcanzan condiciones críticas que llevan a la rotura. Por lo tanto, cada una de las hipérbolas que pasa por un punto experimental define un $K_{IC}(T)$ en función de la geometría de la fisura generada discretizada en 3 tipos de acuerdo con la figura 2. De los cálculos realizados según el método propuesto por Anderson et al [4] se obtiene que las probetas rompen por fractura al alcanzar pares de valores de la tensión máxima aplicada y del área fisurada críticos, cuya combinación conducen al valor del factor de intensidad de tensiones crítico del material. Para estos ensayos, este valor se estima dentro del intervalo de extremos 14 y 16 MPa·m$^{1/2}$, para temperaturas variables entre 42 y 25 °C.

Es decir, los resultados establecen hipérbolas de constante D en general creciente al descender la temperatura, lo que justificaría la evolución de los resultados con los diferentes escalones de carga. Esta constante también tomaría valores diferentes en función de la geometría del defecto generado durante el proceso de fatiga, lo que justificaría la dispersión alcanzada para probetas ensayadas en un mismo escalón de carga.

Los aspectos teóricos de ambos criterios, colapso plástico y fractura, hacen pensar que sólo el primero es el condicionante que controla la rotura para los estados de solicitación bajo los que se alcanzan elevadas temperaturas (superiores a 50 °C), aunque una caida importante en la tenacidad, debido a esta temperatura, también justifica los resultados obtenidos. En el resto de los casos un criterio de fractura establecería las condiciones de rotura última. En el gráfico de la figura 18 se indica la variación de los criterios de rotura con el aumento de la temperatura.

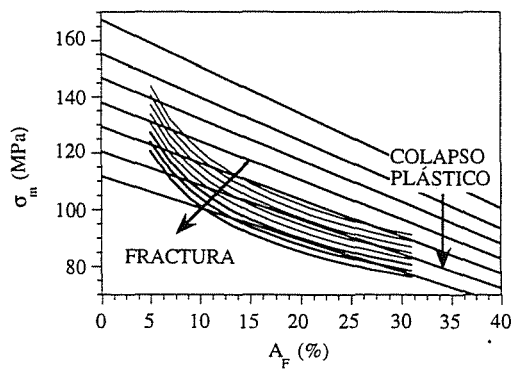



**Fig. 18**. Efecto del aumento de la temperatura en los criterios de rotura.

## 5.4. Propagación

A tenor de los resultados alcanzados se observa que el área de fisura generada en el proceso de fatiga, medida en rotura, no guarda correlación con la cantidad del tiempo de espera aplicado para un nivel de esfuerzos dado. La diferente cinética térmica observada, de uno a otro caso, podría justificar este hecho. Basta comparar dos probetas ensayadas al 50% de su carga de rotura dinámica.

El aspecto de la superficie de fractura de la matriz de poliamida en la zona de fatiga previa a la rotura de la primera de ellas ensayada sin tiempo de espera, que soportó 5.000 ciclos, presenta un elevado grado de deformación correspondiente al gran nivel térmico registrado en la zona superficial de la probeta (55 °C). Esta acusada deformación en la matriz se traduce en una compleja morfología de la misma, en la que apenas se pueden apreciar huecos de arranque de las fibras, probablemente sellados como consecuencia del aumento

de la viscosidad de la matriz al superarse la temperatura umbral de transición vítrea, $T_g$.

La probeta ensayada bajo las mismas cargas con $t_r$ = 300 s prolongó su vida en fatiga hasta los 261.000 ciclos registrando únicamente una temperatura de 25 °C en el momento de la rotura. Esta probeta no presentó el aspecto de deterioro tan pronunciado en su matriz. No obstante, los valores de $A_F$ son similares en ambos casos, por lo que la diferencia de comportamiento la establecen los diferentes mecanismos de propagación de la fisura, afectados por la diferente cinética térmica observada.

## 6. CONCLUSIONES

Las poliamidas reforzadas presentan para los dos tipos de onda estudiados un comportamiento similar en fatiga para niveles de amplitud de carga próximos al de resistencia a fatiga, donde el efecto del impacto repetitivo del tren de ondas cuadradas es compensado por el mayor efecto de calentamiento de las ondas senoidales. Sin embargo, para altas cargas el efecto del impacto en cada ciclo establece que estos materiales sean más susceptibles a los mecanismos de fatiga con onda cuadrada que con onda senoidal.

Para todos los niveles de amplitud de carga estudiados, la resina acetálica resiste mejor la variación de onda de carga cuadrada que senoidal. La diferencia de fricción molecular inducida sobre el material por los dos tipos de onda y su gran capacidad de deformación así lo establecen.

A pesar de la diferencia en susceptibilidad y mecanismos de rotura ambos tipos de materiales presentan imposiciones en límites de fatiga equivalentes en valor absoluto, lo que les iguala ante situaciones de diseño atendiendo a este tipo de solicitación.

El tiempo de espera ($t_r$) entre dos trenes de ondas consecutivos prolonga la vida en fatiga de los materiales estudiados. Al aumentar el tiempo de reposo la resistencia a fatiga, $\Delta\sigma_6$, se incrementa.

Las condiciones de rotura se alcanzan para la situación crítica establecida por la tenacidad del material, dependiente de la temperatura alcanzada por el mismo en el ensayo. Las diferencias en la morfología de la fisura generada por fatiga, ya sea, esquina, elíptica lateral o de espesor completo, justificarían, en este caso, la dispersión del área en rotura alcanzado. En cualquier caso, al elevarse las temperaturas es más probable que las condiciones de rotura se alcancen bajo consideraciones de colapso plástico.

No se ha observado una correlación entre el área fisurada medida y el tiempo de espera establecido entre probetas ensayadas a distinto tiempo de espera. Ello justifica que los mecanismos de propagacón estén fuertemente afectados por las condiciones térmicas de los mismos. Por lo tanto, sería necesario realizar un estudio de la velocidad de propagación del área fisurada en función de los niveles mecánicos y térmicos propios del proceso de la fatiga para tratar de validar los resultados encontrados.

## 7. REFERENCIAS

[1] Koo, G.P.; Riddel, M.N. y O'Toole, J.L."Fatigue properties of polytetyrafluoroethylene and related fluoropolymers". Polymer Engineering and Science. July 1967. 7 pp. 182-188.

[2] Petrault, D.; Bertin, Y.; Ranganathan, N. and Fouquet, J."A study of fatigue in polyamide-polymer". Fatigue 93, 5th International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds, Vol III, p. 1417-1422.

[3] Herman, W.; Hertzberg, R. and Manson, J. "The influence of loading history on fatigue in engineering plastics". Journal of Materials Science, 25 (1B), 1990, p. 434-440.

[4] UNE 53.280-79. Marzo, 1977. "Determinación de las propiedades en tracción".

[5] Casado, J.; Polanco, J.; Gutiérrez-Solana, F. y Guerra, R. "The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating part of the P2 rial fastening". Third International Conference: "Structures Under Shock and Impact-94". Madrid, Junio 1994. Proccedings of the Third International Conference: 8 págs. 183-190.

[6] Steven Vlegels. "Time-out factor in the Fatigue Behaviour of Reinforced Polymers". Proyecto de fin de carrera. Santander, 1996.

[7] Anderson, T.; Merrick, R.; Yukawa, S.; Bray, D.; Kaley, L. and Van Scyoc, K. "FS-26. Fitness-for service evaluation procedures for operating pressure vessels, tanks and piping in refinery and chemical service". Draft n° 5. Octubre 1995. The Materials Properties Council.

[8] Hiltz J.A. and Mitchel H.B. "Fractography applied to polymeric materials". Materials Engineering (Cleveland). Vol 105. 7 p. 49-52.

## 8. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean expresar su más sincera gratitud a la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) por la subvención del proyecto MAT 96-0568 "Criterios de selección de polímeros, con y sin refuerzo de fibras, resistentes a fatiga e impacto".

Asimismo, se hace extensivo el agradecimiento a las empresas Du Pont, Nyltech Ibérica, D.S.M., B.A.S.F., TIFSA, Orbelan Plásticos, Mondragón Plásticos e Iberofón Plásticos.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# SOBRE LA EVALUACIÓN DE RESULTADOS DISPERSOS DE FATIGA, ESTADÍSTICAMENTE NO-HOMOGÉNEOS

**A. Fernández Canteli*, M.J. Lamela Rey*, M.A. García Prieto*, E. Castillo Ron****

***Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación.**
**ETSII. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón.**
****Dpto. de Matemática Aplicada y Ciencias de la Computación.**
**ETSICCP. Universidad de Cantabria. Avda. de los Castros s/n. 39005 Santander.**

**Resumen.** La evaluación estadística de resultados experimentales dispersos presenta un interés especial para los investigadores. El estudio de la fatiga de materiales es un ejemplo característico, en el que la optimización del programa de ensayos, impuesta por razones de coste y duración, conlleva la necesidad de evaluar series de resultados no-homogéneos, desde una perspectiva estadística. Una normalización puede permitir, sin embargo, su agrupamiento en un colectivo único, incrementando así la fiabilidad de la evaluación. En este trabajo se compara un procedimiento de normalización estadísticamente estricto con un método simplificado, utilizando para ello dos muestras de resultados de fatiga dispersos, obtenidos, en un caso, mediante simulación, y en otro, a partir de ensayos reales de compuestos laminados.

**Abstract.** The statistical evaluation of sparse experimental results represents an important concern of research. The study of material fatigue is a characteristic example in which the interest of optimizing the test programme, due to economical and time reasons, implies the necessity of evaluating, from a statistical point of view, series of non-homogeneous results. A normalization approach allows, however, to pool them in a single collective, so improving the reliability of the evaluation. In this paper, a strict statistical procedure of normalization and an ad-hoc simplified method are compared, using two samples of sparse fatigue results, one obtained by simulation, and the other from real tests of composite laminates.

## 1. INTRODUCCIÓN

En muchos casos prácticos, el resultado de una experimentación está ligada a la posibilidad de evaluación de datos que no pertenecen, en principio, a un colectivo estadísticamente homogéneo. Por esta razón, se observa que programas de investigación meritorios y científicamente interesantes, que requieren inversiones importantes, pierden su potencial interés ante la debilidad de su evaluación.

Un típico ejemplo de esta problemática se presenta en los ensayos de fatiga, en los que su larga duración y alto coste inducen, por razones científicas, a reducir al máximo el número de ensayos, a la vez que a intentar una variación simultánea de las variables implicadas en el estudio.

Mención especial merecen los programas de ensayos que implican probetas de considerable tamaño que no pueden ser ensayadas a escala reducida, como ocurre con los tendones de estructuras atirantadas o suspendidas y con elementos estructurales postensados. Desde la perspectiva de aplicación a casos reales, se comprende el interés de mantener un compromiso equilibrado entre el rigor estadístico que requiere toda evaluación y la necesaria concreción, que demanda una propuesta de caracterización del material.

Dentro del extenso mundo de la fatiga existen un sinfín de situaciones en las que otros factores, paralelamente al rango de tensión, considerado como parámetro principal, pasan a ocupar un papel preponderante en el análisis. En todos estos casos, una normalización puede conducir a aumentar notablemente la fiabilidad de la evaluación e, incluso, permite aventurar una naturaleza similar de determinados mecanismos de rotura.

De todo lo anterior se deduce la transcendencia que puede tener una normalización de resultados que permita proceder a la evaluación conjunta de ensayos no-homogéneos y, por tanto, no-evaluables como colectivo único.

En el presente artículo se tratará de analizar en qué casos es posible una normalización estricta y válida desde una perspectiva estadística, y bajo qué reservas es aplicable una normalización 'práctica' que no responde a transformaciones sustentadas sobre una base estadística rigurosa.

El trabajo presentado se basa en la consideración de un dominio de atracción de Weibull para las muestras, dado que la función de distribución de Weibull representa un modelo adecuado para la predicción del fallo de materiales en el transcurso del tiempo, como ocurre en el fenómeno de fatiga [1].

Considerando como variable aleatoria, X, el número de ciclos de carga a rotura para un intervalo de tensión dado, la función de distribución de Weibull para valores extremos mínimos se expresa como :

$$F(X;\delta,\lambda,\beta) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{X-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right] \qquad (1)$$

para $X \geq \lambda, -\infty < \lambda < \infty, \delta > 0, \beta > 0$

donde F(X; δ, λ, β) representa la probabilidad de fallo para cada valor de X, δ es el parámetro de escala o vida característica, tal que (λ + δ) corresponde a una probabilidad de fallo del 63.2%, λ es el parámetro de localización, o período inicial durante el cual no se producen fallos y β es el parámetro de forma.

## 2. EJEMPLOS RECOPILADOS EN LA BIBLIOGRAFÍA

Los siguientes ejemplos, tomados de distintos trabajos de investigación publicados en el campo de estudio de la fatiga, pueden ilustrar la problemática antes apuntada y la necesidad objetiva de un procedimiento que, mediante una normalización previa de los resultados experimentales, permita su agrupación y evaluación conjunta, como ajuste global de la función de distribución a la que pertenecen.

Esto daría lugar, consecuentemente, a una mayor fiabilidad en la estimación de los parámetros de la función de distribución, en particular, del parámetro de forma de la función de Weibull, β, que representa la pendiente de la recta de valores sobre el papel probabilístico y que da información sobre el mecanismo de daño que produce el fallo del material [2].

Ejemplo A : Evaluación de resultados de fatiga por fretting en elementos de hormigón postensados usando vainas de metal y de plástico [3]. En la figura 1 se observa que, al disponer de un número muy reducido de resultados, únicamente con una agrupación de los mismos se podría proceder a una evaluación y, consiguientemente, a establecer recomendaciones de diseño.

Ejemplo B : Evaluación de resultados a fatiga en acero de pretensado sobre el campo completo de Wöhler (figura 2, [4]). Se trata aquí un caso complejo de análisis, del que se deriva un modelo de regresión de cinco parámetros estudiado por Castillo et al. [5].

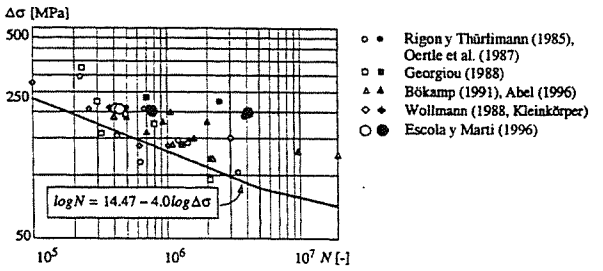



**Figura 1.** Resultados de ensayos de fatiga en vigas postensadas con vaina metálica (puntos huecos) y con vaina plástica (puntos llenos).

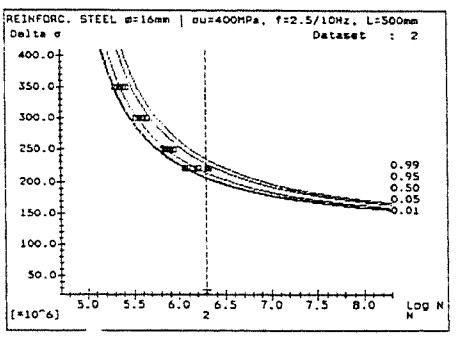



**Figura 2.** Resultados de fatiga en cables de acero pretensado de 500 mm de longitud.

Ejemplo C : Evaluación del número de Miner para diferentes cargas seudo-aleatorias aplicadas en materiales compuestos [6]. A partir de un análisis teórico, se sugiere que los valores del número de Miner siguen una distribución estadística similar a la correspondiente de los resultados experimentales (figura 3). En este caso, la normalización de los resultados permitiría corrobar o desechar esta hipótesis a través de los valores obtenidos para los parámetros.

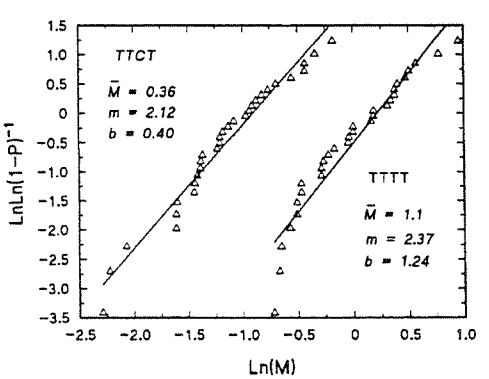



**Figura 3.** Gráfica de Weibull para los valores del número de Miner correspondientes a resultados de fatiga en compuestos laminados bajo carga por bloques.

Ejemplo D : Evaluación de fatiga en bolas de rodamiento, para diferentes tipos de lubricantes naturales y sintéticos [7]. La similitud del valor del parámetro de forma de Weibull, β, para los diferentes aceites sugiere una coincidencia en el mecanismo de daño (figura 4).

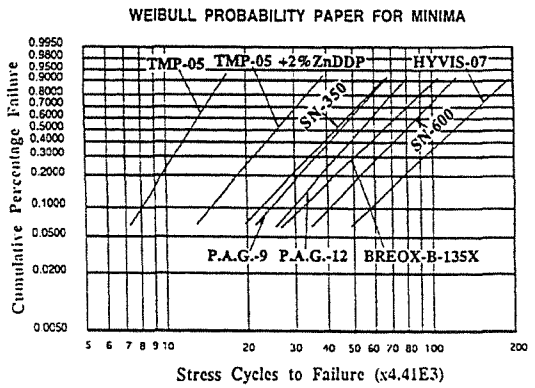



**Figura 4.** Gráfica de Weibull para ensayos a fatiga en elementos con contacto de rodadura, para distintos tipos de lubricantes.

## 3. PROCEDIMIENTO ESTADÍSTICO DE NORMALIZACIÓN

La normalización es el paso lógico que permite agrupar datos de diferentes muestras, en especial en el caso de resultados poco numerosos y dispersos, procedentes de ensayos de distinta naturaleza.

A continuación se presenta el fundamento teórico de dos procesos de normalización de resultados. Como se expondrá a continuación, mientras el primero de ellos sigue un procedimiento estadísticamente riguroso, el segundo se apoya en un método simplificado.

### 3.1. Normalización estricta

Toda muestra perteneciente a un tipo de distribución estadística puede ser normalizada sustrayendo de cada uno de los datos el valor medio de la muestra, μ, y dividiendo este resultado por su desviación típica, σ. El resultado será una nueva distribución con valor medio igual a cero y desviación típica de valor unidad.

La distribución de Weibull se mantiene estable al ser sometida a la siguiente transformación :

$$Z = \frac{X-\mu}{\sigma} \qquad (2)$$

La función de distribución de la variable Z puede escribirse :

$$F_Z(z) = \text{Prob}[Z \le z] = \text{Prob}\left[\frac{X-\mu}{\sigma} \le z\right] =$$

$$= \text{Prob}\left[X \le \sigma.z + \mu\right] = F_X(\sigma.z+\mu) =$$

$$= 1 - \exp\left[-\left(\frac{(\sigma.z+\mu)-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right] = \qquad (3)$$

$$= 1 - \exp\left[-\left(\frac{z - \frac{\lambda-\mu}{\sigma}}{\frac{\delta}{\sigma}}\right)^{\beta}\right] = F_{\text{Weibull}}(z;\lambda^*,\delta^*,\beta^*)$$

y está caracterizada por unos parámetros dados en [1] :

$$\delta^* = \frac{\delta}{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{\Gamma(1+\frac{2}{\beta}) - \Gamma^2(1+\frac{1}{\beta})}}$$

$$\lambda^* = \frac{\lambda-\mu}{\sigma} = \frac{\Gamma(1+\frac{1}{\beta})}{\sqrt{\Gamma(1+\frac{2}{\beta}) - \Gamma^2(1+\frac{1}{\beta})}} \qquad (4)$$

$$\beta^* = \beta$$

Con estas expresiones queda demostrado que los parámetros δ*, λ* y β* de la muestra global normalizada sólo dependen de β o de funciones Γ de β. Esto permite deducir que, si las distribuciones de Weibull asociadas a las distintas muestras presentan el mismo β, es correcto proceder a la estimación de los parámetros en un único colectivo, formado por la agrupación de todos los resultados ya normalizados.

Una vez determinados los parámetros de Weibull en la muestra global normalizada, los parámetros en cada una de las muestras individuales de origen pueden ser calculados a partir de las ecuaciones (4).

### 3.2. Normalización simplificada

Cuando se supone una distribución de Weibull biparamétrica, es decir, en la que el parámetro de localización es nulo, λ = 0, se puede considerar una normalización simplificada que consiste en dividir los datos originales por el valor de la mediana de la muestra, correspondiente a una probabilidad de fallo del 50%, o alternativamente por el valor del parámetro de escala de Weibull, δ, asociado a una probabilidad de fallo del 63.2% [8]. En este último caso, la distribución normalizada tendrá un parámetro de escala de valor unidad, δ* = 1.

Repitiendo el proceso del párrafo anterior y adoptando Z como la nueva variable :

$$Z = \frac{X}{\delta} = \frac{X}{X_{0.632}} \tag{5}$$

su función de distribución puede expresarse :

$$F_Z(z) = \text{Prob}[Z \le z] = \text{Prob}\left[\frac{X}{X_{0.632}} \le z\right] =$$

$$= \text{Prob}[X \le z.X_{0.632}] = F_X(z.X_{0.632}) =$$

$$= 1 - \exp\left[-\left(\frac{z.X_{0.632} - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right] = \tag{6}$$

$$= 1 - \exp\left[-\left(\frac{z - \frac{\lambda}{X_{0.632}}}{\frac{\delta}{X_{0.632}}}\right)^{\beta}\right] = F_{Weibull}(z;\lambda^*,\delta^*,\beta^*)$$

donde :

$$\lambda^* = \frac{\lambda}{X_{0.632}} = \frac{\lambda}{\delta}$$

$$\delta^* = \frac{\delta}{X_{0.632}} = 1 \tag{7}$$

$$\beta^* = \beta$$

Dado que $\delta^*$ no depende de $\lambda$, esta normalización simplificada puede ser aplicada de forma estricta, siempre que $\lambda = 0$ (distribución biparamétrica) y que todas las distribuciones individuales tengan un $\beta$ común.

Sin embargo, puesto que en las muestras, en general, el parámetro de localización, $\lambda$, adopta un valor distinto de cero (distribución de tres parámetros), este tipo de normalización debe considerarse sólo como una aproximación, sujeta a inducir posibles errores en la estimación de los parámetros, tanto de la distribución global, como de las distribuciones individuales, que se calculan a partir de (7).

## 4. APLICACIONES Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Con el fin de comparar los dos procesos de normalización mencionados, se analiza seguidamente su aplicación a dos colectivos de resultados de fatiga, ambos dispersos. El primero está formado por resultados simulados aleatoriamente y el segundo por resultados reales, obtenidos a partir de un programa experimental de compuestos laminados de fibra de carbono.

### 4.1. Simulación de resultados de fatiga

Mediante la técnica de simulación de Monte Carlo se obtuvieron cinco muestras de cien valores aleatorios para los niveles de rango de tensión, $\Delta\sigma$, igual a 600, 500, 480, 400 y 375 N/mm$^2$ del programa experimental a fatiga de cables de pretensado, estudiado en [5] por Castillo et al.

Para la simulación de resultados se partió de los valores de los parámetros A = 4.00, B = 10.00, C = 5.50, D = 1.50 y E = - 0.085, correspondientes al modelo estadístico de cinco parámetros para cada $\Delta\sigma$ de [3], que se presenta a continuación :

$$F_X(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{(X - B)(\log\Delta\sigma - C)}{D} + E\right)\right]^A \tag{8}$$

donde X es el logaritmo del número de ciclos hasta la rotura, log N, y

$$\lambda = B - E\delta$$

$$\delta = \frac{D}{\log\Delta\sigma - C} \tag{9}$$

$$\beta = A$$

La simulación de resultados permite analizar los dos procedimientos de normalización, tanto en muestras de cien valores, que pueden considerarse de gran tamaño, como en muestras reducidas de cinco valores extraídos de las anteriores. De esta forma, se analiza simultáneamente la validez de la normalización utilizada y la influencia del tamaño de la muestra.

Los resultados obtenidos mediante los dos procesos de normalización quedan reflejados en las tablas 1 y 2. En ellas se muestran los valores de los números de ciclos, N, para percentiles de probabilidad de fallo del 0%, 5%. y 50% por nivel de rango de tensión, $\Delta\sigma$.

Según aparece reflejado en las tablas 1 y 2, en el cálculo de los parámetros $\delta_i$, $\lambda_i$ y $\beta_i$, pertenecientes a las funciones de Weibull individuales por $\Delta\sigma$, se han seguido tres procedimientos: En primer lugar (columnas a), una deducción teórica basada en el modelo estadístico presentado en (10), en segundo lugar (columnas b), una estimación directa en cada muestra por nivel de tensión mediante el método de máxima verosimilitud y en tercer lugar (columnas c y d), una deducción a partir de los parámetros $\delta^*$, $\lambda^*$ y $\beta^*$ pertenecientes a las muestras globales normalizadas, fórmulas (4) y (7) respectivamente para cada normalización, estimados a su vez mediante el método de máxima verosimilitud.

| $\Delta\sigma$ | No. de ciclos (P = 0%) | | | | No. de ciclos (P = 5%) | | | | No. de ciclos (P = 50%) | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ($N/mm^2$) | a | b | c | d | a | b | c | d | a | b | c | d |
| 600 | 25336 | 22026 | 48050 | 12964 | 55826 | 75357 | 55826 | 27419 | 116282 | 75346 | 56265 | 79260 |
| 500 | 25848 | 49020 | 55270 | 22471 | 62317 | 72402 | 66836 | 49654 | 139807 | 72708 | 67060 | 152736 |
| 480 | 26635 | 162754 | 56387 | 25848 | 76879 | 167711 | 87553 | 57746 | 203770 | 168580 | 72730 | 180406 |
| 400 | 28566 | 59874 | 61697 | 30031 | 121783 | 104820 | 79893 | 71390 | 461831 | 104767 | 180274 | 243556 |
| 375 | 29732 | 162754 | 77652 | 36315 | 157944 | 250196 | 127667 | 83536 | 731373 | 251217 | 610860 | 272016 |

**Tabla 1.** Números de ciclos para percentiles de probabilidad de fallo del 0%, 5% y 50% en cinco muestras de cinco valores aleatorios, a partir de funciones de distribución de Weibull con: a) parámetros teóricos, b) parámetros estimados directamente de las muestras, c) parámetros deducidos mediante normalización estricta y d) parámetros deducidos mediante normalización simplificada.

| $\Delta\sigma$ | No. de ciclos (P = 0%) | | | | No. de ciclos (P = 5%) | | | | No. de ciclos (P = 50%) | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ($N/mm^2$) | a | b | c | d | a | b | c | d | a | b | c | d |
| 600 | 25336 | 19930 | 38177 | 6124 | 55826 | 59487 | 62638 | 37272 | 116282 | 123479 | 117340 | 115017 |
| 500 | 25848 | 56954 | 34891 | 7555 | 62317 | 71418 | 63655 | 47870 | 139807 | 133830 | 136412 | 151481 |
| 480 | 26635 | 22026 | 35954 | 9604 | 76879 | 74751 | 74676 | 64088 | 203770 | 200422 | 188625 | 209458 |
| 400 | 28566 | 29732 | 38177 | 18214 | 121783 | 108306 | 98813 | 105264 | 461831 | 426960 | 329903 | 492430 |
| 375 | 29732 | 29732 | 40134 | 23155 | 157944 | 171813 | 135700 | 185734 | 731373 | 782543 | 635729 | 680900 |

**Tabla 2.** Números de ciclos para percentiles de probabilidad de fallo del 0%, 5% y 50% en cinco muestras de cien valores aleatorios, a partir de funciones de distribución de Weibull con: a) parámetros teóricos, b) parámetros estimados directamente de las muestras, c) parámetros deducidos mediante normalización estricta y d) parámetros deducidos mediante normalización simplificada.

| $\sigma_{max}$ | No. de ciclos (P = 5%) | | No. de ciclos (P = 50%) | |
|---|---|---|---|---|
| ($N/mm^2$) | c | d | c | d |
| 90% $\sigma_t$ | 1699 | 1826 | 3199 | 3047 |
| 85% $\sigma_t$ | 20762 | 20455 | 42515 | 39735 |
| 80% $\sigma_t$ | 193123 | 157944 | 411980 | 355045 |
| 75% $\sigma_t$ | 462980 | 408399 | 1092009 | 965112 |

**Tabla 3.** Números de ciclos para percentiles de probabilidad de fallo del 5% y 50% en cuatro muestras de cinco valores de compuestos laminados sometidos a tracción, a partir de funciones de distribución de Weibull con: c) parámetros deducidos mediante normalización estricta y d) parámetros deducidos mediante normalización simplificada.

Como se puede observar, la normalización rigurosa no conduce a una mejor evaluación de los parámetros respecto a la normalización simplificada o no-estricta. Asimismo, cuando se trabaja con muestras reducidas, la normalización simplificada da valores menores para el parámetro de localización estimado, lo que se traduce en un resultado más conservador.

### 4.2. Resultados de fatiga en compuestos laminados

De la misma forma que en el apartado anterior, se aplicaron los dos tipos de normalización a las muestras obtenidas en un programa experimental de fatiga, realizado por los autores, para compuestos laminados de altas prestaciones sometidos a tracción.

En este caso se dispuso de cuatro muestras con cinco valores, correspondientes a los ensayos realizados por nivel de tensión. Los niveles se eligieron de forma que, manteniendo una relación de tensiones constante, $R = 0.1$, la $\sigma_{max}$ coincidiese con el 75%, 80%, 85% y 90% de la resistencia a tracción del laminado, $\sigma_t$ = 713.3 N/mm$^2$.

El material ensayado fue un compuesto laminado de fibra de carbono y resina epoxi, conformado en autoclave por el Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA) con una secuencia simétrica de ocho capas de preimpregnado AW193-PW/8552S, fabricado por Hércules Aeroespace España, S.A.

Coincidiendo con lo apuntado en el análisis de valores simulados, los resultados obtenidos para las dos normalizaciones son similares y, como queda reflejado en la tabla 3, la normalización simplificada conduce, de nuevo, a valores conservadores en la caracterización del material a fatiga.

## 5. CONCLUSIONES

Del estudio realizado pueden extraerse las siguientes conclusiones :

1. La evaluación de resultados experimentales es el punto principal de una investigación en fatiga.

2. Una buena estimación del parámetro de forma en la función de distribución de Weibull es clave para una buena estimación de los dos parámetros restantes, el de escala y el de localización.

3. Debido al reducido tamaño de las muestras generalmente disponibles, que conduce a una alta variabilidad del parámetro de forma, la normalización y la consideración conjunta de diferentes grupos de resultados, como alternativa a los ajustes individuales, es crucial para conseguir una mayor fiabilidad en la predicción de valores de diseño a fatiga.

4. La aplicación de la normalización simplificada, a pesar de que implica la suposición inicial, posiblemente falsa, de un parámetro de localización nulo para las muestras, conduce a resultados similares a los de la normalización estadísticamente estricta.

5. La normalización simplificada conduce a resultados, en general, conservadores para percentiles bajos, por lo que su utilización está del lado de la seguridad, tal como se requiere en el diseño práctico.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto de investigación MAT95-0613-C02-01, así como la colaboración prestada por Oscar Fernández Sierra y Victoria Pérez Monjardín en la simulación de resultados y en la realización de ensayos.

## 7. BIBLIOGRAFÍA

[1] Castillo E., "Extreme Value Theory in Engineering" Academic Press, Inc. 1980.

[2] Lamela Rey M.J., "Proceso de acumulación de daño en flexión para laminados simétricos de fibra de carbono". Tesis Doctoral. Universidad de Oviedo. 1994.

[3] Eskola L., "Zur Ermüdung teilweise vorgespannter Betontragwerke". Dissertation. ETH Zürich. 1996.

[4] Koller R., "Fatigue of Reinforced Steel in Consideration of the Length Influence". IABSE Workshop. El Paular, Madrid. 1992.

[5] Castillo E., Fernández Canteli A., Esslinger V., Thürlimann B., "Statistical model for fatigue analysis of wires, strands and cables". IABSE Proceedings P-82-85. IABSE Periodica 1/1985.

[6] Adam T., Gathercole N., Reiter H., Harris H., "Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites : II. Variable-amplitude loading". Fatigue. Vol. 16. 1994.

[7] García Cuervo D., "Influencia de lubricantes minerales y sintéticos en el fallo de fatiga de elementos en contacto de rodadura". Tesis Doctoral. Universidad de Oviedo. 1995.

[8] Whitney J.M., "Fatigue Characterization of Composite Materials". Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 723. 1979.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CICLOS DE FUERZAS Y TENSIONES EN FRETTING FATIGA

**J. Domínguez y C. Vallellano**

**Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales**
**Universidad de Sevilla**
**E.T.S. Ingenieros Industriales, Avda. Reina Mercedes s/n, 41012 Sevilla**

**Resumen.** En este artículo se analiza la evolución de las cargas y tensiones producidas en la zona de contacto en probetas sometidas a cargas axiales mientras tienen aplicado un puente de compresión que produce el efecto de fretting. En particular se analizan las cargas en el caso en que se produce deslizamiento global entre las superficies de contacto. Se analiza también la evolución de las componentes de las tensiones en los puntos próximos a la superficie de contacto en el caso de fretting con contacto puntual. Pueden destacarse dos aspectos fundamentales que diferencian el comportamiento de las tensiones en comparación a otros casos de fatiga. En primer lugar, se ha comprobado que se produce un desfase importante entre las componentes de la tensión durante el proceso de variación de las mismas. Por otro lado, cuando se produce deslizamiento global entre las superficies de contacto y éste es suficientemente grande, la amplitud de varias componentes de la tensión se reduce al incrementar la amplitud del deslizamiento. Estos aspectos pueden tener una influencia apreciable en el comportamiento a fatiga del elemento en cuestión y por tanto deben ser tenidos en cuenta al considerar diferentes criterios de análisis del daño en procesos de fatiga debidos a fretting.

**Abstract.** This paper analyses the loads and stresses variations during fretting fatigue tests of specimens with fretting bridges. Three different aspects are considered: (i) the relation between the axial load applied to the specimen and the friction forces when the contact surfaces slide globally; (ii) the non proportionality of some of the stresses produced close to the contact surfaces during fretting; (iii) and, in case of global sliding between the surfaces, the reduction of the amplitude of some stress components when the relative displacement amplitude increases. These effects may have influence on the fatigue behavior and must be considered in the damage analysis of fretting fatigue processes.

## 1. INTRODUCCIÓN

En sistemas mecánicos existen frecuentemente situaciones en las que las cargas de servicio producen movimiento relativo de muy pequeña amplitud entre superficies en contacto. La repetición de estos movimientos bajo carga puede llegar a producir iniciación y posterior crecimiento de grietas hasta el fallo. El fenómeno de iniciación y crecimiento de una grieta bajo estas condiciones de carga con superficies en contacto se denomina normalmente "fretting fatigue". Ejemplos de este tipo de fallo se presentan en conexiones con pasadores, colas de milano de unión entre álabes y rotores de turbinas, ajustes a presión entre ejes y cubos, etc.

Para estudiar este problema se emplean normalmente métodos experimentales basados en la aplicación de una carga axial variable a probetas sobre las que presionan unos elementos de contacto. Estos elementos están unidos a un puente de compresión que los mantiene a una distancia fija entre ellos o en relación a una estructura soporte [1], como se muestra en la figura 1. Los elementos de contacto suelen tener forma plana, cilíndrica o esférica. A partir de los resultados de esos ensayos, se han propuesto diversas aproximaciones para determinar la seguridad ante el fallo o la vida de un sistema. Unos criterios se basan en los conceptos de la mecánica de la fractura [2], otros hacen uso de las aproximaciones clásicas a la fatiga, basadas en las tensiones producidas [3] y otros emplean las deformaciones como parámetros característicos [4]. En cualquier caso, la aplicación de esos criterios exige la determinación de las fuerzas producidas en la zona de contacto como resultado del proceso de carga repetida. A partir de estas fuerzas puede conocerse la variación de los parámetros que controlan el proceso de fallo, bien sean las tensiones o las deformaciones, en las proximidades de las superficies de contacto, o el factor de intensidad de tensiones debido a grietas pequeñas emanando de la zona de contacto.

Para determinar las fuerzas de fricción, y las tensiones a partir de ellas, es fundamental un análisis detallado

de la interacción entre las superficies de contacto, ya que, dependiendo de las condiciones de funcionamiento, pueden producirse desfases entre las fuerzas de fricción, $F$, y las axiales, $P$, aplicadas a la probeta; igualmente, pueden producirse valores del coeficiente de asimetría $R_F=F_{min}/F_{max}$ diferentes a los de $R_P=P_{min}/P_{max}$. Rooke y Edwards [6] y Rooke y Courtney [7] analizaron el comportamiento de las fuerzas que entran en juego en un proceso de fretting como el indicado y determinaron el efecto que dicho desfase puede tener sobre el factor de intensidad de tensiones en grietas pequeñas en las proximidades de la superficie de contacto.

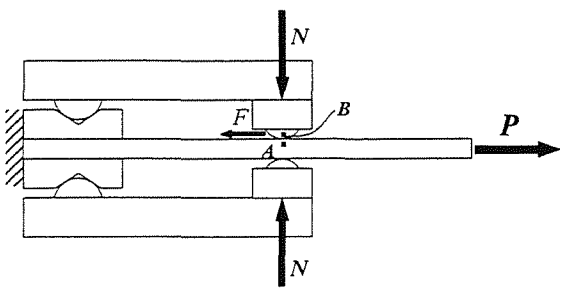



**Fig. 1.** Esquema de probeta con un puente de compresión.

La importancia de las fuerzas de fricción durante el proceso de fretting radica en su efecto sobre las tensiones producidas en las zonas próximas al contacto. El efecto de estas tensiones será apreciable durante el periodo de iniciación de la grieta y en la fase inicial de crecimiento, mientras la grieta tiene una longitud comparable con la dimensión de la zona de altas tensiones bajo la superficie de contacto. Por ello, tanto durante la iniciación como en el periodo inicial de crecimiento, es importante conocer lo más precisamente posible la variación de las tensiones durante los ciclos de carga. En el caso de fretting, y concretamente en ensayos con puentes de compresión, la evolución de las tensiones tiene algunas características especiales originadas por el carácter no lineal del rozamiento.

En este trabajo se analiza la evolución de las fuerzas de fricción en los casos de fuerza normal de contacto proporcional a la axial aplicada a la probeta, y se presenta una alternativa a la propuesta por Rooke y Edwards [6], antes mencionada. Posteriormente se estudia la variación de las tensiones en las proximidades de la zona de inicio de grieta en función de la carga axial aplicada. Se distinguen dos casos de movimiento entre las superficies en contacto: deslizamiento parcial, y global. Se entiende por deslizamiento parcial o microdeslizamiento, aquella situación en la que hay unas zonas de las superficies de contacto con movimiento relativo de deslizamiento y otras pegadas, en las que no existe deslizamiento alguno. Se dice que hay deslizamiento global o macrodeslizamiento, cuando todos los puntos de las superficies de contacto están en condiciones de deslizamiento.

## 2. VARIACIÓN DE $F$ EN FUNCIÓN DE $P$

El análisis de la relación entre las fuerzas $F$ y $P$ es necesario como paso previo para caracterizar las tensiones producidas durante el proceso de fretting. Varios autores [5-7] han analizado la relación entre estas fuerzas en un sistema similar al de la figura 1. Han estudiado los casos en que la fuerza normal entre superficies de contacto, $N$, es constante y aquellos en que es proporcional a $P$. En estos casos han determinado los valores límites de $F$ ($F_{max}$ y $F_{min}$) y su desfase con $P$ para diferentes condiciones de carga y han analizando las consecuencias que esos valores límites y el desfase pueden tener sobre el daño a fatiga.

En el caso de la fuerza $N$ variando proporcionalmente a $P$, Rooke y Edwards [6], basados en trabajos previos de Edwards [8] con elementos de contacto planos, hacen la hipótesis de existencia de una carga límite $P_c$, independiente de $N$, a partir de la cual se produce deslizamiento. Como parte de este trabajo, se han analizado los datos de Edwards, obtenidos con diferentes valores de $N$ y distancia entre elementos de contacto, y no se ha apreciado este comportamiento. Una hipótesis aceptada normalmente [5] es que si en un ensayo se va incrementando la amplitud de la carga cíclica $P$, la amplitud de $F$ aumentará también hasta que se alcanza un valor máximo, a partir del cual comienza a producirse deslizamiento. A partir de ese punto, un incremento de la amplitud de la carga axial, no genera incremento alguno de $F$; si acaso, se produce una pequeña reducción. Asumiendo la hipótesis anterior, a partir de las gráficas de amplitud de $F$ versus $P$ obtenidas por Edwards para distintas distancias entre elementos de contacto y fuerzas $N$, se puede concluir que el deslizamiento comienza para valores aproximadamente constantes de $F/N$. Es decir, los valores del coeficiente de rozamiento ($\mu$) cuando comienza el deslizamiento son aproximadamente constantes e independientes de $N$ y $P$, lo que está en contradicción con la hipótesis de existencia de la carga $P_c$ antes citada.

Sin entrar a valorar la posible validez de la hipótesis de Rooke y Edwards para el caso de superficies de contacto planas, cuando éstas son cilíndricas o esféricas, es más aproximado considerar que el deslizamiento se produce cuando $F$ alcanza un valor igual a $\mu N$, con $\mu$ independiente de $N$ y $P$.

A continuación se analiza, para puentes de compresión con contacto puntual como el de la figura 1, la evolución de las fuerzas de fricción ante ciclos de carga $P$, con $N$ proporcional a ésta ($N=\eta P$). Para ello se hará uso de los resultados del análisis de las condiciones de deslizamiento global o parcial realizados por Mindlin y Deresiewicz [9]. Estos autores estudiaron el comportamiento de superficies de contacto esférico con distintas relaciones entre las fuerzas $N$ y $P$. Los casos de fuerzas $N$ proporcionales a $P$ han sido analizados posteriormente por Johnson [10], para contactos puntuales y por Hills y Nowell [11], para contactos lineales. Para el caso de carga $P$ creciendo desde cero, ambos llegan a la conclusión de que se producirá deslizamiento o no, dependiendo de que $\eta$ sea mayor o menor que $\mu$: si $\eta$ es mayor que $\mu$, para una carga $P$ creciendo desde cero no habrá deslizamiento local ni global en ningún instante; si $\eta$ es menor que $\mu$, para la misma forma de variación de $P$ se producirá deslizamiento desde el principio.

En general puede decirse que ante un incremento de carga, $\Delta P$, puede aparecer deslizamiento global o parcial entre las superficies de contacto. En cualquier caso, antes del deslizamiento global, comenzará un proceso de deslizamiento parcial entre las superficies, con zonas de éstas en las que existe deslizamiento y zonas en las que no se produce. Al ir incrementando la carga, el área de la zona sin deslizamiento irá reduciéndose. Esta zona se hace nula cuando $F$ alcanza el valor $\pm\mu N$, comenzando el deslizamiento global en ese instante.

Para el análisis de las condiciones de las fuerzas en el contacto, en la figura 1 se representan mediante A y B dos puntos, uno en cada superficie, situados en la zona que permanece sin deslizar hasta el último instante, antes de comenzar el deslizamiento global.
Suponiendo comportamiento lineal antes del deslizamiento global, el cambio de posición del punto $A$ ($\Delta\delta_A$) ante un incremento de fuerza ($\Delta P$) puede representarse mediante la expresión:

$$\Delta\delta_A = C\ \Delta P \tag{1}$$

Donde $C$ es la flexibilidad del conjunto probeta-puente e $\Delta P$ es un incremento de la carga axial tal que no produce deslizamiento global. En las superficies de contacto se producirá una fuerza de fricción $F \leq \mu N = \mu\eta P$ y el desplazamiento del punto $B$ se puede representar:

$$\Delta\delta_B = D\ \Delta F \tag{2}$$

Donde $D$ es la flexibilidad del puente de compresión. Si no hay deslizamiento, $\Delta\delta_B$ será igual a $\Delta\delta_A$ y, por tanto, de las ecuaciones (1) y (2) se puede obtener:

$$\Delta F = \frac{C}{D}\Delta P \tag{3}$$

Donde $C/D$ se puede determinar experimentalmente durante la carga, antes del deslizamiento.

Si hay deslizamiento, $\Delta\delta_A$ será mayor que $\Delta\delta_B$. Durante todo el periodo que dure el mismo, el incremento de $F$ y el desplazamiento $\Delta\delta_B$ se pueden representar mediante las expresiones:

$$\Delta F = \mu\,\eta\,\Delta P \tag{4}$$

$$\Delta\delta_B = D\mu\,\eta\,\Delta P = k\Delta P \tag{5}$$

Donde $k/D$ puede determinarse experimentalmente como la relación entre $\Delta F$ e $\Delta P$ durante el deslizamiento. El desplazamiento de $A$ mientras hay deslizamiento será,

$$\Delta\delta_A > C\ \Delta P \tag{6}$$

ya que la fuerza de fricción, que se opone a $P$, y por tanto al desplazamiento del punto $A$, será menor que si no hubiera deslizamiento, en cuyo caso sería aplicable la ecuación (1).

Empleando las expresiones anteriores, se van a analizar dos casos de evolución de la carga $P$: (i) incremento desde cero; (ii) aplicación de carga cíclica comenzando con carga nula.

### 2.1 Incremento desde cero

Cuando se incrementa $P$ desde cero, se producirá deslizamiento global si

$$\frac{C}{D} > \mu\,\eta \tag{7}$$

es decir, si

$$\frac{C}{k} > 1 \tag{8}$$

Si $C/k<1$, no habrá deslizamiento en ningún instante durante el incremento de la carga. La figura 2 representa un gráfico de $F$ versus $P$ en dos casos distintos: cuando $C/D$ es mayor que $\mu\eta$ (figura 2a), en cuyo caso $\Delta F$ estará definida mediante la ecuación (4) y habrá deslizamiento durante todo el intervalo de incremento de carga; y cuando $C/D$ es menor que $\mu\eta$ (figura 2b), en cuyo caso no habrá deslizamiento en ningún instante, estando $\Delta F$ definida mediante la ecuación (3). En ambos casos se ha sombreado la zona

de posibles valores de $F$ en función de $P$.

### 2.2 Aplicación de carga cíclica

Si $k>C$, la pendiente de la recta que representa el valor máximo admisible de $F$ ($F=\pm k/D\ P$) (figura 2b) será mayor que la que representa el incremento real de $F$ sin deslizamiento ($\Delta F=C/D\ \Delta P$). Por tanto, nunca se producirá deslizamiento durante el proceso de carga. En la descarga tampoco se producirá, si el proceso de carga cíclica comenzó con $P=0$ y no se alcanzan valores menores que éste. Si por alguna razón, en un instante de un semiciclo de descarga se produce deslizamiento, éste no volverá a producirse en ciclos subsiguientes, a condición de que no se alcancen mínimos de $P$ inferiores al último que produjo deslizamiento. En la figura 2b se representan dos ciclos en los que se produce deslizamiento partiendo de diferentes condiciones iniciales de $F$ pero con las mismas variaciones de $P$ (A-D y A'-D'). Una vez alcanzados los puntos D o D', no habrá nuevo deslizamiento a no ser que la carga $P$ alcance valores inferiores a $P_C$ (figura 2c).

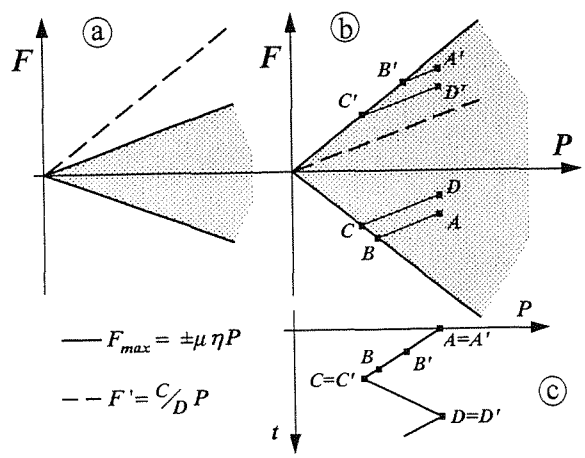



**Fig. 2.** Relación entre $F$ y $P$ en probeta con puente de compresión: (a) $C/D>\mu\eta$; (b) $C/D<\mu\eta$; (c) esquema de variación de $P$.

Si $k<C$, ante una carga como la de la figura 3a, las fuerzas de rozamiento evolucionarán como se muestra en las figuras 3b y 3c: la 3b representa la evolución de $F$ en función de $P$; la 3c su variación en el tiempo, obtenida a partir de la 3a y la 3b. Durante el primer incremento de carga habrá deslizamiento hasta $P_{max}$ (figura 3b). Posteriormente, habrá deslizamiento si en la descarga se produce una variación tal que,

$$C\Delta P > k(P_{max} + P_{min}) \tag{9}$$

o, escrito de otra forma,

De la figura, teniendo en cuenta que en caso de deslizamiento debe cumplirse

$$\frac{1-R_P}{1+R_P} > \frac{k}{C} \tag{10}$$

$$F_{max}-F_{min}=(P_{max}-P_{min})\frac{C}{D}=\frac{C}{k}(F_{max}-F_{min}) \tag{11}$$

puede deducirse también que el valor mínimo de $F$ en caso de deslizamiento será:

$$F_{min}=F_{max}\frac{\frac{k}{C}-1}{\frac{k}{C}+1}=-kP_{max}\frac{C-k}{C+k} \tag{12}$$

y el coeficiente de asimetría $R_F$:

$$R_F=\frac{F_{min}}{F_{max}}=\frac{k-C}{k+C} \tag{13}$$

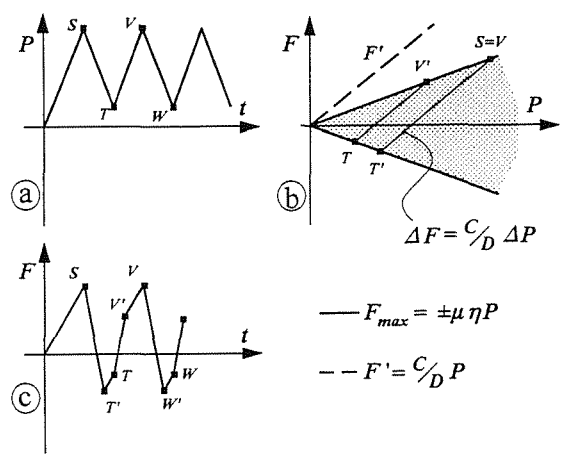



**Fig. 3.** Relación entre $F$ y $P$ cuando $\mu\eta<C/D$ y $P$ varía cíclicamente.

El deslizamiento se producirá en descarga desde $T'$, con $P_{T'}= - F_{min}\ D/k$ (fig. 3b), hasta $T$, con $P_T = P_{min}$. En el semiciclo de carga, el deslizamiento comenzará en $V'$, donde $P_{V'} = P_{min}\ (C+k)/(C-k)$. El desfase existente entre $P_{min}$ y $F_{min}$ podrá determinarse a partir de las expresiones anteriores.

## 3. CICLO DE TENSIONES

Los ensayos de fretting fatigue con puente de compresión realizados con más frecuencia son aquellos en los que se mantiene constante la fuerza normal, $N$. Con esas condiciones de carga, si no se produce deslizamiento global en algún instante de cada ciclo, las fuerzas $F$ están en fase con las $P$ aplicadas a la probeta. Si desde el inicio del proceso de carga cíclica no se

produce deslizamiento global en ningún momento, $R_F$ será igual a $R_P$; en caso contrario será distinto [6]. Aunque las fuerzas $F$ y $P$ se mantengan en fase, las tensiones producidas por dichas fuerzas en las proximidades de la superficie de contacto no están en fase.

A continuación se analiza la evolución de las tensiones en distintos puntos de la superficie de contacto y sus proximidades, para un caso de contacto esférico, con ambos elementos del mismo material. El análisis está basado en los resultados de Cattaneo [12] y Mindlin [13], que estudiaron las distribuciones de presiones en el contacto ante cargas normales y transversales en condiciones de deslizamiento global y parcial. Para el análisis del campo de tensiones generado por $F$ y $N$ se ha empleado la solución obtenida por Hamilton y Goodman [14]. Las expresiones empleadas para este análisis de tensiones son las obtenidas posteriormente por Hamilton [15] y por Hills y Sackfield [16], que presentaron expresiones más fácilmente tratables. El efecto de la fuerza $P$ se ha obtenido mediante superposición de la tensión producida por dicha fuerza a la solución de las tensiones generadas por las fuerzas de contacto $F$ y $N$.

La solución obtenida con la aproximación anterior no es exacta por diversas razones, como son: el espesor finito de la probeta [17]; los microdeslizamientos producidos en dirección distinta a la de aplicación de $F$ [18]; la rugosidad superficial [11]; o el efecto de las tensiones axiales sobre la posición de la zona sin deslizamiento en caso de deslizamiento parcial [19]. Sin embargo, en los casos usuales en fretting con contacto puntual, con espesores de probeta suficientemente grandes en comparación al tamaño de la zona de contacto, buenos acabados superficiales, tensiones axiales máximas en el instante de inicio del deslizamiento global del orden de las presiones máximas de contacto $p_o$ o menores, y valores de $\mu$ del orden de 0.5 o superiores, la aproximación obtenida con esta solución es suficiente para el análisis, tanto del desfase de las tensiones durante los ciclos de fretting como del efecto del deslizamiento sobre las amplitudes de las tensiones producidas.

En el análisis que sigue se distinguen dos casos diferentes: cuando, una vez estabilizado el ciclo de fretting, la fuerza $F$ es menor que $\mu N$, produciéndose una situación de deslizamiento parcial; y cuando en algún instante de cada ciclo de fretting se producen fuerzas $F$ iguales a $\mu N$, con lo que se llega a situaciones de deslizamiento global.

### 3.1 Deslizamiento parcial

Cuando en un contacto entre superficies esféricas sometido a una fuerza normal $N$ (fig. 4) se aplica una fuerza tangencial $F<\mu N$, se produce deslizamiento relativo entre las superficies de contacto en una zona anular B-A de la zona de contacto. En el centro de esta zona habrá una zona circular, B-B, en la que las superficies permanecen sin deslizar. El valor del radio $b$ de esta zona se puede obtener mediante la expresión [10]

$$\frac{b}{a} = (1 - \frac{F}{\mu P})^{\frac{1}{3}} \qquad (14)$$

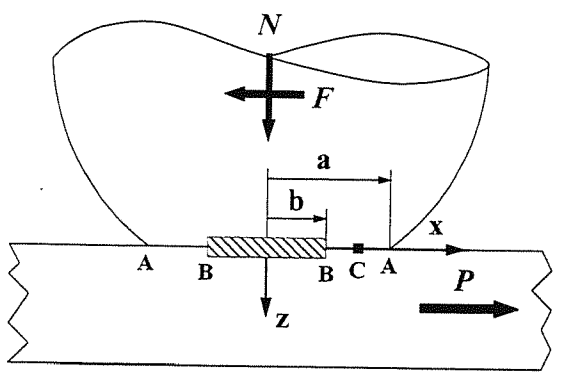



**Fig. 4.** Esquema de la zona de contacto en el plano $y=0$.

Si se aumenta la fuerza $F$ desde cero, inicialmente $b$ será igual a $a$, y en un punto cualquiera C del eje $y=0$ en la superficie de contacto no se producirá deslizamiento (Fig. 4). Al crecer $F$, la tensión $\tau_{zx}$ comenzará a crecer hasta llegar a un máximo, $|\tau_{zx}| = \mu |\sigma_{zz}|$. A partir de ese instante, si continúa creciendo $F$, la tensión tangencial mantendrá su valor, comenzando a crecer la tensión normal $\sigma_{xx}$ hasta llegar al máximo coincidiendo con el máximo de $F$. Al mismo tiempo que crece $\sigma_{xx}$ también lo hará $\sigma_{yy}$, aunque en una proporción mucho menor. Un proceso similar ocurre después de cada máximo o mínimo de $F$, cuando se invierte el sentido de la carga en un ciclo de fretting.

La figura 5 muestra las tensiones $\sigma^t_{xx}$, $\sigma^t_{yy}$ y $\tau^t_{zx}$ producidas por una fuerza $F=0.96\mu N$ en los puntos del eje $y=0$ de la superficie de contacto de la probeta. El resto de las componentes del tensor de tensiones es nulo en dicho eje. El superíndice $t$ indica que las tensiones son debidas a las fuerzas tangenciales, $F$. En esta figura y otras subsiguientes se han representado las tensiones y longitudes en forma adimensional. Las longitudes se han dividido por el radio $a$ de la zona de contacto y las tensiones por la presión máxima de contacto, $p_o$, producida por la fuerza $N$. Las tensiones

debidas a la fuerza $N$ son bien conocidas [15] y en un análisis general se superpondrán directamente a las anteriores, considerando desacoplados los efectos de $F$ y $N$. Si las fuerzas $F$ se producen en fase con una carga $P$ (Fig. 6), las tensiones axiales $\sigma_{xx}$ se incrementarán en una cantidad $\sigma^a_{xx} = P/S$, donde $S$ es el área de la sección de la probeta. El superíndice $a$ indica que la componente de tensión es debida a una fuerza axial. En geometrías como la considerada, las solicitaciones máximas se producen en el plano $y=0$, por ello, en el análisis que sigue se considerará sólo la evolución de tensiones en dicho eje.

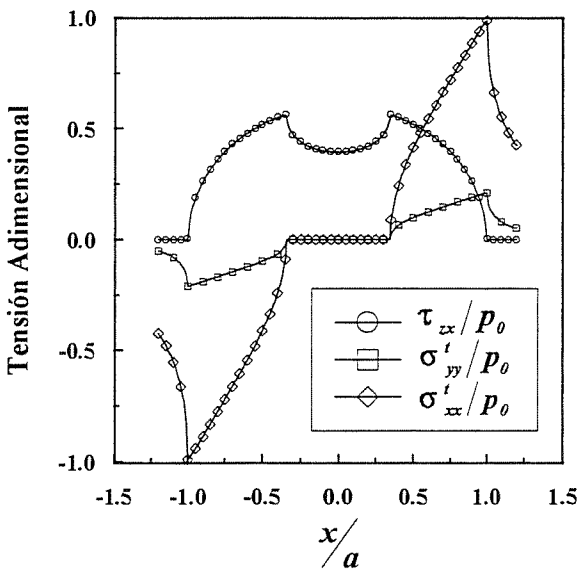



**Fig. 5.** Tensiones producidas por $F=0.96\mu N$, en el eje $y=0$, $z=0$.

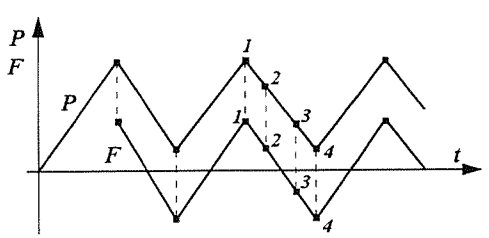



**Fig. 6.** Variación de $F$ con $P$ en caso de deslizamiento parcial.

Considérese una probeta con un puente de compresión sometido a una fuerza $N$, constante, sobre la que se aplica una carga variable como la de la figura 6, con $F_{max} < \mu N$ y $F_{min} > -\mu N$. Suponiendo que debido a deslizamientos anteriores $R_F = -1$ [7], las fuerzas $F$ evolucionarán en fase con $P$, como se muestra en la figura, y las superficies de contacto no llegarán a estar sometidas a macrodeslizamiento. Las figuras 7a y b muestran la distribución de las tensiones $\sigma_{xx}$ y $\tau_{zx}$, respectivamente, en el eje $y=0$ de la superficie, en cuatro instantes del semiciclo 1-4 de la carga $P$. En este caso se ha considerado un valor máximo de $P$ ($P_1$) tal que produce una tensión $\sigma^a_{xx}=0.5p_o$, y una fuerza $F$ que varía entre los límites $\pm 0.96\mu N$.

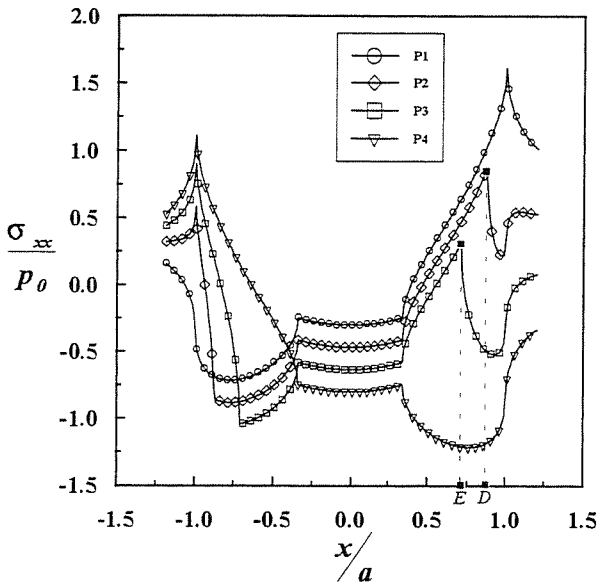



**Fig. 7a.** Distribución de $\sigma_{xx}$ en el eje $y=z=0$ en los instantes 1 a 4 (Fig. 6).

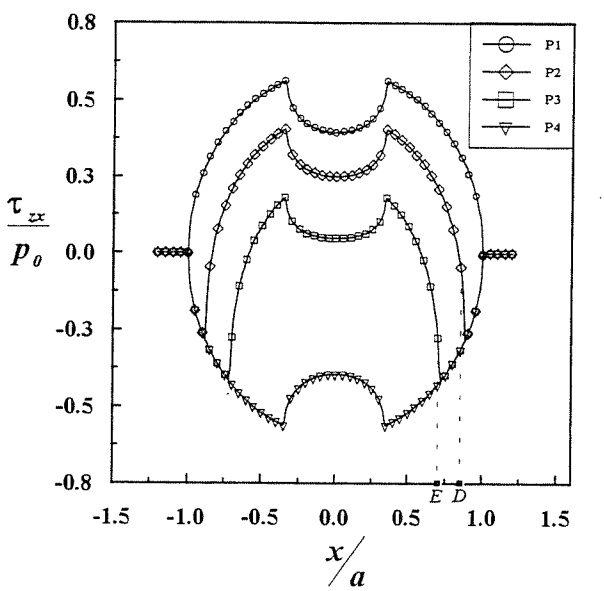



**Fig. 7b.** Distribución de $\tau_{zx}$ en el eje $y=z=0$ en los instantes 1 a 4.

Analizando la tensión en un punto D ($x=0.87a$) de la superficie en los cuatro instantes indicados, se puede apreciar que durante la fase 1-2 varía apreciablemente $\tau_{zx}$, con muy pequeña variación de $\sigma_{xx}$ ($\Delta\sigma_{xx}=\sigma^a_{xx}$). Posteriormente (fase 2-4) se mantienen sin variar las tensiones $\tau_{zx}$, variando $\sigma_{xx}$ más rápidamente que en la

fase anterior. Esta variación está producida por la variación conjunta de $\sigma^a_{xx}$ y $\sigma^l_{xx}$. En otro punto E ($x=0.71a$), más hacia el centro de la zona de contacto, la tensión $\tau_{zx}$ varía durante la fase 1-3, alcanzando un máximo mayor que en D (Fig. 7b). En este punto, la tensión $\sigma_{xx}$ no comienza a variar rápidamente hasta la fase 3, en que el borde de la zona de deslizamiento llega a E, comenzando el microdeslizamiento en dicho punto (Fig. 7a). La figura 7c muestra la evolución de esas tensiones $\sigma_{xx}$ y $\tau_{zx}$ en el punto E a lo largo de un ciclo, comparadas con la evolución de la fuerza $F$. Nótese que $F$ se representa esquemáticamente para conocer la forma de variación y la posición de picos y valles pero no sus valores reales.

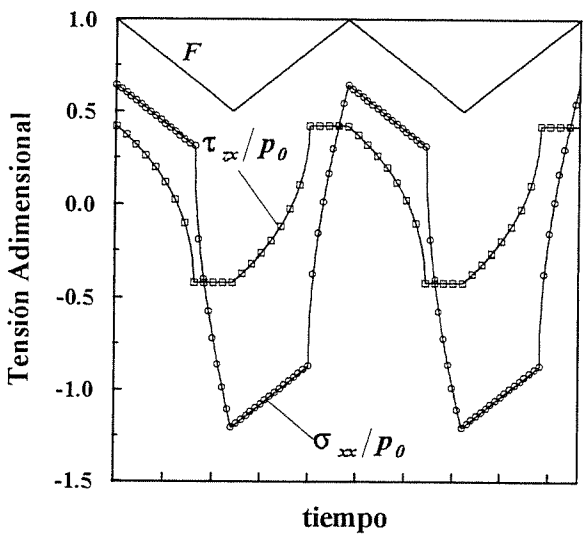



Fig. 7c. Variación temporal de $\sigma_{xx}$ y $\tau_{zx}$ en el punto $y=z=0$, $x=0.71a$.

La figura 8 muestra la evolución de las tensiones $\sigma_{xx}$ versus $\tau_{zx}$ en los puntos D y E y en otro punto, G, situado debajo del E, a una distancia $z=0.1a$ de la superficie. Puede apreciarse que la variación de $\sigma_{xx}$ y $\tau_{zx}$ en el plano $z=0.1a$ es más suave que en la superficie, reduciéndose el desfase, aunque es aún importante. Aunque no se muestra en las figuras, se puede comprobar también, que a medida que se incrementa la distancia $z$ a la superficie, las otras componentes del tensor de tensiones comienzan a tener mayor importancia en relación al total y su efecto sobre el daño a fatiga en esa zona puede comenzar a ser apreciable. En cualquier caso, a distancias de la superficie inferiores a $0.1a$ el efecto de las otras componentes es pequeño.

### 3.2 Deslizamiento global

En condiciones de deslizamiento global y fuerza $N$ constante, el ciclo de la fuerza $F$ es simétrico, variando entre $\pm\mu N$. Su evolución en función de $P$ será como la representada en la figura 9a [5,6]. Durante un ciclo cualquiera, a-e, de la fuerza $P$, la fuerza $F$ tendrá una evolución a'-e', variando durante los períodos a'-b' y c'-d'. En los períodos b'-c' y d'-e', se mantiene aproximadamente constante. Durante los períodos de variación de $F$ habrá una situación de deslizamiento parcial. Deslizamiento global habrá únicamente durante los períodos b'-c' y d'-e'. La evolución del desplazamiento relativo en la zona central de la superficie de contacto será aproximadamente como se representa en la figura 9b. La amplitud del deslizamiento dependerá de los valores de las fuerzas $P$ y $F$, y de las rigideces de los elementos del sistema objeto de ensayo [5].

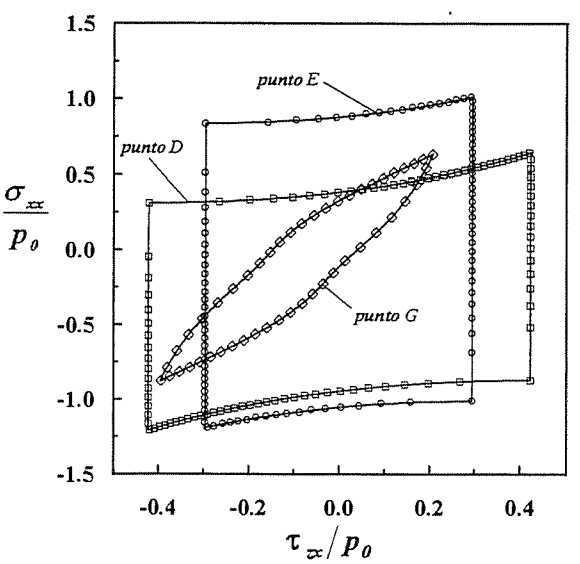



Fig. 8. Relación $\sigma_{xx}$-$\tau_{zx}$ en tres puntos: D ($y=z=0$, $x=0.87a$); E ($y=z=0$, $x=0.71a$); G ($y=0$, $z=0.1a$, $x=0.71$).

En condiciones de deslizamiento global, todos los puntos de la probeta variarán su posición respecto a la superficie de contacto. Así, un punto $m$ que esté en el borde de la zona de contacto durante el tramo a'-b', pasará a estar en el interior de dicha zona debido al movimiento relativo producido durante la fase b'-c'; y un punto $n$, situado en el exterior en la fase a'-b', pasará al borde de la zona, como se muestra en la figura 9c. Estos puntos volverán a la posición inicial durante la fase d'-e'.

La variación de las tensiones en un punto cualquiera $m$ durante los períodos a-b y c-d será del mismo tipo a la descrita en el apartado anterior, y se puede determinar

de la misma forma. Durante los períodos de deslizamiento global, aunque no se produzca variación de la fuerza $F$, los puntos de la probeta sufrirán una variación de tensiones debido al cambio de posición respecto a la zona de contacto. Dicha variación será mayor o menor, dependiendo de la amplitud del deslizamiento. Además, mientras en las fases a-b y c-d la variación de las tensiones no depende directamente de las tensiones producidas por la fuerza normal $N$, en las fases de deslizamiento, el cambio de posición relativa de los puntos de la probeta respecto a la superficie de contacto, hará que se modifiquen todas las componentes de la tensión, tanto las debidas a las fuerzas $P$ y $F$, como las debidas a la fuerza $N$. Dependiendo de los valores de $\mu$ y $N$ y de las flexibilidades de las distintas partes del sistema, la variación de $P$ necesaria para que comience el deslizamiento ($P_a$-$P_b$=$\Delta P_{ab}$) será mayor o menor. Así, teniendo en cuenta las ecuaciones (1) y (2), el deslizamiento comenzará cuando se cumpla la igualdad:

$$\Delta\delta_a = \Delta\delta_b = C\Delta P_{ab} = D\mu N \qquad (15)$$

y por tanto, cuando

$$\Delta P_{ab} = \mu N \frac{D}{C} \qquad (16)$$

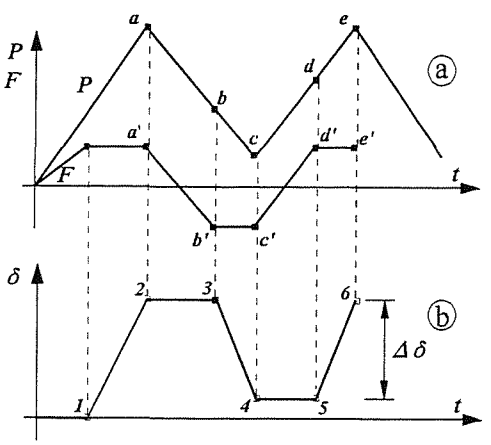



**Fig. 9a,b.** (a) Evolución de $P$ y $F$ en un caso de deslizamiento global. (b) Evolución del desplazamiento relativo.

En general, para idénticas flexibilidades, coeficiente de rozamiento y fuerzas normales, mientras mayor sea $\Delta P_{ac}$ en relación $\Delta P_{ab}$ mayor será la amplitud del deslizamiento.

La figura 10a muestra las distribuciones de las tensiones $\sigma^*_{xx}=\sigma^t_{xx}+\sigma^n_{xx}$ debidas a las fuerzas $F$ y $P$ en el eje $y=0$ de la superficie de contacto, en las fases a, b, c y d de variación de $P$. Se representa un caso en el que $\Delta P_{ab}$ es muy pequeño en comparación a $\Delta P_{ac}$ ($\Delta P_{ab}\rightarrow 0$), con un desplazamiento relativo máximo $\Delta\delta=0.2a$ y una fuerza $P$ variando entre 0 y el valor que produce una tensión axial $\sigma^a_{xx}=0.75\ p_o$. Puede apreciarse, que el rango de variación de $\sigma_{xx}$ en el punto $m$ entre las fases a y c, $\Delta\sigma_1$, es menor del que se produciría si no hubiera deslizamiento, $\Delta\sigma_2$. Se representa también, en línea de trazos, la evolución de las tensiones en $m$ cuando $\Delta\delta=0.4a$, pudiéndose comprobar que el rango de variación de esta tensión disminuirá a medida que aumenta el deslizamiento.

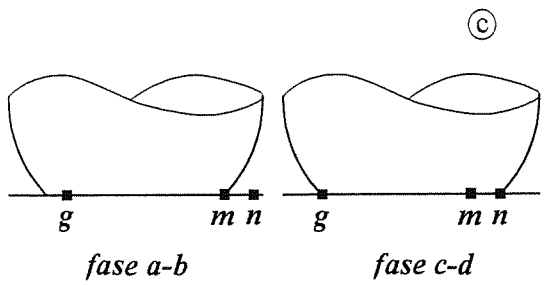



**Fig. 9c.** (c) Esquemas de la zona de contacto en dos posiciones.

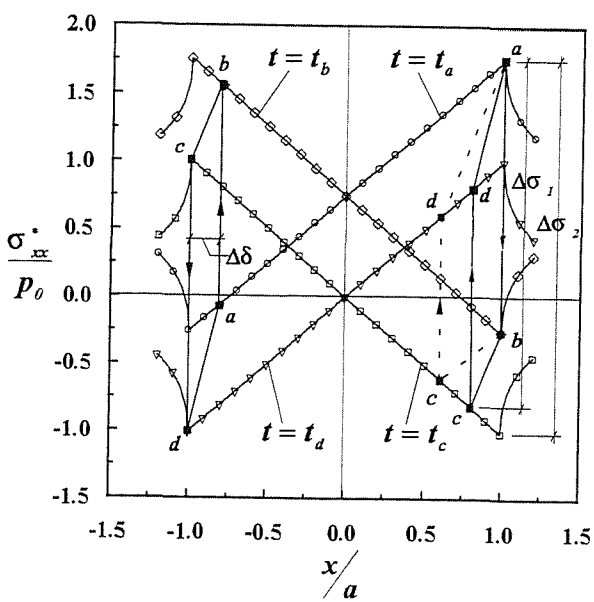



**Fig. 10a.** Distribución de tensiones $\sigma^*_{xx}$ en los instantes $a$, $b$, $c$ y $d$ (Fig. 9) en el eje $y=z=0$.

Si se incluye también el efecto de las tensiones producidas por la fuerza normal $N$, $\sigma^n_{xx}$, el rango de variación será mayor que en el caso anterior, como se muestra en la figura 10b, e incluso mayor que el producido si no hubiera deslizamiento. En este caso debe considerarse también el efecto de la variación de las otras componentes de la tensión, $\Delta\sigma_{zz}$, $\Delta\sigma_{yy}$, etc. Para tener una idea de los desfases existentes entre las tensiones, la figura 11 muestra la variación de $\sigma_{xx}$

versus $\tau_{zx}$ en el punto $m$ anterior (Fig. 9c) y en un punto $v$ situado debajo de $m$, a una profundidad $z=0.05a$, cuando $\Delta\delta=0.2\,a$. También se representa, de trazos, el caso del punto $g$ representado en la figura 9c. Puede apreciarse que el desfase es importante incluso a cierta profundidad, debajo de la superficie, como es el caso del punto $v$. En el punto $g$ la evolución es aún más compleja, con dos bucles en un ciclo. No obstante este caso es menos significativo, ya que, siendo un punto de la superficie, como el $m$, el rango de variación de $\sigma_{eq}$ es bastante menor que en éste.

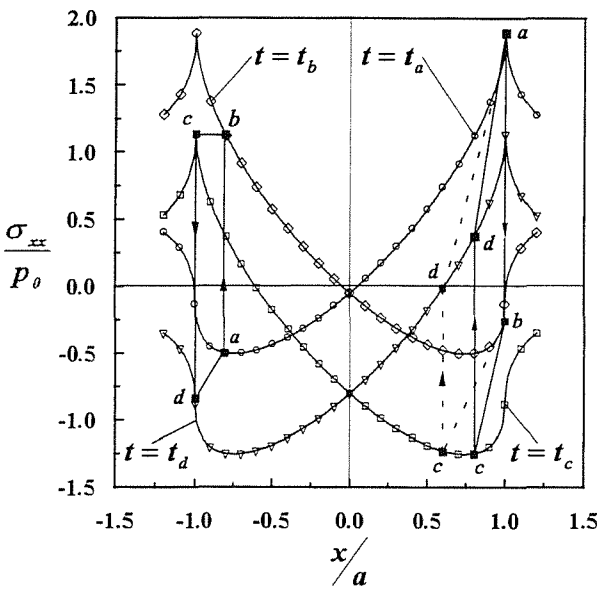



**Fig. 10b.** Distribución de tensiones $\sigma_{xx}$ en los instantes $a$, $b$, $c$ y $d$ (Fig. 9) en el eje $y=z=0$.

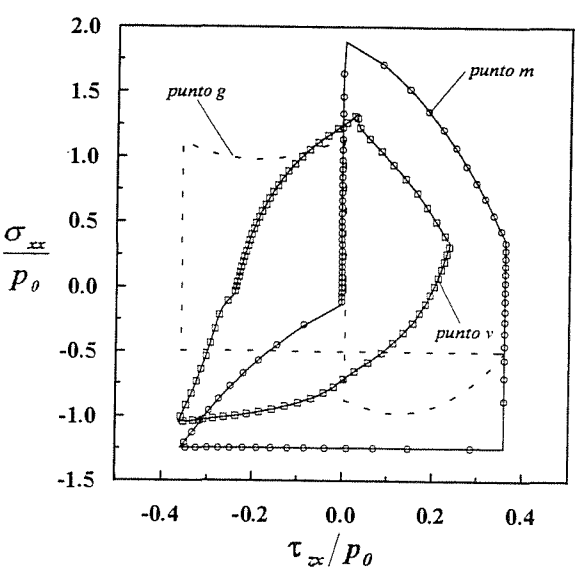



**Fig. 11.** Relación $\sigma_{xx}$-$\tau_{zx}$ en tres puntos del plano $y=0$: $m$, $g$ y $v$ (Fig. 9c). $x_v=x_m$, $z_v=0.05a$.

Para evaluar el daño a fatiga durante un proceso de fatiga multiaxial como ocurre en fretting, se ha propuesto la consideración de diversos parámetros, dependiendo del material, niveles de carga, etc. [20-22]. Uno de estos parámetros es la tensión equivalente de von Mises asociada a los incrementos de tensiones producidos durante un ciclo de fretting. El incremento de esta tensión se define:

$$\Delta\sigma_{eq}=\left[\frac{1}{2}\left[(\Delta\sigma_{xx}-\Delta\sigma_{yy})^2+(\Delta\sigma_{yy}-\Delta\sigma_{zz})^2+\right.\right.$$

$$\left.\left.+(\Delta\sigma_{zz}-\Delta\sigma_{xx})^2\right]+3(\Delta\tau_{xy}^2+\Delta\tau_{yz}^2+\Delta\tau_{zx}^2)\right]^{\frac{1}{2}} \quad (17)$$

Donde $\Delta\sigma_{ij}$ es el incremento de la componente $ij$ de tensión producida durante un semiciclo de variación de $P$.

El análisis de la evolución de este parámetro con la amplitud del deslizamiento puede emplearse como primera aproximación para conocer el posible efecto de la amplitud del deslizamiento global sobre el daño en un proceso de fretting fatigue. En un punto cualquiera de la superficie de contacto o de sus proximidades, el incremento de la tensión equivalente será función de diversos parámetros, como son la posición del punto relativa a la superficie de contacto, la geometría de las superficies, las fuerzas $N$ y $P$, el coeficiente de rozamiento y la amplitud del deslizamiento producido.

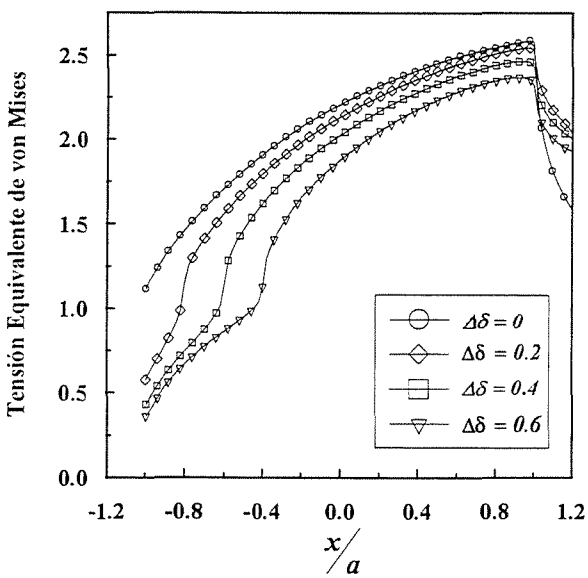



**Fig. 12a.** Distribución de $\sigma_{eq}$ en dos ejes del plano $y=0$ para varias amplitudes de desplazamiento y $z=0$.

Para conocer el efecto global del deslizamiento sobre el daño, puede analizarse la variación de la tensión de von Mises producida por el incremento de tensiones entre las fases a y c para los casos de existencia o no de

deslizamiento. La figura 12a muestra el incremento de la tensión de von Mises asociada al rango de variación de las tensiones en el eje $y=0$ de la superficie de contacto, para un mismo $\Delta P_{ac}$, con varios valores de $\Delta\delta$: $\Delta\delta=0$, que corresponde a un caso en que $\Delta P_{ab} \approx \Delta P_{ac}$, o lo que es igual, deslizamiento global incipiente; $\Delta\delta=0.2$; $\Delta\delta=0.4$; y $\Delta\delta=0.6$. Los casos de $\Delta\delta>0$ corresponden a casos en que se considera $\Delta P_{ab} << \Delta P_{ac}$, es decir, suponiendo que el $\Delta P_{ab}$ no produce prácticamente incremento de tensiones axiales. La figura 12b muestra el mismo parámetro en los mismos casos, pero en un eje $y=0$, $z=0.1a$. Puede apreciarse que a una profundidad en la que el efecto de las tensiones producidas por el contacto es aún importante, los rangos de variación de la tensión de von Mises son menores cuando se produce el deslizamiento indicado. En general, la reducción del rango se hace mayor a medida que crece la amplitud del deslizamiento.

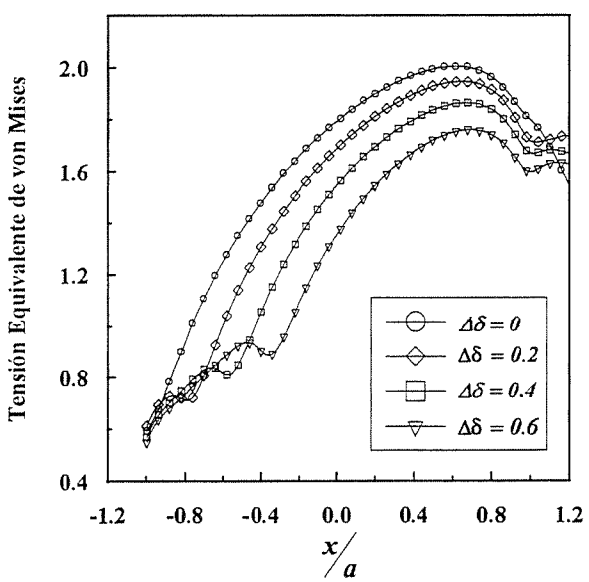



**Fig. 12b.** Distribución de $\sigma_{eq}$ en dos ejes del plano $y=0$ para varias amplitudes de desplazamiento y $z=0.05a$.

## 4. DISCUSIÓN

Rooke y Edwards [6] analizaron el desfase producido entre las fuerzas $F$ y $P$ durante el proceso de fretting para diferentes condiciones de carga. Comprobaron que dicho desfase puede tener una influencia apreciable sobre la velocidad de crecimiento de la grieta en sus estados iniciales. En este trabajo se ha comprobado también que, además de producirse desfase entre las cargas, se produce desfase entre las distintas componentes de la tensión generada en las proximidades de la zona de contacto. Dicho desfase se produce tanto en condiciones de deslizamiento parcial como de deslizamiento global, y para cualquier relación entre $F$ y $P$. Este desfase se producirá en cualquier situación de fretting y tipo de contacto. Sus características serán distintas dependiendo sobre todo de la geometría de cada caso y de las condiciones de carga.

En el caso de puentes de compresión con contacto puntual, el desfase entre las componentes de la tensión será diferente para cada punto de la zona de contacto y sus proximidades. Dependerá también de los niveles de tensión, que harán que se produzca deslizamiento o no, modificando las características del mismo.

Diversos autores han comprobado para casos de fatiga multiaxial que el desfase entre componentes de tensión puede producir variaciones importantes en la vida a fatiga. La diferencia de comportamiento en relación al caso de variación proporcional de las tensiones será mayor o menor, dependiendo del tipo de desfase producido y de otros factores, como pueden ser material y nivel de tensiones. El citado efecto se ha comprobado tanto para alto número de ciclos [20,21] como para bajo número de ellos [22]. De acuerdo con estos resultados, cabe esperar que el desfase producido en procesos de fretting influya apreciablemente sobre la duración del proceso de fatiga. En el caso de contacto puntual, donde el incremento de tensiones equivalentes de von Mises, no es muy diferente en distintas zonas del área de contacto, el desfase puede influir también sobre la localización de la zona de inicio de la grieta que será finalmente dominante en el proceso de fatiga. En cualquier caso, de acuerdo con los estados de tensiones producidos en los procesos de fretting, para el análisis de la vida a fatiga será importante considerar criterios de fatiga multiaxial que sean capaces de incluir el efecto del desfase entre las tensiones producidas, tanto sobre la iniciación como sobre el crecimiento.

En cuanto al caso de deslizamiento global, se ha comprobado que los deslizamientos amplios asociados a cargas axiales en las probetas pueden hacer que se produzcan rangos de tensiones equivalentes menores que los calculados cuando no se tiene en cuenta la amplitud de este deslizamiento. Esta reducción en los rangos será mayor cuanto mayor sea la amplitud del deslizamiento. Este efecto hará que si no se considera la influencia del deslizamiento se predigan vidas menores que las reales. Esta variación de los rangos con el desplazamiento máximo puede ser una de las razones por las que los deslizamientos en el contacto influyen favorablemente sobre la vida a partir de que estos alcanzan determinados valores [23].

La influencia del deslizamiento sobre las tensiones ha sido analizada únicamente para el caso de contacto puntual. A la vista de la similitud entre el campo de tensiones en el eje $y=0$, $z=0$ de un contacto puntual y

el producido en un contacto con superficies cilíndricas, puede decirse que el efecto en esta caso será similar al del contacto puntual. Con contactos planos, el efecto del deslizamiento debe analizarse a partir del análisis de tensiones en el contacto, de forma similar a lo realizado para el contacto puntual. En este tipo de contacto se producen grandes gradientes de tensiones en el borde de la zona de contacto, con una pequeña dimensión de la zona de altas tensiones en relación al tamaño de la zona de contacto [24]. Por ello, cabe esperar que en situación de deslizamiento global con cierta amplitud, los ciclos de tensión en los puntos más desfavorables de la probeta sean apreciablemente distintos a los ocurridos cuando no hay deslizamiento. La consecuencia será una variación en la vida del elemento en función de la amplitud del deslizamiento. Para predecir la forma de variación del daño con la amplitud, será necesario realizar un análisis de tensiones similar al aquí efectuado para contacto puntual. En cualquier caso, a la vista de la forma de las distribuciones de tensión, el efecto dependerá de la amplitud del deslizamiento normalizado al ancho de la zona de contacto.

## 5. CONCLUSIONES

A la vista de los análisis anteriores, cabe concluir:

1. En fretting fatigue se pueden producir desfases entre las cargas externas y las de rozamiento, dependiendo de la geometría del conjunto sometido a fretting y los niveles de carga.

2. Además de ese desfase entre cargas, durante un ciclo de variación de las fuerzas de fricción se produce un desfase entre las tensiones tangenciales y normales generadas por dichas fuerzas. Este desfase puede ser importante y tener influencia sobre la duración de los procesos de iniciación y crecimiento de grieta cuando ésta aún es pequeña en comparación a la dimensión de la zona de contacto.

3. En caso de cargas de fricción producidas por un elemento de contacto esférico, si existe deslizamiento global, las amplitudes de los ciclos de tensiones dependerán de la amplitud del deslizamiento cíclico producido, disminuyendo los rangos de tensiones equivalentes al incrementar el desplazamiento relativo cíclico.

4. Estos factores hacen que a la hora de aplicar algún criterio para determinar la vida a fatiga de un elemento sometido a fretting sea necesario conocer, no sólo las tensiones máximas y mínimas generadas por cada tipo de carga que interviene (normal a las superficies, de fricción y axial), sino la también la forma de evolución entre ellas. Para ello será imprescindible realizar algún tipo de simulación del comportamiento durante los procesos de carga.

## 6. REFERENCIAS

[1] Hills, D. A. and Nowell, D., "The Development of a Fretting Fatigue Experiment with Well-Defined Characteristics, *Standardization of Fretting Fatigue Methods and Equipments*, M. H. Attia y R. B. Waterhouse, Eds., ASTM STP 1159, Amer. Soc. for Testing and Mater., 1992, 69-84.

[2] Miller, G. R., Keer, L. M. y Cheng, H. S., "On the Mechanics of Crack Growth Due to Contact Loading", Proc. R. Soc. London, A 397 (1985), 197-209.

[3] Petiot, C., Vincent, K., Dang Van, K., Maouche, N., Foulquier, J. y Journet, B., "An Analysis of Fretting-Fatigue Failure Combined with Numerical Calculations to Predict Crack Nucleation", Wear, 181-183 (1995), 101-111.

[4] Kapoor, A., "A Re-evaluation of the Life Rupture of Ductile Metals by Cyclic Plastic Strain", Fatifgue Fract. Engng Mater. Struct., 17 (1994), 201-219.

[5] Endo, K., Goto, H. y Fukunaga, T., "Behaviors of Frctional Force in Fretting Fatigue", Bull. of the JSME, 17 (1974), 647-654.

[6] Rooke, D. P. y Edwards, P. R., "Waveforms in Fretting Fatigue", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 11 (1988), 447-465.

[7] Rooke, D. P. y Courtney, T. J., "The Effect of Final Friction Coefficient on Fretting Fatigue Waveforms", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 12 (1989), 227-236.

[8] Edwards, P. R., "The Application of Fracture Mechanics to Predicting Fretting Fatigue", *Fretting Fatigue*, R. B. Waterhouse, Ed., Applied Science Publ., 1981, 67-97.

[9] Mindlin, R. D. y Deresiewicz, H., "Elastic Spheres in Contact Under Varying Oblique Forces", J. of Appl. Mech., 75 (1953), 327-344.

[10] Johnson, K. L., *Contact Mechanics*, Cambridge Univ. Press, 1985.

[11] Hills, D. A. and Nowell, D., *Mechanics of Fretting Fatigue*, Kluwer Academic Publ., 1994.

[12] Cattaneo, C., "Sul Contatto di Due Corpi Elastici:Distribuzion Locale Degli Sforzi", Reconditi dell Accademia Nazionale dei Lincei, 27 (1938), 342-348, 434-436, 474-478.

[13] Mindlin, R. D., "Compliance of Elastic Bodies in Contact", J. of Appl. Mech., 75 (1949), 259-268.

[14] Hamilton, G. M. y Goodman L. E., "The Stress Field Created by a Circular Sliding Contact", J. Appl. Mech., 33 (1966), 371-376.

[15] Hamilton, G. M., "Explicit Equations for the Stresses Beneath a Sliding Spherical Contact", Proc. I. Mech. E., 197C, 53-59.

[16] Sackfield, A. y Hills, D., "A Note on the Hertz Contact Problem: a Correlation of Standard Formulae", J. Strain Anal., 18 (1983), 195-197.

[17] Fellows, L. J., Nowell, D. y Hills, D. A., "Contact Stresse in a Moderately Thin Strip (with Particular Reference to Fretting Experiments), Wear, 185 (1995), 235-238.

[18] Munisamy, R. L., Hills, D. A., "Static Axisymmetric Hertzian Contacts Subject to Searing Forces", J. Appl. Mech., 61 (1994), 278-283.

[19] Nowell, D. y Hills, D. A., "Hertzian Contact of Grund Surfaces", J. of Tribology, 111 (1989), 175-179.

[20] Tipton, S. M. y Nelson, D. V., "Fatigue Life Predictions for a Notched Shaft in Combined Bending and Torsion", *Multiaxial Fatigue*, K. J. Miller y M. W. Brown, Eds., ASTM STP 853, Amer. Soc. for Testing and Mater., 1985, 514-550.

[21] McDiarmid, D. L., "Mean Stress Effect in Biaxial Fatigue Where the Stresses are Out-of-Phase and at Different Frequencies", *Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading*, K. Kussmaul, D. McDiarmid y D. Socie, Eds., ESIS10, Mech. Eng. Publ., 1991, 321-335.

[22] Fatemi, A. y Socie, D., "A Critical Plane Approach to Multiaxial Fatigue Damage Including Out-of-phase Loading", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 11 (1988), 145-165.

[23] Vingsbo, O. y Söderberg, S., "On Fretting Maps", Wear, 126 (1988), 131-147.

[24] O'Connor, J. J., "The Role of Elastic Stress Analysis in the Interpretation of Fretting Fatigue Failure", *Fretting Fatigue*, R. B. Waterhouse, Ed., Applied Science Publ., 1981, 23-66.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# SENSIBILIDAD Y EFECTO DE TAMAÑO EN ENTALLAS: INTERPRETACION MEDIANTE UN MODELO DE PROPAGACION DE MICROGRIETAS

C. Vallellano y A. Navarro

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
Universidad de Sevilla
E.T.S. Ingenieros Industriales, Avda. Reina Mercedes s/n, 41012 Sevilla

**Resumen.** El efecto de una entalla sobre el límite de fatiga de un componente ha sido revisado desde un punto de vista microestructural. El comportamiento de una microgrieta creciendo en la zona de influencia de una entalla se ha descrito usando el modelo NR, basado en sucesivos bloqueos de dislocaciones en las barreras microestructurales. Las predicciones teóricas referentes a la influencia del tamaño microestructural, tamaño del especimen y severidad del gradiente en la entalla, están de acuerdo con la evidencia experimental. Además, la inherente dependencia con la microestructura de la formulación presentada permite hacer una interpretación correcta de la influencia de pequeños defectos en la resistencia a fatiga, tales como marcas superficiales y porosidades, aspectos no recogidos por modelos anteriores. Finalmente, se ha propuesto una medida de la longitud microestructural característica para problemas de fatiga basada en parámetros macroscópicos de mecánica de fractura.

**Abstract.** The notch effect on the fatigue limit has been re-examined from a microstuctural point of view. The NR model, based on the successive blockings of dislocations at microstructural barriers has been used to describe the behaviour of a short crack growing in the non-uniform notch stress field. The theoretical predictions obtained for notch sensitivity are in accordance with the experimental evidence in relation to the influence of microstructural size, specimen size and notch severity. Furthermore, this miscrostructurally sensitive formulation yields a correct prediction of the influence on the fatigue strength of small defects, such as superficial scratches or tiny spherical cavities, something where previous theories have failed. It also takes account of the scatter associated to the random distribution of the grain size and its effect on the notch fatigue limit. Finally, an indirect measure representative of microstructure size for fatigue problems has been proposed based on macroscopic fracture mechanics parameters.

## 1. INTRODUCCION

En la mayor parte de los componentes mecánicos existen zonas donde la tensión aplicada se amplifica localmente provocando puntos de concentración de tensiones. Esto es normalmente consecuencia de la geometría, debido a la existencia de algún tipo de entalla, en la mayoría de los casos motivadas por la propia función de la pieza. Cuando el componente se encuentra sometido a una carga variable con el tiempo, dichas zonas actúan como fuentes de nucleación de grietas por fatiga, que pueden terminar arruinándolo. Existe, por tanto, un interés grande en conocer los factores que determinan la aparición y posterior propagación de grietas en entalla.

Es de sobra sabido que el límite de fatiga de un especimen entallado es, en general, mayor que el calculado dividiendo el límite de fatiga del material por el factor de concentración de tensiones, $K_t$, que representa el valor de la tensión máxima en el fondo de la entalla dividida por la tensión aplicada. El factor de reducción de resistencia a fatiga de la entalla, $K_f$, se define, precisamente, como el cociente entre el límite de fatiga del especimen sin concentrador (i.e. el límite de fatiga del material) y el límite de fatiga del componente entallado y es, normalmente, menor que $K_t$. Por otra parte, probetas con entallas geométricamente semejantes, pero de tamaño distinto, en el mismo material, presentan comportamiento diferente a fatiga: cuanto más grande es el componente más se acercan los valores de $K_f$ y $K_t$. Al parecer, factores como la severidad del gradiente de tensiones en relación con el tamaño de la microestructura del material juegan un papel

importante en la resistencia final del componente. Los hechos anteriores llevan a pensar que no es sólo la tensión máxima en el fondo de la entalla la que determina la resistencia de la pieza.

Se han propuesto diversas teorías que relacionan $K_f$ y $K_t$. Entre ellas, las más usadas son las derivadas de los trabajos de Neuber [1] y de Peterson [2]. Neuber propuso que la resistencia del especimen entallado depende de la media de las tensiones que actúan en un cierto "volumen elemental" de material en la zona de la raíz de la entalla. El límite de fatiga del especimen entallado se calcularía igualando dicha tensión media al límite de fatiga del material. Bajo esta hipótesis se obtiene la siguiente expresión para $K_f$,

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{A}{r}}} \tag{1}$$

Es más usual encontrar esta relación en términos de el llamado coeficiente de sensibilidad a la entalla:

$$\lambda = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{A}{r}}} \tag{2}$$

donde, $r$ = radio en el fondo de la entalla, $A$ = dimensión característica del material.

Posteriormente, Peterson propuso que el "fallo" ocurre cuando la tensión a una determinada distancia desde la superficie ($\delta$) se hace igual al límite de fatiga del material. Así, $K_f$ se puede expresar como,

$$K_f = K_t \left(1 - C\frac{\delta}{r}\right) \tag{3}$$

donde $C$ = coeficiente que caracteriza el gradiente de tensiones en la entalla ($d\sigma/dy = C\sigma_{max}/r$). El coeficiente de sensibilidad se expresa entonces como,

$$\lambda = \frac{1}{1 + \nu\frac{a}{r}} \tag{4}$$

donde $a = C\delta K_t/(K_t - 1)$, con $\nu = 1$, para tracción y flexión y $\nu = 0.6$, para torsión. Se puede constatar que el parámetro $a$ no es muy sensible ni a $K_t$ ni a $C$ en la práctica, por lo que, básicamente representa, de nuevo, una característica del material.

## 2. INTERPRETACION DEL PARAMETRO MICROESTRUCTURAL

Existe una clara dependencia del coeficiente de sensibilidad a la entalla con el tipo de material, reflejada a través de las constantes $A$ y $a$ en las expresiones de Neuber y Peterson. Trabajos realizados por Kunh y Hardrath [3] y Massonnet [4], pusieron de manifiesto la existencia de una gran dispersión en los valores de $A$ obtenidos de la ecuación (2), a partir de valores de $\lambda$ medidos experimentalmente, lo que suscitó ciertas dudas sobre la interpretación de dicho parámetro como una distancia característica del material.

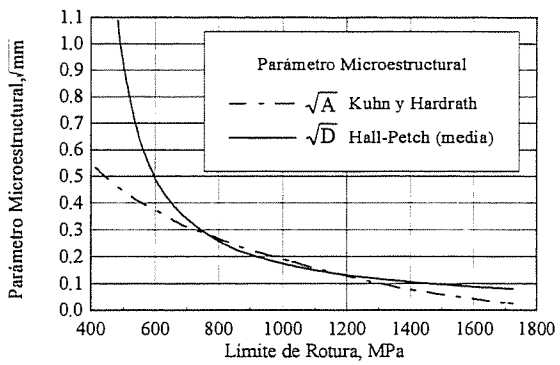



**Fig. 1.** $\sqrt{A}$ y $\sqrt{D}$ vs. límite de rotura en aceros.

El problema de la dispersión puede ser entendido desde un punto de vista matemático por el hecho de que la ecuación (2) tiene una forma tal, que el parámetro $A$ se hace muy sensible a pequeñas variaciones de $\lambda$. Pero por el contrario, esta característica dota a dicha ecuación de una gran robustez respecto de este parámetro, es decir, grandes diferencias en el valor de $A$ provocan variaciones pequeñas en $\lambda$. Debido a esto, Kunh y Hardrath fueron capaces de proponer una correlación experimental entre $A$ y la resistencia a tracción del material razonablemente válida, para un gran número de aceros (Fig.1). Una correlación análoga fue también presentada por Peterson para su parámetro $a$ y el límite de rotura.

Las observaciones anteriores adquieren una cierta coherencia si pensamos en $A$ como en el tamaño de grano del material ($D$). En este sentido, la inherente dispersión asociada a esta característica microestructural podría explicar directamente la dispersión encontrada, dado que, como es sabido, las funciones habituales de distribución de tamaños de grano hacen que la probabilidad de encontrar granos varias veces mayores o menores que el tamaño estadístico medio sea muy elevada. Por orto lado, y además, el tipo de correlación presentada por Kunh y Hardrath recuerda inmediatamente la conocida relación de Hall-Petch entre las propiedades mecánicas y el tamaño de grano [5-6],

$$\sigma_u = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{D}} \tag{5}$$

donde $\sigma_u$ es el límite de rotura del material, y $k$ y $\sigma_0$ son parámetros característicos del material.

Tras una revisión de las ecuaciones de Hall-Petch presentadas en la literatura para distintos aceros, se ha encontrado que $\sigma_0$ varía generalmente en un rango de 325 a 450 MPa y $k$ normalmente se encuentra entre 45 y 180 MPa $mm^{1/2}$. Este amplio margen de valores no es sólo atribuible, lógicamente, a los diferentes materiales analizados, sino, también en parte, a la propia definición del tamaño de grano empleada en cada caso [7]. Tomando valores medios de 385 MPa para $\sigma_0$ y 100 MPa $mm^{1/2}$ para $k$, puede verse que las predicciones de $\sqrt{D}$ son razonablemente parecidas a las del parámetro $\sqrt{A}$ propuestos por Kunh y Hardrath, sobre todo para aquellos aceros cuya resistencia a la rotura está en el rango de 700 a 1400 MPa (Fig.1). También puede verse que desviaciones sobre el valor de $D$ y/o $A$ de incluso un 40 ó 50% provocan variaciones en el valor de $\lambda$ no más allá de un 5 ó 10% , para un amplio margen de radios típicos de entalla.

## 3. LIMITE DE FATIGA. SENSIBILIDAD A LA ENTALLA

La evidencia experimental muestra que grietas iniciadas con tensiones cercanas al límite de fatiga pasan la mayor parte de su vida creciendo dentro de los primeros granos, llegando a pararse para tensiones por debajo de dicho límite, en la primera barrera microestructural significativa [8]. A estos niveles la interacción entre la grieta y la microestructura juega un papel primordial. El modelo NR de crecimiento de microgrietas, basado en la representación de los sucesivos bloqueos de dislocaciones en los límites de grano [9-11], permite dar una descripción coherente del crecimiento de la grieta a través de los primeros granos y se muestra aquí cómo las ideas principales del mismo son directamente aplicables al caso de entallas.

Imaginemos una grieta incipiente que comienza a crecer dentro de un grano situado en el fondo de la entalla. Este grano estará sometido a un campo de tensiones de valor máximo en la superficie y decreciente como consecuencia del concentrador. Es de esperar por tanto, un comportamiento a fatiga diferente al caso de un especimen sin entalla, donde la caída de tensión a través del grano es muy pequeña o nula en teoría. La distribución de tensiones en la pieza entallada provocará un rápido crecimiento inicial de la grieta, pero por el contrario, a medida que ésta avance hacia el límite de grano irá experimentando una reducción en su fuerza conductora, más o menos elevada dependiendo de la severidad de la entalla. Una vez alcanzada la barrera microestructural, la propagación dentro del grano siguiente se producirá sólo si la tensión que asiste a la grieta en este punto es suficiente para "sobrepasar"la barrera, condición que determinará el límite de fatiga del especimen entallado. El significado preciso de la expresión " sobrepasar" la barrera se discute un poco más abajo. Notemos, en cualquier caso, que con estas ideas, la aproximación de Peterson parece más apropiada que la propuesta por Neuber de tomar la media de las tensiones sobre un volumen elemental de material.

Según lo anterior, el efecto de la entalla no puede ser caracterizado solamente a partir de la tensión máxima alcanzada en el fondo (véase $K_t$), sino que debe tenerse en cuenta el alcance de la misma, es decir, la caída de tensión a través del material hasta la distancia a la que se encuentra la primera barrera. Tanto $K_t$ como el gradiente de tensiones están determinados por la geometría del concentrador, fundamentalmente por su radio y profundidad. De esta manera, una entalla aguda, que presentará un elevado factor de concentración pero, por contra, un fuerte gradiente, inmersa en un material de grano grande, producirá un rápido crecimiento inicial de la grieta, y, sin embargo, al alcanzar ésta el borde de grano su influencia puede haber desaparecido, reflejando una escasa sensibilidad a la entalla. En cambio, si el material es de grano fino su influencia será muy grande, presentando así un valor de $K_f$ muy parecido a $K_t$ y por tanto, un coeficiente de sensibilidad cercano a la unidad. Por tanto, se vuelve a poner de manifiento la dependencia de la sensibilidad a la entalla con la geometría y el tipo de material, y en este contexto el parámetro microestructural adquiere un significado preciso, la distancia hasta la primera barrera significativa del material.

### 3.1 Límite de fatiga de un especimen sin concentrador

El modelo NR permite describir las condiciones que gobiernan la propagación de una microgrieta a través de las barreras presentadas por los límites de grano. La grieta creciendo en un grano típico, bien orientado, de un especimen donde no existe gradiente de tensión puede ser representada por un apilamiento de dislocaciones, en el cual se distinguen tres zonas (Fig.2). La primera zona representa la grieta propiamente dicha. A partir de ésta se extiende la zona plástica hasta alcanzar el límite de grano. Sobre las dislocaciones de dicha zona actúa una tensión $\sigma_2$, que representa la interacción con

las dislocaciones existentes fuera del dominio considerado y con otros elementos no modelados, tales como partículas de segunda fase. Se piensa que esta tensión $\sigma_2$ es siempre menor que la tensión aplicada, razón por la cual las dislocaciones se apilan contra el borde de grano, el cual se modela mediante una pequeña zona de longitud $r_0$, que respresenta la interfase entre granos adyacentes y/o la distancia típica a la que es posible activar las fuentes de dislocaciones en el grano siguiente. Se considera un estado antiplano de tensiones/deformaciones y se utilizan dislocaciones helicoidales.

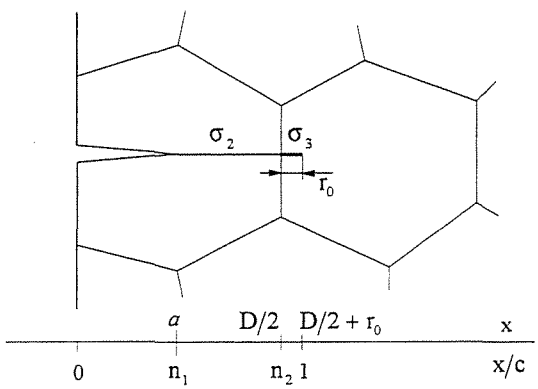



**Fig. 2.** Representación esquemática de la grieta, zona plástica y barrera en el límite de grano en un especimen sin entalla.

Inicialmente la zona plástica se encuentra bloqueada en el límite de grano hasta que se activa el deslizamiento plástico en el grano vecino. Esto ocurrirá cuando, como consecuencia del avance de la grieta, las dislocaciones de la zona plástica sean empujadas a través de la interfase o bien cuando se active una nueva fuente de dislocaciones en el grano adyacente. Este proceso permitirá que la barrera microestructural sea sobrepasada creándose una nueva extensión de la zona plástica que comprende todo el grano siguiente y que posibilita que la grieta continue propagándose.

La tensión $\sigma_3$, necesaria en la interfase para mantener en equilibrio las dislocaciones, se calcula imponiendo que no exista singularidad en las tensiones al final de apilamiento. Esto se consigue matemáticamente imponiendo la condición de existencia de la solución del problema, que en este caso puede escribirse como,

$$\frac{\pi}{2}\tau - \left[\left(\frac{\pi}{2} - \text{sen}^{-1}\, n_1\right)\sigma_2 + \left(\text{sen}^{-1}\, n_2 - \frac{\pi}{2}\right)\sigma_3\right] = 0 \qquad (6)$$

donde las enes son las coordenadas adimensionales mostradas en la Figura 2. Como se desprende de la ecuación (6), $\sigma_3$ depende de la tensión aplicada y de la posición relativa del extremo de la grieta al límite de grano, incrementándose monótonamente a medida que ésta se aproxima a la barrera. Así, el deslizamiento plástico se activará cuando $\sigma_3$ alcance un valor límite,

$$\sigma_3 = \sigma_3^L = m^* \tau_c \qquad (7)$$

donde $m^*$ es un factor de orientación y $\tau_c$ es la tensión crítica necesaria para activar las fuentes o para penetrar el borde de grano.

El límite de fatiga será, por tanto, la mínima tensión aplicada para una la grieta "salte" la primera barrera. O dicho de otra forma, la máxima tensión aplicada bajo la cual una grieta creciendo dentro del primer grano, es incapaz de propagarse más allá del límite de grano. Puede verse que, normalmente, esto implica propagación hasta el fallo en el caso que nos ocupa. Fijando $n_1 = n_2 \approx 1$ en la ecuación (6) el límite de fatiga puede ser escrito como [9],

$$\tau_{FL} = \left(\frac{4}{\pi}\right) m^* \tau_c \left(\frac{r_0}{D}\right)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{4}{\pi}\right) \sigma_3^L \left(\frac{r_0}{D}\right)^{\frac{1}{2}} \qquad (8)$$

### 3.2 Límite de fatiga de un especimen con concentrador

Considérese ahora una microgrieta creciendo en un grano situado en el fondo de la entalla y cuya zona plástica se encuentra bloqueada en el primer límite de grano. Empleando la formulación en variable compleja del problema antiplano y haciendo uso de las técnicas de transformación conforme, se puede transformar matemáticamente el dominio semiinfinito con una entalla al problema anterior de una grieta en un plano infinito.

En general, sea $\chi = f(z)$ la transformación conforme entre el plano $z$ (especimen entallado) y el plano $\chi$ (especimen sin entalla). Imponiendo en el plano $\chi$ la condición de existencia de la solución, se obtiene la siguiente expresión general para el cálculo de $\sigma_3$,

$$\int_0^1 \frac{\sigma_\chi(\zeta)}{\sqrt{\zeta^2-1}} d\zeta - \left[\sigma_2 \int_{n_1}^{n_2} \frac{dz}{d\chi}\frac{d\zeta}{\sqrt{\zeta^2-1}} + \sigma_3 \int_{n_2}^{1} \frac{dz}{d\chi}\frac{d\zeta}{\sqrt{\zeta^2-1}}\right] = 0 \qquad (9)$$

donde $\zeta = \eta/q$ es la coordenada adimensional que describe la posición de las dislocaciones en la configuración transformada y $\sigma_\chi$ es la transformada de

la tensión que actúa en la configuración original, debida a la tensión aplicada y particularizada a la línea sobre la que se encuentran las dislocaciones (Fig.3). Las integrales se calculan sobre dicha línea.

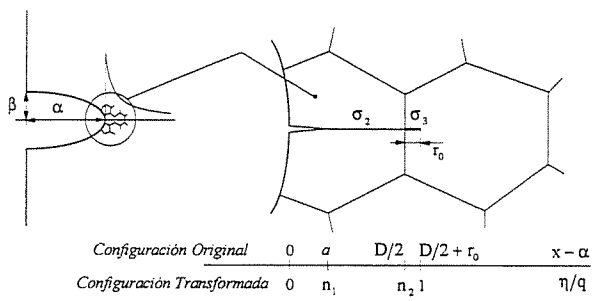



**Fig. 3.** Representación esquemática de la grieta, zona plástica y barrera en el límite de grano en un especimen entallado.

Consideremos como aplicación directa de la expresión anterior una entalla elíptica en un medio semi-infinito. Sean $\alpha$ y $2\beta$ la profundidad y el ancho de la entalla (Fig.3). En este caso la transformación conforme toma la expresión, $z = \beta\chi + \alpha\left(\chi^2 - 1\right)^{\frac{1}{2}}$. Particularizando la ecuación (9) se obtiene,

$$\tau\,\Omega^{-1}(1) - \left[\left(\Omega^{-1}(n_2) - \Omega^{-1}(n_1)\right)\sigma_2 + \left(\Omega^{-1}(1) - \Omega^{-1}(n_2)\right)\sigma_3\right] = 0 \qquad (10)$$

donde el símbolo $\Omega^{-1}(\,)$ se define como,

$$\Omega^{-1}(\zeta) = \beta\,\mathrm{sen}^{-1}\zeta + \alpha\cos^{-1}\left(q\sqrt{\frac{1-\zeta^2}{1+q^2}}\right) \qquad (11)$$

Las enes tienen idéntico significado que en el caso de especimen sin concentrador, pero ahora en el plano transformado. $q$ representa la longitud total del apilamiento, que corresponderá aproximadamente a la transformada de la longitud del grano situado en la raíz de la entalla y que puede escribirse como,

$$q \approx \frac{1}{\overline{\gamma}^2}\left[\overline{\alpha}\sqrt{(\overline{\alpha}+1)^2 - \overline{\gamma}^2} - \overline{\beta}\,(\overline{\alpha}+1)\right] \qquad (12)$$

donde $\overline{\alpha} = \frac{\alpha}{D/2}$, $\overline{\beta} = \frac{\beta}{D/2}$ y $\overline{\gamma}^2 = \overline{\alpha}^2 - \overline{\beta}^2$. $D/2$ es la distancia media entre el fondo de la entalla y la primera barrera.

Extrapolando las ideas del caso anterior, el límite de fatiga del componente con entalla $\tau_{FL}^N$ se definiría como la mínima tensión que hace falta aplicar para que una grieta, creciendo dentro del primer grano en la raíz del concentrador, sea capaz de propagarse al grano vecino. Sustituyendo la condición de propagación $\sigma_3 = \sigma_3^L$ en función del límite de fatiga del especimen sin entalla $\tau_{FL}$, expresada por la ecuación (8) y fijando $n_1 = n_2 \approx 1$, el factor de reducción de resistencia a fatiga de la entalla se puede expresar (tras laboriosos cálculos) como,

$$K_f = \frac{\tau_{FL}}{\tau_{FL}^N} = (\overline{\alpha} + \overline{\beta})\left[\frac{\overline{\alpha}}{\sqrt{q^2+1}} + \frac{\overline{\beta}}{q}\right]^{-\frac{1}{2}} \qquad (13)$$

Esto representa una curva universal aplicable a cualquier tamaño de grano. Nótese que probetas del mismo material con entallas geométricamente semejantes, pero de distinto tamaño, darían diferentes valores de $K_f$, ya que $\overline{\alpha}$, $\overline{\beta}$ y $q$ serán distintos.

El tamaño de grano $D$ tiene un importante papel en el modelo descrito. Dada la inherente naturaleza aleatoria del mismo, la cuestión de qué valor de $D$ debería emplearse en la ecuaciones (8) y (13) es importante. La evidencia experimental indica que las grietas tienden a iniciarse en los granos más grandes, mayores que el tamaño medio. Por ejemplo, James y Morris [12] encontraron que en Al 2219-1851, la iniciación grietas por fatiga tenía lugar mayoritariamente en granos de entre dos y cinco veces el tamaño de grano medio. Más tarde, Cox y Morris [13-14] usaron este hecho en sus simulaciones de crecimiento de grietas a través de una microestructura aleatoria. Este hecho experimental puede ser entendido de la siguiente forma. En primer lugar, los granos mayores tendrán más probabilidad de contener defectos y por tanto, más probabilidad de provocar la nucleación de una grieta incipiente. Por otro lado, los granos de mayor tamaño son capaces de acomodar más deformación plástica durante el estado de iniciación de la grieta, lo que significa una mayor velocidad de propagación y un mayor nivel de concentración de tensión en la zona de bloqueo del límite de grano. Es de esperar, por tanto, que comparativamente, un mayor número de grietas se inicien, en los granos de mayor tamaño. Bajo estas premisas, el parámetro $D$ a usar en modelos microscópicos no debería calcularse directamente de la distribución estadística de tamaños de grano, sino más bien de la distribución de máximos [15].

En cualquier caso, dadas las dificultades que supone en la práctica la determinación del tamaño de grano característico $D$, la única alternativa viable desde el punto de vista ingenieril para la aplicación de los modelos basados en consideraciones microestructurales, es hacer uso de medidas indirectas de la misma. A este respecto, las correlaciones mencionadas en el apartado 2 podrían ser empleadas, utilizando así el límite de rotura o de fluencia como medida macroscópica. No obstante, según lo indica-

do en el párrafo anterior, parece más apropiado usar una medida basada directamente en parámetros macroscópicos de fatiga. Así, los autores proponen usar como valor de $D$, el deducido de la relación teórica que liga el factor de intensidad de tensiones umbral y el límite de fatiga del material (para igual tipo de carga) obtenido en trabajos previos:

$$D = \frac{2}{\pi}\left(\frac{K_{th}}{\tau_{FL}}\right)^2 \qquad (14)$$

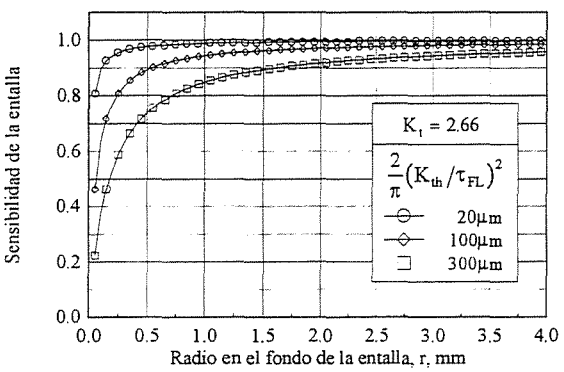



**Fig. 4.** Sensibilidad a la entalla ($\lambda$), calculada para distintos tamaños microestructurales, $K_t = 2.66$.

En la Figura 4 se muestra el coeficiente de sensibilidad a la entalla, obtenido de la ecuación (13), en función del radio en el fondo, para entallas elípticas geométricamente semejantes ($K_t$ fijado arbitrariamente a 2.66).

Esta figura pone de manifiesto una clara influencia de la microestructura, la cual está en perfecta concordancia con los resultados experimentales de Peterson. En éstos, materiales con un grano basto, tal como es el caso de aceros recocidos, presentaban valores de $\lambda$ bastante inferiores a la unidad y sólo se acercaban a uno para grandes entallas. Por otro lado, materiales con grano fino, como en el caso de aceros templados, presentaban valores de $\lambda$ próximos a uno, unas veces por encima y otras por debajo, debido la inherente dispersión en los resultados. Dicha tendencia a la unidad cuando las entallas crecen ha sido denominada efecto de tamaño de la entalla (notch-size effect) por Smith y Miller [16], así los valores de $K_f$ para grandes especímenes coinciden prácticamente con $K_t$. Por último, se puede apreciar también de la Figura 4 la disminución de la sensibilidad al decrecer el radio de la entalla.

Una primera aproximación para apreciar la influencia de la aleatoriedad de la distribución de granos en la formulación presentada, puede ser obtenida permitiendo que el tamaño del primer grano varíe aleatoriamente respecto al valor medio elegido ($D/2$). La Figura 5 muestra los intervalos del 95% de confianza sobre la media de $\lambda$, calculado para materiales de grano relativamente fino y grueso. Se ha hecho esto sólo con propósitos ilustrativos, por lo cual la distribución usada en la simulación ha sido simplemente una función de densidad de probabilidad uniforme.

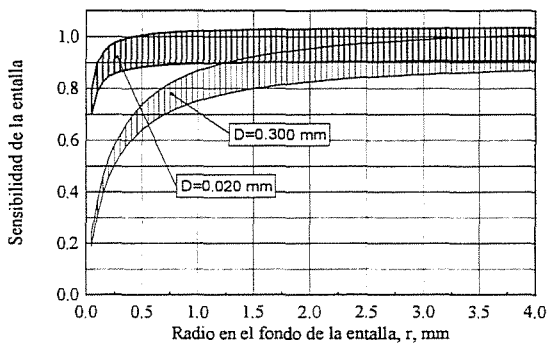



**Fig. 5.** Intervalo de confianza del 95% para la media de $\lambda$ ($K_t = 2.66$).

Como ha sido manifestado por otros autores [16-18], al aumentar $K_t$ la diferencia con $K_f$ se hace cada vez más grande, tendiendo $K_f$ a un valor característico. Este hecho es tenido en cuenta también por la ecuación (13). En efecto, si consideremos una serie de entallas con la misma profundidad adimensional $\overline{\alpha}$ y cuyo radio en el fondo disminuye monótonamente, puede fácilmente demostrarse que el $K_f$ predicho se apróxima asintóticamente al siguiente límite, al aumentar $K_t$,

$$K_f \overset{K_t \to \infty}{\longrightarrow} \sqrt{\overline{\alpha}+1} \qquad (15)$$

La Figura 6 ilustra la idea anterior. Nótese que cuando $K_t$ se hace muy grande, la entalla se convierte en una grieta de longitud $(\overline{\alpha}+1)(D/2) = \alpha + D/2$. De esta forma, el límite anterior representará la mínima tensión necesaria para que una grieta de tal longitud se propague, como indica el bien conocido diagrama de Kitagawa-Takahashi, obtenido en el contexto del modelo NR,

$$\tau_{FL}^N = \frac{\tau_{FL}}{\sqrt{\overline{\alpha}+1}} \qquad (16)$$

Los resultados anteriores indican también, de manera correcta, que concentradores extremadamente pequeños, tales como marcas superficiales o

porosidades, no provocan una reducción apreciable en la resistencia a fatiga, algo en lo que las fórmulas de Neuber y Peterson fallan, como señaló Heywood [19]. Esta idea puede ser importante para entender correctamente el efecto del acabado superficial en la fatiga de materiales.

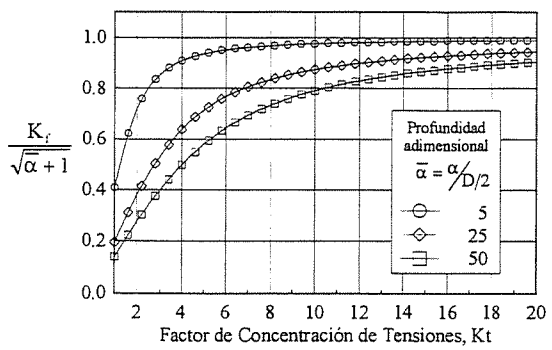



Fig. 6. Tendencia de $K_f$ al aumentar $K_t$ (efecto de tamaño de la entalla).

## 4. CONCLUSIONES

Se ha propuesto una nueva formulación para el estudio de la sensibilidad en entallas tomando como base el modelo NR desarrollado previamente. Las predicciones teóricas realizadas concuerdan con los resultados experimentales y mejoran en cierto sentido las expresiones propuestas por otros autores. Dada la dependencia intrínseca con la microestructura, el modelo planteado permite poner de manifiesto la naturaleza aleatoria del problema, así como razonar las causas que provocan la dispersión en este tipo de ensayos. Por otro lado, estados límites tales como marcas superficiales o porosidad y su influencia en la resistencia a fatiga permiten ser correctamente tratadas, a diferencia de otros modelos anteriores, como los basados en los trabajos de Neuber y Peterson.

Por último, se ha propuesto una medida indirecta de la longitud microestructural característica para problemas de fatiga, basada en propiedades macroscópicas específicas para este tipo de solicitaciones, como son, el factor de intensidad de tensiones umbral y el límite de fatiga del material.

Agradecimientos. Las investigaciones recogidas en este trabajo han sido financiadas parcialmente a través de los proyectos MAT92-0695 y ACP96-0121 de la CICYT. Asimismo, los autores agradecen al Ministerio de Educación y Ciencia la beca de formación de personal investigador que disfruta C. Vallellano para la realización de su tesis doctoral.

## 5. REFERENCIAS

[1] Neuber, H., "Theory of notch stresses" pp. 163, J.W. Edwards, Publisher, Inc., Ann Arbor, Michigan (1946).

[2] Peterson,R. E., "Notch-sensitivity", Metal Fatigue (Eds. G.Sines & J.L.Waisman) pp. 293-307. McGraw-Hill Book Company, Inc. London (1959).

[3] Kunh, P. & Hardrath, H.F., "An engineering method for estimating notch-size effect in fatigue tests of steel", NACA Tech. Note 2805 (1952).

[4] Massonnet, C., "The effect of size ,shape and grain size on the fatigue strength of medium carbon steel", Proc. ASTM 56, 954-979 (1956).

[5] Hall, E.O., "The deformation and ageing of mild steel:III discussion of results", Proc. Phys. Soc. Lond., London B64, 747-753 (1951).

[6] Pecth, N.J., "The cleavage strength of polycrystals", J. Iron Steel Inst., 174, 25-28 (1953).

[7] Gladman, T. & Pickering, F.B., "The effect of grain size on the mechanical properties of ferrous materials", Yield, flow and fractures of polycrystals (Ed. Baker T.N.), pp. 141-198, Applied Science Publishers (1983).

[8] Miller, K.J., "Initiation and growth rates of short fatigue cracks", Fundamentals of deformation and fracture (Ed. Cambridge Univ. Press), pp. 477-500, Eshelby Memorial Symposium, Sheffield (1985).

[9] Navarro, A. & de los Rios, E.R., "Fatigue crack growth modelling by successive blocking of dislocations", Proc. R. Soc. Lond. A437, 375-390 (1992).

[10] Navarro, A. & de los Rios, E.R., "Short and long fatigue crack growth: a unified model", Phil. Mag. 57, 37-42 (1988).

[11] de los Rios, E.R., Xin, X.J. & Navarro, A., "Modelling microstucturally sensitive fatigue short crack growth", Proc. R. Soc. Lond. A447 , 111-134 (1994).

[12] James, M.R. & Morris W.L., "The role of microplastic deformation in fatigue crack initiation", Fatigue mechanisms: advances in quantitative measurement of physical damage (Eds.Lankford, J., Davidson, D.L., Morris, W.L. & Wei, R.P.) ASTM/STP 811, 49-70, Philadelphia, PA. (1983).

[13] Cox, B.N. & Morris, W.L., "Monte Carlo simulation of growth of small fatigue cracks", Engng. Fract. Mech. 31, 591-610 (1988).

[14] Cox, B.N., "Induction from Monte Carlo simulations of small fatigue cracks", Engng. Fract. Mech. 33, 655-670 (1989).

[15] Hussain, K., Navarro, A. & de los Rios, E.R. , "Microstructural variations in short fatigue crack propagation of a C-Mn steel", Short fatigue cracks (Eds. Miller, K.J. & de los Rios, E.R.), ESIS Publication N.13, pp. 115-132, Mechanical engineering publications, London (1992).

[16] Smith, R.A. & Miller, K.J., "Prediction of fatigue regimes in notched components", Int. J. Mech. Sci. Vol.20 (Ed. Pergamon Press), pp.201-206 (1978).

[17] Frost, N.E. & Dugdale, D.S., "Fatigue tests on notched mild steel plates with measurement of fatigue cracks", J. Mech. Phy. Solids 5, 182-192 (1957).

[18] Frost, N.E., "Significance of non-propagating cracks in the interpretation of notched fatigue data", J. Mech. Engng. Sci. 3(4), 299-302 (1961).

[19] Heywood, R.B., "Designig against Fatigue", Chapman & Hall Ltd., London (1962).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# VARIACION DE LAS PROPIEDADES DE MEMORIA DE FORMA EN UNA ALEACION Ni-Ti SOMETIDA A DEFORMACION CICLICA.

**F.J.Gil y J.A.Planell**
**Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**
**E.T.S.Ingenieros Industriales de Barcelona. Universitat Politècnica de Catalunya.**
**Av.Diagonal 647. 08028-Barcelona.**

**Resumen**. En este trabajo se ha estudiado el comportamiento de una aleación NiTi con memoria de forma en fase austenítica sometida a deformación cíclica. La tensión mecánica a la que está sometida la muestra induce transformación martensítica en cada ciclo y se puede apreciar como las tensiones críticas disminuyen y la deformación residual y la pérdida de superelasticidad aumentan con el número de ciclos. A diferentes números de ciclos se determinaron las temperaturas de transformación martensítica apreciándose un aumento en las temperaturas de inicio de la transformación y retransformación martensítica ($M_s$ y $A_s$) respectivamente, no se apreciaron diferencias significativas en las temperaturas de conclusión de las transformaciones ($M_f$ y $A_f$) con el número de ciclos.

**Abstract.** The behaviour of the NiTi shape memory alloy in austenitic phase under cyclic deformation has been studied . The mechanical stress induces the martensitic transformation in each cycle and it has been noticed that the critical stress decreases whilst the residual strain and the lost of superelasticity increase with the number of cycles. The temperatures of the martensitic transformation were determined at different number of cycles. The transformation starting temperatures ($M_s$ y $A_s$) increased whilst the transformation final temperatures ($M_f$ y $A_f$) did not vary with the number of cycles respectively.

## 1. INTRODUCCION

Las aleaciones de NiTi presentan las propiedades de efecto memoria de forma y de superelasticidad debido a la transformación martensítica de carácter termoelástico que tiene lugar cuando la composición química de la aleación es cercana a la equiatómica. Esta transformación puede tener lugar por efecto de la disminución de la temperatura y/o por efecto de la tensión mecánica.

Cuando la aleación en fase austenítica se enfría por debajo de la temperatura $M_s$ comienza la transformación martensítica que concluye al alcanzar la temperatura $M_f$, esta transformación es reversible y al calentar el material por encima de una temperatura $A_s$ , las placas de martensita van contrayéndose y va apareciendo fase austenítica, no por nucleación y crecimiento sino por desaparición de placas martensíticas, esta transformación inversa se completa al alcanzar la temperatura $A_f$.

Esta transformación producida por descenso de temperatura puede ser ayudada por la aplicación de tensión, es decir, si la transformación martensítica comienza a la temperatura $M_s$ y se le aplica tensión, la temperatura a la que en este caso comenzarán a aparecer los primeros núcleos de martensita, será mayor que $M_s$.

Cuando el material presenta fase austenítica y es sometido a tensión mecánica es susceptible de producir una transformación martensítica inducida por tensión. El diagrama tensión-deformación que siguen este tipo de aleaciones se presenta en la Figura 1.

El tramo AB corresponde la deformación elástica de la fase original. El punto B marca el comienzo de la formación de las primeras placas inducidas por tensión (SIM). En el punto C concluye la transformación martensítica. Al descargar la tensión mecánica se produce la transformación inversa (tramo GF), es decir la martensita retorna a la fase austenita, no apreciándose deformación permanente al volver a tensión cero (punto H).

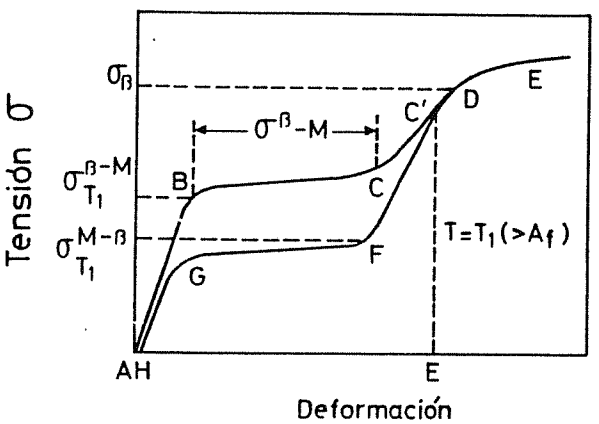



Fig.1. Curva tensión-deformación para un material superelástico.

En las aleaciones con memoria de forma, se llegan a alcanzar recuperaciones pseudoelásticas superiores al 12 % de deformación, en contraste con los materiales convencionales en los que su campo elástico es normalmente inferior al 0.5 % de deformación (1-3). Este comportamiento es susceptible de aplicación en diferentes aplicaciones tecnológicas, en especial en nuestro caso en el campo Biomédico y más específicamente el Odontológico. Sin embargo, dado que en muchas aplicaciones se espera que el material deba estar sujeto a múltiples ciclos de carga y descarga, es imprescindible conocer el efecto que dicha deformación cíclica producirá en la microestructura y en las propiedades mecánicas del material.

El presente trabajo pretende esclarecer si el proceso periódico y repetitivo de transformación austenita → martensita y de retransformación martensita → austenita produce variaciones sustanciales en la estructura de defectos cristalinos y si estos a su vez afectan a las propiedades especificas de superelasticidad.

## 2. MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

La composición química de la aleación estudiada es de 48% en peso de Ti y 52% de Ni que presentaba una microestructura de granos equiaxiales de fase austenítica. Las temperaturas de transformación fueron determinadas mediante un calorímetro de flujo no convencional de alta sensibilidad, detectando la señal diferencial mediante 32 termopilas de uniones p-n conectadas en serie y la detección de la temperatura se realizó mediante una sonda Pt-100. Los registros calorimétricos se integraron tanto los ciclos de enfriamiento como los de calentamiento; el área resultante es el calor asociado en la transformación directa (Austenita → Martensita ) para el ciclo de enfriamiento y la transformación inversa (Martensita → Austenita) para el ciclo de calentamiento (4-6).

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica MTS Bionix equipada con una célula de carga de 100 KN de capacidad bajo una amplitud de deformación del 3 %, una frecuencia de 3 Hz y una relación de cargas R=0. Estos ensayos se realizaron en un medio salivar a 37°C.

El ensayo se detenía a diferentes números de ciclos para determinar la evolución de las temperaturas y las entalpías de transformación. Asimismo, se observaba la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Las temperaturas de transformación del material original resultaron ser: $M_s$= 6° C, $M_f$= -29° C, $A_s$= -11° C y $A_f$= 19° C. Por tanto, el ensayo de deformación cíclica se realizó en una muestra en fase austenítica ya que la temperatura de ensayo era superior a la temperatura $A_f$. La tensión de transformación para inducir martensita fue para el primer ciclo de 374 MPa.

Al ciclar las muestras se observaba que la tensión de transformación disminuía de forma exponencial con el número de ciclos, tal como muestra la Figura 2. Por su parte, la deformación residual, entendida como la deformación existente a tensión nula por el hecho de que el ciclo no se cierra en descarga, aumenta a su vez con el número de ciclos tal como puede observarse en la Figura 3.

La interpretación de estos resultados debe hacerse en términos de la estabilización de placas de

martensita de origen mecánico con el número de ciclos.

La aplicación de tensión induce la transformación martensítica y además produce dislocaciones que pueden anclar algunas placas de martensita inducidas por tensión. Al ciclar mecánicamente, estas dislocaciones constituyen una obstrucción a la retransformación, produciendo la estabilización de placas de martensita generalmente en límites de grano. El número de éstas aumenta con el número de ciclos. Estas placas de martensita no retransforman a la fase austenítica al descargar la tensión ni tampoco al ser calentadas en el calorímetro por encima de la temperatura $A_f$. Las placas de martensita estabilizada almacenan energía elástica que favorecerá la transformación de nuevas placas para los siguientes ciclos mecánicos (6-7).

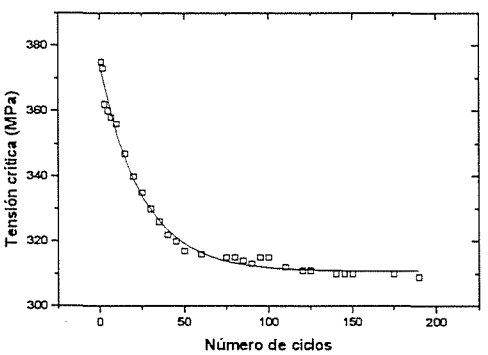



Fig.2. Variación de las tensiones de transformación con el número de ciclos.

El aumento de la deformación residual con el número de ciclos, se debe a que la deformación de la martensita estabilizada produce deformación plástica en el material, ya que la fase superelástica es la fase austenítica. En consecuencia, esta estabilización de placas de martensita que a su vez se deforma plásticamente es la responsable del aumento de la deformación residual con el número de ciclos, hasta un valor de saturación.

Los valores de saturación en las tensiones de transformación y en la deformación residual se produce aproximadamente a los 50 ciclos. Este hecho se debe al proceso de adiestramiento del material que justifica el llamado doble efecto memoria de forma y está basado en la orientación de los defectos provocada por los ciclos mecánicos sucesivos, estos defectos encauzan la orientación de la martensita que se induce al ciclar mecánicamente (8-9).

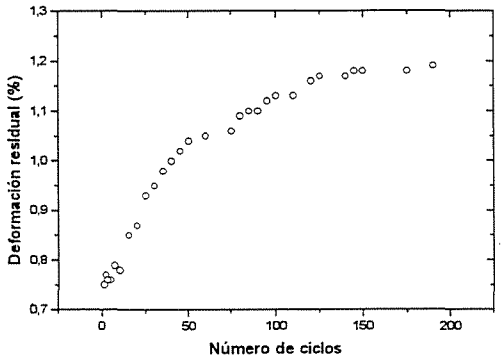



Fig.3. Variación de las deformaciones residuales con el número de ciclos.

La constatación de que realmente es la martensita estabilizada la responsable de este comportamiento se puede llevar a cabo midiendo las entalpías de transformación. La Figura 4 muestra como dichas entalpías de transformación, tanto en el calentamiento como en el enfriamiento disminuyen exponencialmente hasta saturación al cabo de unos 50 ciclos de deformación. Esta disminución se puede justificar por el proceso de estabilización de la martensita, ya que al aumentar el número de ciclos se produce un aumento en la cantidad de martensita estabilizada y por tanto hay una menor cantidad de material a transformar y retransformar y con lo cual la entalpía será menor.

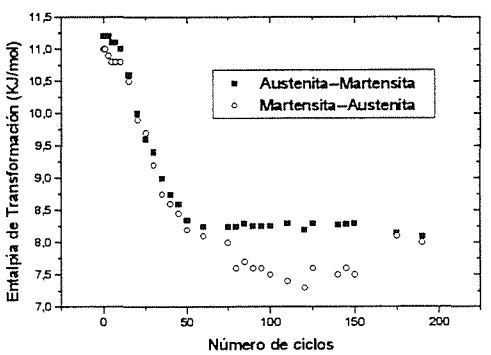



Fig.4. Variación de las temperaturas de transformación con el número de ciclos.

De las observaciones mediante microscopía, tanto óptica como electrónica de barrido, se ha podido apreciar la presencia de las placas de martensita estabilizada en el seno de los granos de austenita así como el aumento del número de

las mismas al aumentar el número de ciclos. En la Figura 5 se muestra la microestructura original, mientras qu en la Figura 6 se pueden apreciar placas de martensita estabilizada orientadas por efecto de la tensión mecánica para una muestra que ha sido sometida a 25 ciclos de deformación; la Figura 7 muestra la microestructura al cabo de 175 ciclos.

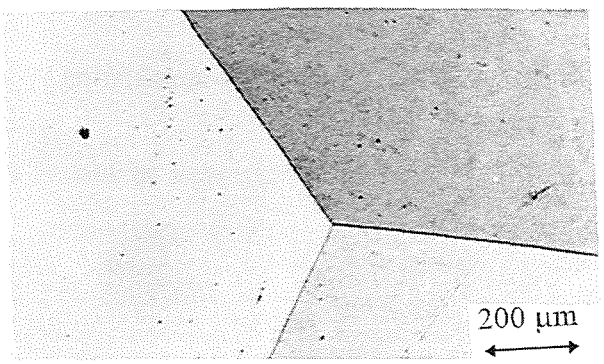



Fig. 5. Microestructura de la muestra original. Granos equiaxiales de austenita.

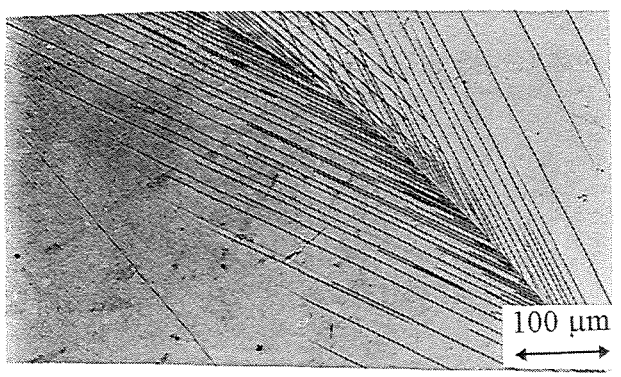



Fig. 6. Microestructura del material sometido a 25 ciclos.

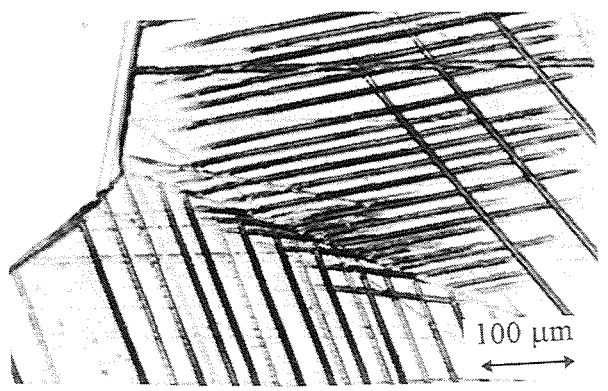



Fig.7. Microestructura del material sometido a 175 ciclos.

Esta martensita estabilizada afecta también a las temperaturas de transformación. En la Fig.8 se muestra la evolución de las temperaturas de transformación con el número de ciclos. Se puede apreciar que las temperaturas $M_s$ y $A_s$ aumentan y las temperaturas $M_f$ y $A_f$ no sufren variaciones significativas. El aumento en la temperatura $M_s$ se debe a que los defectos y la martensita estabilizada facilitan la transformación debido a que el almacenamiento de energía elástica favorece la aparición de martensita en este caso térmica. Sin embargo, los ciclos mecánicos producen un aumento de la $A_s$ que significa la necesidad de aplicar una mayor temperatura para provocar la desaparición de las placas de martensita de origen térmico. Este hecho puede interpretarse en términos de la interacción entre los defectos cristalinos producidos mecánicamente con la martensita de origen térmico, que obstruyen parcialmente la retransformación.

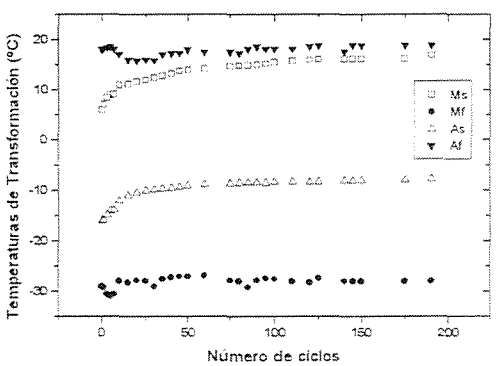



Fig.8. Evolución de las temperaturas de transformación.

La única manera de eliminar la martensita estabilizada mecánicamente consiste en someter a la muestra a un tratamiento térmico a una temperatura en la que el diagrama de equilibrio muestre la estabilidad de la fase austenítica. En efecto, esto ocurre cuando la muestra ciclada se somete durante 15 minutos a un tratamiento térmico a 950°C. La fase presente después de este tratamiento es solamente austenita recuperando las dimensiones de la probetas original.

**AGRADECIMIENTOS.**

Los autores desean agradecer al Sr. Manuel de Felipe, Consejero delegado de ORMCO-KALMA la donación de los materiales objeto del presente estudio.

**BIBLIOGRAFIA**

(1) K. Shimizu and T. tadaki. "Shape Memory Alloys". Edited by Funakubo. Ed. Gordon and Breach Science Publishers. Tokio. 1984, 19.

(2). C.M. Wayman and H.C. Tong. Scripta Metall. 11, 1977, 341-344

(3). D.N.Adnyana. Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations. The Japan Institute of Metals., 1986. pp.774-779.

(4). J.M.Guilemany and F.J.Gil. Mat. Res. Bull., 1990, 25, 1325-1332.

(5). J. Muntasell, J.L. Tamarit, E. Cesari, J.M. Guilemany and F.J. Gil. Mat. Res. Bull. vol n°24, 1989, 445-452.

(6). R. Elst, J. Van Humbeeck and L. Delaey, Z. Meallkde 76, 1985, 705.

(7). F.J. Gil and J.A. Planell. Scripta Metall et Mater. 25 (12), 1991, 2843-2848.

(8). H.C.Tong and C. M.Wayman. Acta Metall. 22, 1974, 887-890.

(9). J. Ortín and A. Planes. Acta Met. 36, 1988, 1873

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# COMPORTAMIENTO INTRINSECO EN FATIGA DE MATERIALES METALICOS Y EFECTO DEL MEDIO AMBIENTE

**José Méndez**

**Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux, UMR CNRS n°6617, ENSMA Téléport 2, B.P. 109, Chasseneuil-du-Poitou, 86960 Futuroscope Cedex**

**Resumen.** Esta communicación presenta algunos resultados obtenidos en la ENSMA durante estos últimos años que ilustran el efecto del medio ambiente sobre el comportamiento a fatiga de diversos materiales metalicos. El objeto de esta presentación es separar el comportamiento intrínseco de los materiales, unicamente condicionado por las solicitaciones mecánicas y el modo de deformación, y el comportamiento que resulta de las interacciones entre la deformación y el medio ambiente. Los ejemplos presentados se refieren a la duración de vida, a los mecanismos de creación de microfissuras y a las evoluciones subestructurales y comportamiento cíclico asociado.

**Abstract.** This paper presents some results obtained in our laboratory in the last years which emphasize the role of the environment on fatigue processes. The aim of this presentation is to illustrate the intrinsic fatigue behaviour of metallic materials which is solely controlled by mechanical conditions and deformation modes, and on the other hand the fatigue behaviour resulting from deformation and environment interactions. The examples presented here are related to fatigue lifetimes, crack initiation mechanisms and dislocation structure evolutions.

## 1. INTRODUCCION

Es un hecho bien conocido que el comportamiento a fatiga de la mayor parte de los metales y aleaciónes está influenciado por el medio ambiente.

Así la duración de vida puede llegar a ser mucho más corta en el aire que en vacío o en un gas neutro. Este efecto ya se manifiesta en el rango de la fatiga olígocíclica a altas amplitudes de deformación pero aún es más pronunciado en el rango de las bajas amplitudes y alto número de cíclos.

En general los ensayos de fatiga son realizados en el aire del laboratorio, lo que es conveniente para caracterizar las propiedades del material en el medio en que va a ser utilizado. Sin embargo, es difícil interpretar a la luz de esos únicos ensayos si los procesos de daño observados en esas condiciones son debidos al comportamiento intrínseco del material, es decir si son únicamente controlados por las condiciones de solicitación mecánica y los mecanismos de deformación plástica, o si tambíen pueden ser la consecuencia del efecto del medio ambiente. El hecho de llevar a cabo los ensayos de fatiga en un medio agresivo, sin que esto se tenga realmente en cuenta, puede introducir una distorsión en la interpretación de los mecanismos de fatiga de los materiales metálicos.

El objetivo de esta comunicación es subrayar algunos aspectos de la fatiga que son influenciados por el efecto del medio ambiente, ilustrándolos con resultados de estudios llevados a cabo por nuestro grupo en la ENSMA (Poitiers) durante estos últimos diez años. Diversos materials : cobre, aceros inoxidables austeníticos, aleaciones de titanio serán considerados.

No se trata aquí de discutir cómo actúa el medio ambiente o cuales son los agentes activos, vapor de agua, hidrógeno, oxígeno. El objetivo es más bien poner de relieve el comportamiento intrínseco que muestran los materiales en alto vacío y las modificaciones en comportamiento a fatiga debido al hecho de efectuar los ensayos en el aire.

## 2. DURACION DE VIDA

La **Fig. 1** muestra los curvas de Conffin-Manson ($\Delta\varepsilon_p/2$ – $N_2$), en aire y vacío correspondientes a un acero inoxidable tipo 316L y a un cobre de pureza comercial 99,95 % ; los dos materiales tienen un tamaño de grano de unos 50 µm.

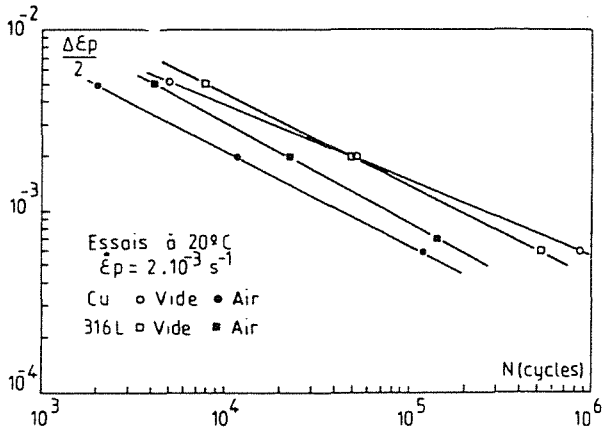



**Fig. 1**. Curvas $\Delta\varepsilon_p/2$–$N_R$ en aire y vacío de un cobre y un acero inoxidable policristalinos.

Si se compara la duración de vida de estos dos materiales en el aire del laboratorio puede decirse que el acero inoxidable tiene una mayor resistencia a fatiga. Los curvas obtenidas en vacío muestran claramente que este resultado es la consecuencia de una mayor resistencia del acero al medio ambiente. En vacío, los dos materiales presentan resistencias comparables. En este ejemplo la comparación de los resultados obtenidos en el medio agresivo no se corresponde con el comportamiento intrínseco de estos dos materiales [1]. En otros casos, sin embargo, el efecto del medio ambiente no llega a modificar el efecto sobre el comportamiento a fatiga de parámetros micro-structurales (talla de grano en el cobre [2], precipitación α' en los aceros duplex [3]) o de factores como la energía de los defectos de apilamiento [4].

Asi la **Fig. 2** muestra que la comparación de resistencia a fatiga entre un cobre y un latón obtenida en aire aún se conserva en vacío aunque la diferencia sea mas marcada en este último medio, en particular a bajas amplitudes de deformación. Intrínsecamente reducir la energía de los defectos de apilamiento favorece el carácter planar de la deformación cíclica y la resistencia a fatiga. Sin embargo el efecto del medio ambiente es más elevado cuando el carácter planar de la deformación es más marcado. La clasificación de estos metales en términos de duración de vida en el aire resultará pues del peso relativo de los dos factores previamente evocados.

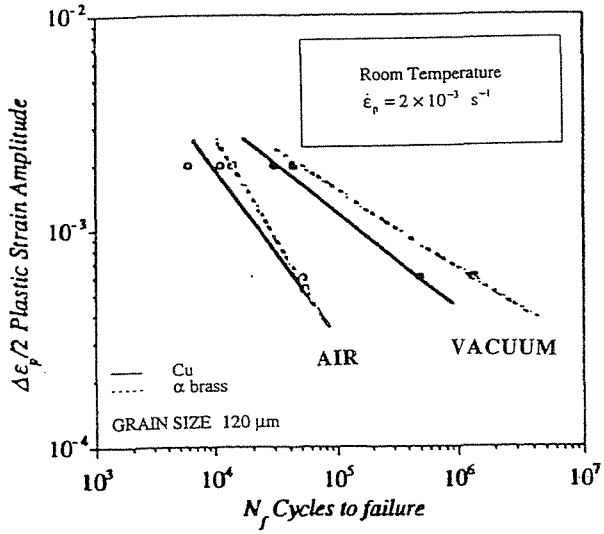



**Fig. 2.** Curvas $\Delta\varepsilon_p/2$–$N_R$ en aire y vacío de un cobre y un latón (tamaño de grano 120 µm).

Al estudiar en el aire el efecto de la temperatura sobre la resistencia a fatiga de un material, el comportamiento observado es a la vez la consecuencia del nivel de temperatura sobre los mecanismos de la deformación pero tambien del aumento de la velocidad de oxidación, sin que la parte debida al uno y otro de estos dos factores se pueda diferenciar.

Una ilustración de este aspecto se halla en la **Fig. 3** donde se ha representado la variación de vida a fatiga de un acero tipo 316L en función de la temperatura, en el rango 20°C-600°C, para una amplitud de deformación plástica $\Delta\varepsilon_p/2 = 2\times10^{-3}$. Esta figura muestra que la apreciación del efecto de la temperatura es completamente distinta en aire y vacío. Los ensayos en vacío revelan un efecto benéfico de la temperatura que ha sido asociado a un aumento del carácter planar de la deformación especialmente entre 200°C y 400°C. En el aire el efecto del medio ambiente oculta este comportamiento, lo que conduce a concluir que el aumento de la temperatura hasta 400°C no afecta al comportamiento a fatiga de este acero.

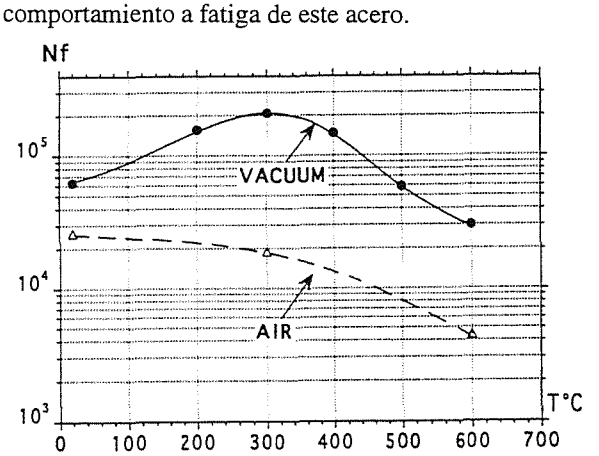
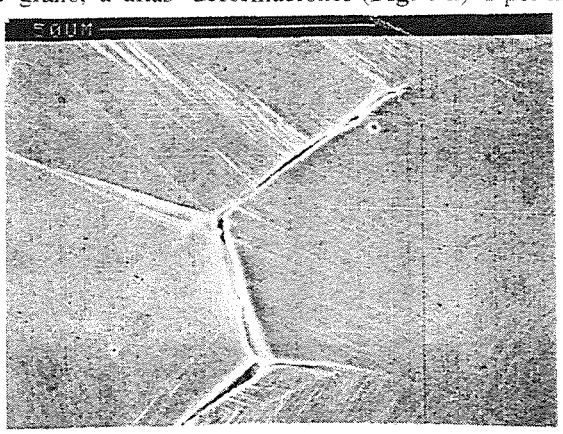



**Fig. 3.** Evolución de la duración de vida en función de la temperatura en aire y vacío de un acero 316L solicitado en fatiga a $\Delta\varepsilon_p/2 = \pm 2\times10^{-3}$.

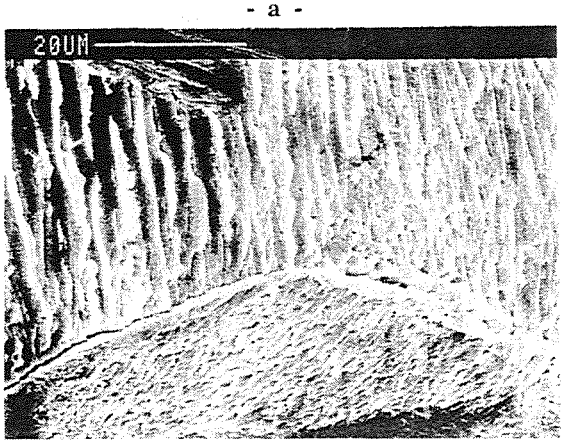
## 3. MECANISMOS DE DAÑO

La acción del medio ambiente sobre la duración de vida en fatiga no debe interpretarse como si simplemente resultara de una aceleración de procesos de daño (generación y propagación de microfisuras) que serían unicamente controlados por la microestructura y el modo de deformación cíclica del material. En efecto, los mecanismos de daño pueden ellos mismos resultar de una interacción entre el medio reactivo y el proceso de deformación plástica cíclica (interacción "corrosión" - deformación) [7].

Así en el cobre policristalino fatigado en el aire el daño se caracteriza por la generación en las capas superficales de microfisuras de carácter frágil en los bordes de grano, a altas deformaciones (**Fig. 4-a**) o por la




- a -




- b -

**Fig. 4.** Mecanismos de nucleación de microfisuras en el cobre policristalino en el rango de la fatiga oligocíclica :

**a.** aire : microfisura intergranular de tipo frágil

**b.** vacío : microfisura intergranular de tipo dúctil asociada a una acumulación elevada de la deformación plástica.

nucleación de microfisuras en las bandas de deslizamiento persistentes (BDP) a bajas deformaciones plásticas. Estos mecanismos no son únicamente la consecuencia de la formación de las típicas estructuras de paredes y canales o en escalera que originan la localización de la deformación en ciertas partes del cristal produciendo un daño directamente en las BDP o por interacción entre las BDP y el borde de grano. Ese tipo de microfisuras tambien están condicionadas por el medio ambiente. En alto vacío predominan las microfisuras intergranulares de caracter dúctil provocadas por una acumulación de irreversibilidades en el borde de grano debidas a las distorsiones locales y a la repetición de la alternancia de las deformaciones en las bandas de deslizamiento (**Fig. 4-b**) [7,8].

Se puede hallar otro ejemplo de interacción medio ambiente–mecanismo de nucleación de microfisuras en el proceso de daño por fatiga que se observa en las aleaciones de titanio bifásicas $\alpha/\beta$ con estructura Widmanstatten. En este caso a amplitudes de deformación medianas, correspondiendo a una duración de vida de unos $5.10^3$ a $2.10^4$ ciclos, la nucleación de microfisuras en el aire se produce en las intercaras $\alpha/\beta$ de las placas de la fase $\alpha$. En cambio, en vacío, este mecanismo no es observado y las microfisuras aparecen a través de las microplacas $\alpha$. La fragilización de las intercaras es en este caso provocada por el medio ambiente ; la penetración de hidrogeno posiblemente origina este tipo de daño. Esto introduce una diferencia significativa en el número de cíclos necesarios para iniciar estas microfisuras en aire y vacío [8].

En otros casos, por ejemplo en aleaciones de titanio que presentan una fase $\alpha$ "intergranular" bordeando los antiguos granos $\beta$, la nucleación de las microfisuras se produce al interior de esta fase $\alpha$ sin que este proceso sea influenciado por el medio ambiente [9].

## 4. COMPORTAMIENTO CICLICO Y EVOLUCION SUBESTRUCTURAL

Otro factor importante que puede llegar a ser incorrectamente interpretado por el hecho de realizar los ensayos de fatiga en el aire del laboratorio es el que se refiere a la estabilidad de las estructuras de dislocaciones. El supuesto estado de equilibrio o saturación alcanzado por las subestructuras de dislocaciones en un material sometido a una amplitud de deformación cíclica puede tambien encontrarse condicionado por el hecho de analizar los resultados en la escala de la duración de vida en el aire o en cualquier otro medio agresivo. Una duración de vida fuertemente rebajada puede ocultar evoluciones subestructurales que sólo se llegan a alcanzar a fuertes niveles de la deformación plástica acumulada, lo que necesita un medio neutro que permita retrasar los procesos de daño que originan una rotura prematura [10].

Esta evolución puede provocar una modificación del comportamiento mecánico a través de la respuesta esfuerzo-deformación. Un ejemplo clásico reside en la transformacion de la estructura de paredes y canales en

una estructura de celdas. Esto se observa en los materiales cúbicos con caras centradas que presentan un deslizamiento ondulado (cobre, aceros austeníticos a altas temperaturas). Otro ejemplo aún más original se halla en los arreglos de dislocaciones que se producen en los aceros inoxidables austeníticos a temperaturas intermedias (300°C - 400°C) [11]. En este caso, al ciclar el material en un alto vacío y prolongar en un factor superior a 10 la duración de vida se ha revelado una estructura de tipo planar muy densa que no llega a aparecer en el aire (**Fig. 5**) [5,11]. Esta estructura, provoca un endurecimiento considerable al invadir progresivamente el material. Como lo ilustra la **Fig. 6** el esfuerzo a rotura llega a ser en ciertas condiciones de deformación hasta 100 MPa más elevado en vacío que en aire [1,12].

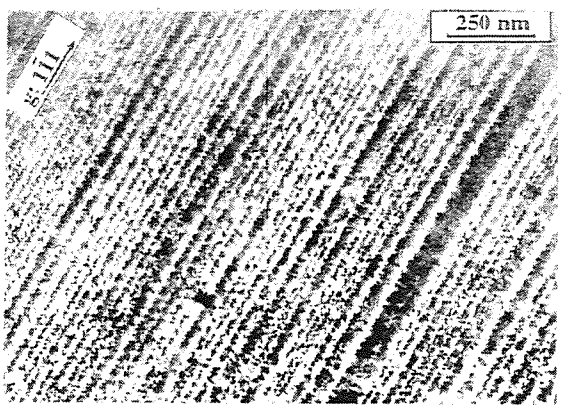



**Fig. 5.** Structura "corduroy" en un acero inoxidable austenítico 316L constituida de arreglos planares extremamente densos que se forman en vacío a 300°C o 400°C.

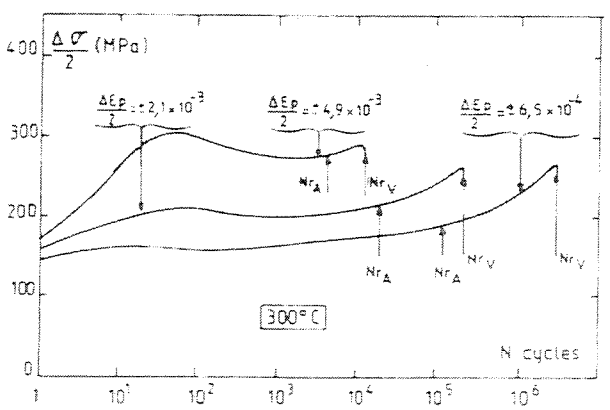



**Fig. 6.** Comportamiento cíclico de un acero inoxidable 316L a 300°C. $Nr_A$ y $Nr_V$ indican respectivamente la duración en vida en aire y vacío.

## 5. CONCLUSION

Los ensayos de fatiga en alto vacío permiten establecer el comportamiento intrínseco de los materiales. La comparación con los resultados obtenidos en el aire del laboratorio revela el efecto del medio ambiente sobre los mecanismos y la cinética del daño por fatiga. El conocimiento del comportamiento intrínseco de los materiales es en numerosos casos indispensable para desarrollar nuevos materiales o para poner a punto nuevos tratamientos termomecánicos que concedan una mejor resistencia a fatiga.

## 6. REFERENCIAS

[1] Mendez, J., Violan, P. y Gerland, M., "Importance des essais sous vide pour l'étude des mécanismes d'endommagement en fatigue plastique", en Aspects Microstructuraux de la Rupture, 32è colloque de Métallurgie de Saclay, juin 1989, INSTN, Editions de la Revue de Métallurgie n°4 259 (1990).

[2] Gotte, L., Mendez, J., Villechaise, P. y Violan, P, "Effect of the grain size on low cycle fatigue of copper polycrystals", en Fatigue 96, Proceedings of the Sith International Fatigue Congress, Berlin, May 1996, G. Lütjering y H. Nowack, Eds (Pergamon), 801-806 (1996).

[3] Matéo, A., Violan, P., Llanes, L., Mendez, J. y Anglada, M., Fatigue life of duplex stainless steels : influence of ageing and environment, en Fatigue 96, Proceedings of the Sith International Fatigue Congress, Berlin, May 1996, G. Lütjering y H. Nowack, Eds (Pergamon), 209-214 (1996).

[4] Petit, J. y Mendez, J., Some aspects of the influence of microstructure on fatigue, en Fatigue 96, Proceedings of the Sith International Fatigue Congress, Berlin, May 1996, G. Lütjering y H. Nowack, Eds (Pergamon), 15-26 (1996).

[5] Gerland, M., Mendez, J., Lépinoux, J. y Violan, P., "Dislocation structure and corduroy contrast in a 316L alloy fatigued at 0.3 - 0.5 Tm, en Mater. Sci. Eng., A 164, 226-229 (1993).

[6] Mendez, J. y Violan, P., "Modifications in fatigue damage processes induced by atmospheric environment in polycrystalline copper", en Basic Question in Fatigue, R.P. Wei, R.P. Ganglof, Eds, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, ASTM STP 924, Vol. 2, 196-210 (1988).

[7] Gotte, L., Thesis de Doctorado, Poitiers (en preparación).

[8] Demulsant, X., Mendez, J., "Influence of environment on low cycle fatigue damage in

Ti 6Al4V and Ti 6246 titanium alloys, en Mater Sci. Eng., 219, 1-2, 202-211 (1996).

[9] Awadé, E. y Mendez, J., "Influence de la microstructure sur l'endommagement par fatigue de l'alliage de titane beta-cez à 20°C et 300°C, en La Revue de Métallurgie, CIT/Science et Génie des Matériaux, 9, 1125-1134 (1996).

[10] Gerland, M., Mendez, J., Violan, P. y Ait Saadi, B., "Evolution of dislocation structure and cyclic behaviour of a 316L type austenitic stainless steel in vacuo at room temperature, en Mat. Sci. Eng., A 118, 83-95 (1989).

[11] Alain, R., Violan, P., Mendez, J., "Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L type stainless steel between 20°C and 600°C, Part I : Fatigue resistance and cyclic behaviour", en Mat. Sci. Eng. in press.

[12] Gerland, M., Alain, R., Ait Saadi, B. y Mendez, J., "Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L type stainless steel between 20°C and 600°C, Part II : Dislocation structure evolutions and correlation with the cyclic behaviour, en Mat. Sci. Eng. in press.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# DAÑO PROGRESIVO POR PLASTICIDAD Y FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ACERO AUSTENITICO 316L

**J. Toribio y E.R. Justo**

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 trabajo analiza el proceso de daño progresivo producido por causas mecánicas (plasticidad) y ambientales (fragilización por hidrógeno) en un acero inoxidable austenítico tipo 316L. Los resultados del análisis demuestran que el daño micromecánico producido por el hidrógeno se concentra en un anillo exterior circunferencial, concéntrico con el área circular de la sección neta de las probetas entalladas. La apariencia microscópica de esta *zona fragilizada* o *área dañada* es muy rugosa e irregular en la escala microscópica, con evidencia de *fisuración secundaria*. Esto contrasta con la superficie lisa (a escala microscópica) creada por crecimiento y coalescencia de micro-huecos en el núcleo central que no está fragilizado por hidrógeno y por tanto se fractura por razones de tipo mecánico. La profundidad del daño producido por el hidrógeno se cuantifica fractográficamente y se relaciona con las variables de ensayo.

**Abstract.** This paper analyzes the process of progressive damage produced by mechanical origins (plasticity) and environmental causes (hydrogen embrittlement) in 316L austenitic stainless steel. Results of the analysis show that the micromechanical damage created by hydrogen is concentrated in a external circumferential ring with the same center as the cross sectional area of the notched samples. The microscopical appearance of this *embrittled zone or damaged area* is very rough and irregular at the micro-scale, with evidence of *secondary cracking*, in contrast with the smooth surface (at the micro-scale) created by micro-void coalescence (*dimpled fracture*) in the inner core which is not embrittled by hydrogen and thus fails by mechanical reasons. The depth of the hydrogen damaged zone is quantified by fractographic methods and related to the test variables.

## 1. INTRODUCCION

El acero austenítico 316L recocido es uno de los candidatos para ser utilizado como material estructural en la primera pared del próximo reactor internacional de fusión nuclear de tipo experimental: ITER [1], por lo que el estudio de la susceptibilidad de este material al fenómeno de fragilización por hidrógeno es del máximo interés, al producirse hidrógeno *in situ* vía reacciones protón-neutrón dentro del proceso de fusión encaminado a la producción de energía.

En efecto, aunque el acero austenítico 316L tiene gran ductilidad y resistencia a la fractura en aire —lo cual ha sido fundamental en su elección— su resistencia a la fractura y la susceptibilidad a las entallas sufren una importante reducción en ambiente de hidrógeno [2,3], mayor aún en el acero 316L sensibilizado que en el recocido [4,5]. En el caso del recocido el daño producido por el hidrógeno se concentra en los escalones de carga previos a la rotura final [6]. Las topografías microscópicas de fractura confirman lo anterior, encontrándose fractura de tipo intergranular (IG) en el acero sensibilizado, y fractura por crecimiento y coalescencia de huecos (CCH) en el recocido [5,7].

Este trabajo presenta un estudio fractográfico cuantitativo en el que se analiza la evolución del proceso de daño progresivo producido por causas mecánicas (plasticidad) y ambientales (fragilización por hidrógeno) en el acero inoxidable austenítico tipo 316L, con el fin de establecer relaciones cuantitativas entre la profundidad de la zona dañada por el hidrógeno y el tiempo de fragilización. El estudio continúa la línea establecida en dos trabajos presentados en anteriores Encuentros del Grupo Español de Fractura, en los cuales se describió el programa experimental y la modelización mecánica del fenómeno de fragilización por hidrógeno[8,9].

## 2. PROGRAMA EXPERIMENTAL

El estudio se basa en los resultados experimentales de ensayos de fractura en aire y en ambiente de hidrógeno [8,9] sobre muestras entalladas de acero austenítico 316L recocido suministrado en placas laminadas. La composición química del acero se da en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero (%)

| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.018 | 1.75 | 0.35 | 0.02 | 0.001 | 17.30 | 12.09 | 2.31 |

Se eligieron dos geometrías de entalla A y C de muy diferentes radios, como se aprecia en la Fig. 1.

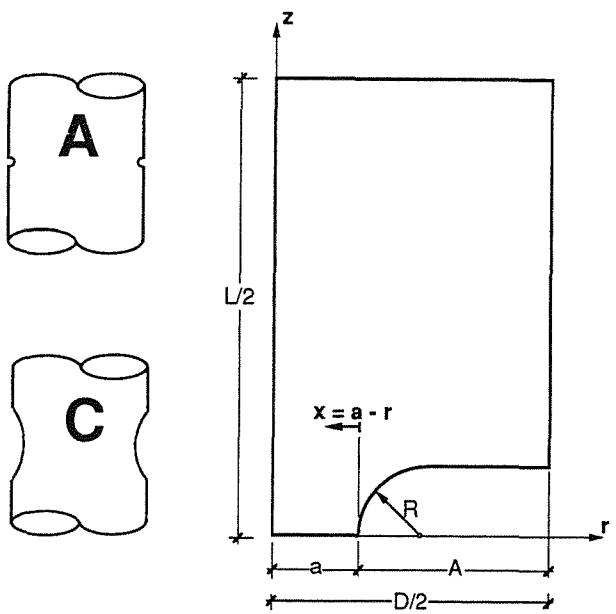



Fig. 1. Geometrías de las probetas entalladas A y C.

Las dimensiones de las probetas entalladas A y C son las siguientes:

| | | |
|---|---|---|
| Geometría A: | R/D = 0.03 | A/D = 0.10 |
| Geometría C: | R/D = 0.36 | A/D = 0.10 |

donde R es el radio en el fondo de la entalla, A la profundidad de entalla y D el diámetro de la probeta, igual a 6 mm en todos los casos.

En aire se ensayaron dos probetas por geometría, una mecanizada en la dirección longitudinal (A) y otra en la transversal (B), denominándose las probetas AA, AB, CA y CB, donde la primera letra indica la geometría y la segunda la orientación. El comportamiento mecánico de las probetas durante el ensayo resultó claramente dúctil, de forma que la curva carga-desplazamiento presentó una rama de descenso considerable, a partir del punto de carga máxima, hasta la rotura final. No se apreciaron grandes diferencias de comportamiento entre los dos tipos de geometría de entalla.

Los ensayos de fragilización por hidrógeno se realizaron a velocidad de desplazamiento constante en solución de $H_2SO_4$, a potencial catódico de −1200 mV vs ECS [8]. Las velocidades de desplazamiento aplicadas quedaron comprendidas en el intervalo de 0.01 μm/s a 2.5 μm/s. El comportamiento mecánico fue predominantemente dúctil (al igual que en aire), con claro descenso en la curva carga-desplazamiento, y sin grandes diferencias de comportamiento de una a otra geometría de entalla.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados experimentales de los ensayos en aire y en hidrógeno se muestran en la Tabla 2, donde los datos en cursiva y con numeración precedida de cero corresponden a los ensayos en aire. En los ensayos de fragilización se midió la *carga máxima* $F_m$ (carga de fallo correspondiente al instante de inestabilidad) así como el tiempo hasta carga máxima $t_m$ (que se denominará *tiempo de fragilización*) y el *tiempo hasta la rotura* final de la muestra $t_R$ o duración de ensayo, así como una *profundidad de daño* x que se definirá en el análisis fractográfico (sección siguiente). En todos los ensayos se midió el *diámetro neto* d' al final del ensayo y la *pérdida porcentual de área* z en la sección neta, que es una medida de la ductilidad.

Con el fin de elucidar la conveniencia de usar o bien el tiempo de fragilización $t_m$ o bien el tiempo hasta rotura $t_R$ como variable independiente en el análisis, en la Fig.2 se representa la diferencia $\Delta t = t_R - t_m$ en función de $t_m$ en escala bilogarítmica, pudiendo apreciarse que los resultados correspondientes a todas los geometrías y orientaciones se agrupan en torno a una recta, lo que supone una relación $\Delta t = k(t_m)^n$, obteniéndose en este caso $n \approx 1$ y $k \approx 0.2$, es decir, $\Delta t = 0.2\ t_m$, por lo que resulta indiferente expresar los resultados en función de $t_m$ o de $t_R$, utilizándose en adelante la primera (tiempo de fragilización) para el análisis.

La Fig. 3 ofrece la relación entre la carga máxima en hidrógeno $F_m$ y su valor en aire $F_o$ en función del tiempo de fragilización $t_m$, para ambas geometrías y orientaciones con respecto a la dirección de laminado. Todos los resultados se agrupan en la misma banda experimental, por lo que ni el radio en el fondo de la entalla ni la orientación influyen desde el punto de vista macroscópico en la fragilización. La similitud de resultados para las dos geometrías de entalla 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 igualdad de resultados en la dirección del laminado y en la perpendicular, por su parte, indica que el acero tiene un comportamiento isótropo en ambiente de hidrógeno, al igual que lo tenía en el caso de fractura en aire.

Tabla 2. Resultados experimentales

| Geom | $t_m$ (h) | $t_R$ (h) | $F_m/F_O$ | d' (mm) | z (%) | x (mm) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| *AA01* | — | — | — | *2.12* | *80.7* | — |
| AA1 | 0.37 | 0.44 | 0.97 | 2.84 | 65.0 | 0.24 |
| AA5 | 1.1 | 1.40 | 0.96 | 3.54 | 45.6 | 0.48 |
| AA3 | 3.4 | 4.15 | 0.93 | 3.58 | 44.4 | 0.54 |
| AA4 | 30 | 36.9 | 0.88 | 3.78 | 38.0 | 0.81 |
| *AB02* | — | — | — | *2.42* | *74.6* | — |
| AB5 | 1.2 | 1.42 | 0.96 | 3.72 | 39.9 | 0.46 |
| AB0 | 3.2 | 4.07 | 0.95 | 3.65 | 42.2 | 0.56 |
| AB4 | 8.0 | 9.83 | 0.90 | 3.81 | 37.0 | 0.57 |
| AB3 | 50 | 58.6 | 0.87 | 4.02 | 29.9 | 0.75 |
| *CA01* | — | — | — | *2.38* | *75.4* | — |
| CA2 | 0.38 | 0.49 | 0.97 | 2.48 | 73.3 | 0.20 |
| CA3 | 3.5 | 4.70 | 0.93 | 2.73 | 67.7 | 0.32 |
| CA4 | 11 | 14.8 | 0.91 | 3.26 | 53.9 | 0.68 |
| CA5 | 65 | 88.7 | 0.85 | 3.52 | 46.2 | 0.76 |
| *CB02* | — | — | — | *2.57* | *71.3* | — |
| CB2 | 1.3 | 1.62 | 0.96 | 2.63 | 70.0 | 0.22 |
| CB0 | 3.3 | 4.35 | 0.93 | 2.86 | 64.5 | 0.37 |
| CB3 | 85 | 104.3 | 0.86 | 3.14 | 57.2 | 0.71 |

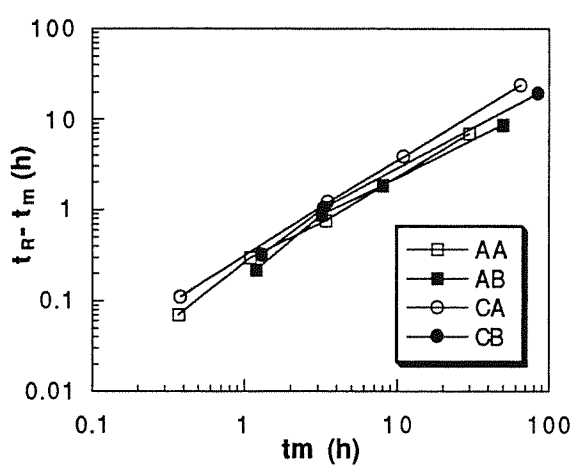



Fig. 2. Comparación entre tiempo de fragilización $t_m$ y tiempo hasta rotura $t_R$.

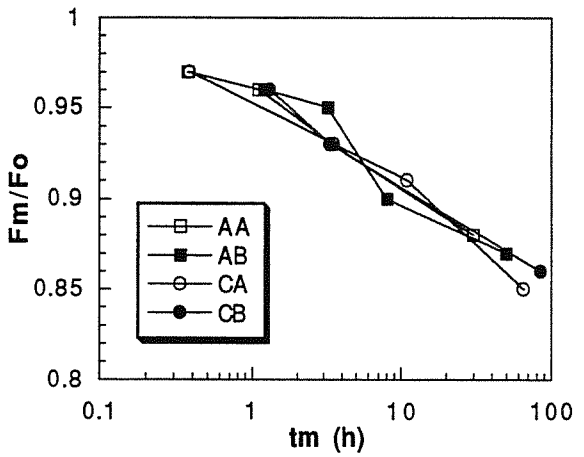



Fig. 3. Carga máxima en ambiente de hidrógeno en función del tiempo de fragilización.

En la Fig. 4 se muestra la pérdida porcentual de área en ambiente de hidrógeno en función del tiempo de fragilización, observándose que la primera es función decreciente del segundo. Se aprecia además que la pérdida de ductilidad asociada con la fragilización es mayor en las probetas de menor radio de entalla, lo que indica que la entrada del hidrógeno puede verse favorecida por la concentración tensional —o deformacional— en las proximidades del fondo de la entalla.

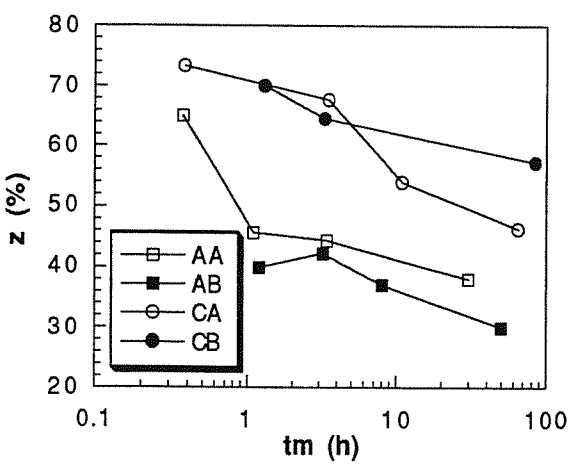



Fig. 4. Pérdida porcentual de área en ambiente de hidrógeno en función del tiempo de fragilización.

## 4. ANALISIS FRACTOGRAFICO

Se realizó un exhaustivo análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido de todas las muestras ensayadas en aire y en ambiente de hidrógeno, para lo cual se elaboraron los micro-mapas de fractura (MMF) de la sección neta de las probetas al final del ensayo, comprobándose en primer lugar que, al igual que en el

caso de los resultados macroscópicos, no cabe encontrar diferencias apreciables en la dirección del laminado y en la perpendicular.

El análisis de los ensayos de fractura en aire reveló un alto grado de plasticidad previa a la rotura, de forma que la superficie exterior de la entalla toma la apariencia característica de "piel de naranja". La fractura final se produce en una sección neta circular con mucha menor área que la sección inicial (a consecuencia de la plasticidad antedicha), y la topografía microscópica de fractura en dicha sección es de tipo crecimiento y coalescencia de huecos (CCH), lo que es consecuente con el tipo de daño mecánico por plasticidad que desemboca en el fallo por inestabilidad plástica.

La influencia de la geometría de entalla en los MMF obtenidos en aire se refleja en el tipo de microhuecos que se observan en la superficie de fractura CCH. Mientras que en la geometría A (entalla aguda; mayor triaxialidad) la densidad de microhuecos es muy alta, la geometría C (entalla roma; menor triaxialidad) presenta menor densidad de microhuecos, si bien el tamaño máximo de éstos es mayor. Este hecho resulta consistente con los modelos clásicos de crecimiento de huecos, que postulan que la triaxialidad potencia la tasa de crecimiento de huecos pero limita el tamaño crítico de microhueco.

En el caso de los ensayos en ambiente de hidrógeno, el desarrollo dúctil —medido en pérdida de sección neta— es menor, y consecuentemente la superficie exterior de la entalla con apariencia de "piel de naranja" también es menor. En la superficie interior de fractura (circular), se pueden distinguir claramente dos topografías de fractura: un anillo exterior circunferencial, de profundidad más o menos uniforme, con apariencia de microfisuración —o fisuración secundaria— y un núcleo interior circular formado por CCH. Así pues, aunque el mecanismo final de fractura es de tipo CCH tanto en aire como en hidrógeno, en este último caso el inicio de la fractura se produce en forma de daño consistente en microfisuración producida por el hidrógeno en todo el anillo exterior próximo a la entalla.

El hidrógeno inhibe el crecimiento de microhuecos en el anillo exterior, creando la antedicha topografía de daño. Como consecuencia de este hecho, la triaxialidad en el núcleo interior crece por la multifisuración secundaria del anillo exterior, aumentando la tasa de producción de microhuecos y disminuyendo su tamaño crítico. Como consecuencia, la apariencia de la superficie CCH en los ensayos en ambiente agresivo es similar en ambos tipos de entalla (al multifisurarse alcanzan un nivel de triaxialidad similar) y parecida a la que se obtiene en aire para la entalla A, con menor radio en el fondo.

Con respecto a la propia *zona fragilizada* en forma de anillo microfisurado, puede decirse que a grandes rasgos su apariencia es similar en todos los ensayos, aunque su rugosidad aumenta con el tiempo de fragilización, de forma que en los ensayos más largos la evidencia de fisuración múltiple a varios niveles (y por tanto extendida en volumen) aumenta. La profundidad $x$ de esta zona fragilizada se ha medido en los MMF con respecto al fondo de la entalla (cf. Fig. 1), en ocho puntos equidistantes situados en el anillo circunferencial dividido en sectores de 45º. Los resultados se dan en las Figs. 5 a 8, donde pueden apreciarse variaciones en laprofundidad que en general no son excesivas para un análisis fractográfico cuantitativo, por lo que la profundidad del anillo puede considerarse uniforme y obtenerse un valor medio para cada ensayo.

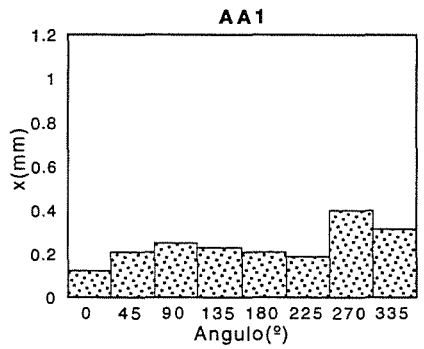
La profundidad media del daño se da en la Tabla 2, mientras que la Fig. 9 muestra la representación gráfica de la profundidad de la zona dañada por el hidrógeno en función del tiempo de fragilización (representado en escala logarítmica). Se ve claramente que la profundidad de daño crece al aumentar la duración de ensayo, y que los resultados no dependen en absoluto de la orientación de la probeta con respecto a la dirección del laminado, ni tampoco se aprecia una dependencia definida de la geometría de entalla, lo que resulta coherente con los razonamientos anteriores, pues el daño producido por el hidrógeno consiste en microfisuración del anillo próximo al fondo de la entalla y esto produce una elevación del nivel de triaxialidad e iguala la situación de las dos geometrías entalladas.

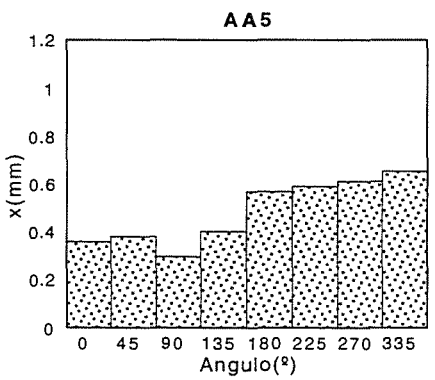
De la Fig. 9 se desprende que, aun con una dispersión considerable, los resultados de profundidad de daño para todas las geometrías se agrupan en una misma banda experimental. Para obtener una relación funcional se realizó una representación en escala bilogarítmica, ajustándose una recta, lo que supone una relación $x = k(t_m)^n$, obteniéndose en este caso $n \approx 1/4$ y $k \approx 3.86 \times 10^{-5}$ [S.I], es decir, la relación entre la profundidad de daño y el tiempo de fragilización es:

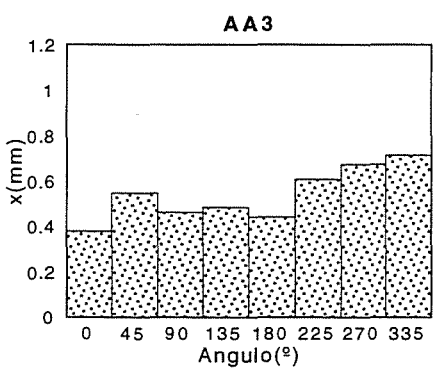
$$x = 3.86 \times 10^{-5} \ (t_m)^{1/4} \qquad [S.I]$$

que naturalmente sólo resulta válida para el intervalo de tiempos de fragilización utilizado en la experimentación, pues la tendencia asintótica predice que cuando el tiempo de fragilización aumenta indefinidamente (ensayos cuasi-estáticos) la profundidad de fragilización también lo hace, lo que no resulta físicamente plausible.

No obstante la tendencia general anterior para todas las geometrías, los resultados parece que destilan una tendencia a profundidades de daño algo mayores para la entalla de menor radio de curvatura y, por tanto, de mayor triaxialidad (tipo A), lo que puede indicar que la concentración tensional (o deformacional) potencia el transporte de hidrógeno, bien por difusión, bien por movimiento de dislocaciones.



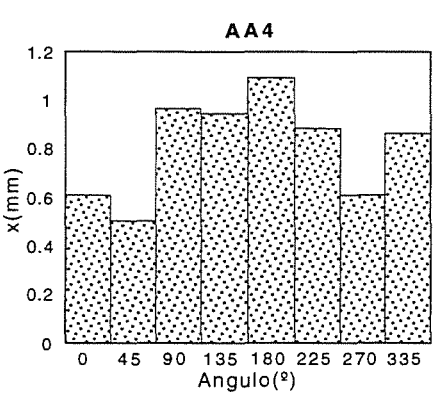
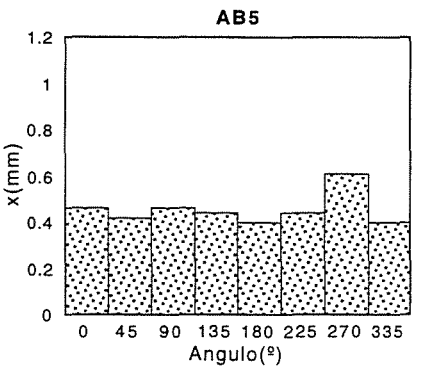
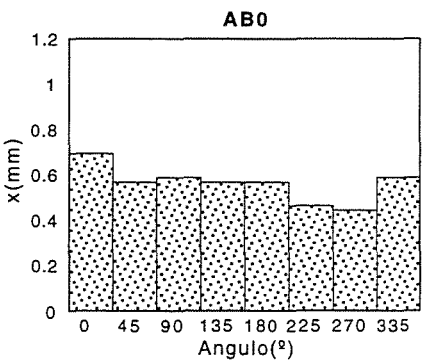
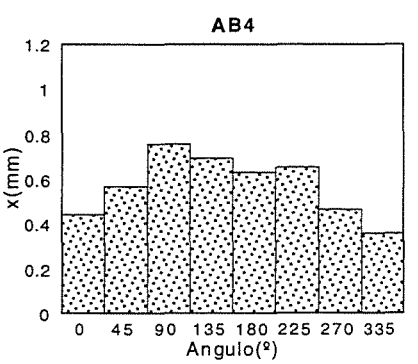




Fig. 5. Profundidad de la zona fragilizada (geom. AA)



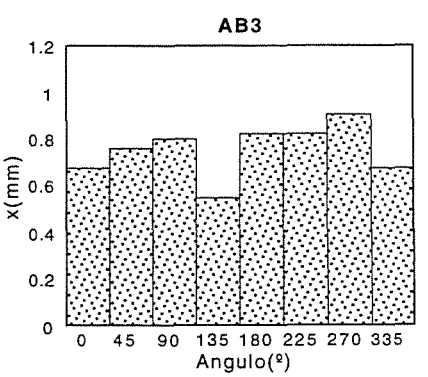
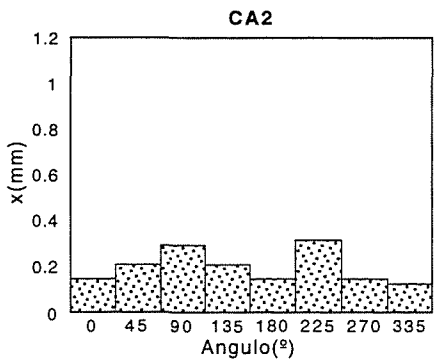
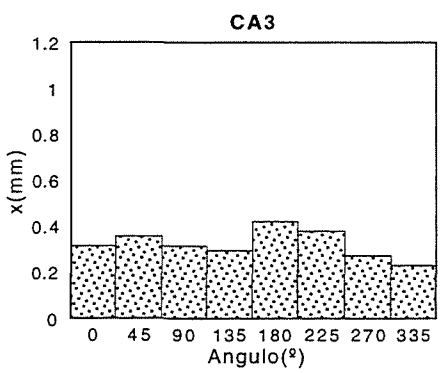
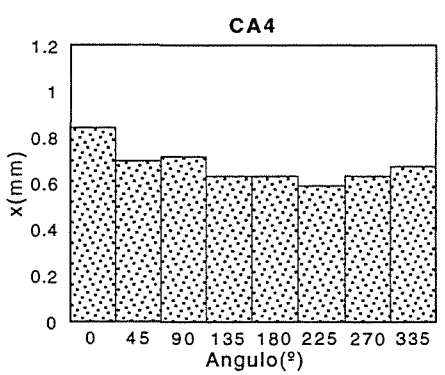




Fig. 6. Profundidad de la zona fragilizada (geom. AB)



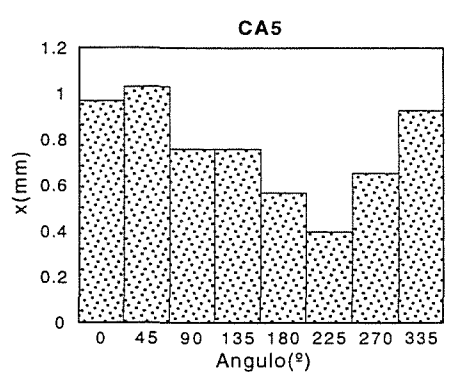
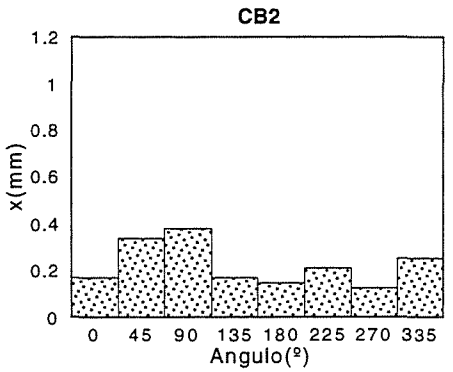
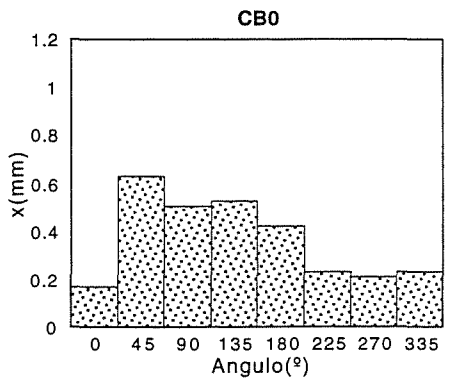




Fig. 7. Profundidad de la zona fragilizada (geom. CA)



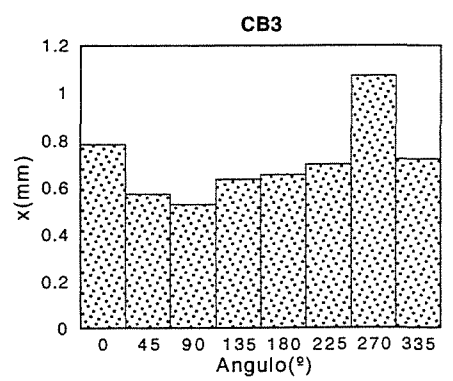




Fig. 8. Profundidad de la zona fragilizada (geom. CB)

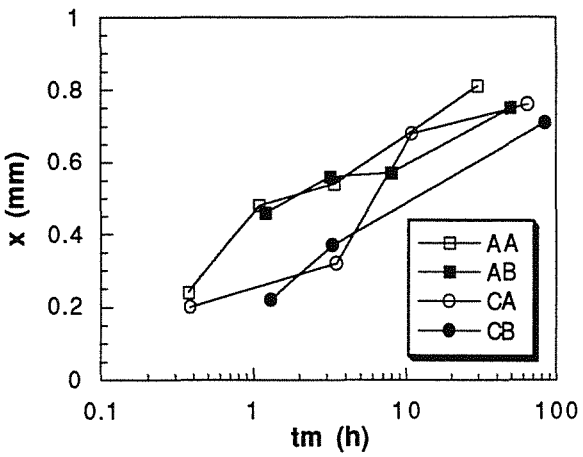



Fig. 9. Profundidad de la zona dañada por el hidrógeno en función del tiempo de fragilización.

## 5. CONCLUSIONES

La fractura en aire se produce por plasticidad, con apariencia exterior de "piel de naranja" y topografía de fractura interior formada por crecimiento y coalescencia de huecos (CCH). El tipo de microhuecos de fractura resulta afectado por la geometría de la entalla, y por tanto por su triaxialidad.

En ambiente de hidrógeno la ductilidad es menor, y la apariencia exterior de "piel de naranja" disminuye. A cambio aparece una zona fragilizada con daño consistente en microfisuración y forma de anillo circunferencial próximo al fondo de la entalla, rodeando un núcleo circular interior en el cual la fractura es también CCH. El tipo de microhuecos de fractura es en este caso similar en las dos geometrías de entalla, como consecuencia del aumento de triaxialidad asociado con la fisuración secundaria inducida por el hidrógeno.

La apariencia general de la zona fragilizada es similar en todos los casos, aunque su rugosidad aumenta con el tiempo de fragilización, de forma que para los ensayos más lentos puede hablarse de multifisuración a varios niveles, probablemente extendida en volumen. La profundidad de daño es función creciente del tiempo de fragilización, con una dependencia funcional del tipo raíz cuarta del tiempo.

*Agradecimientos*

Este trabajo ha sido financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT: 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 de los Profs. M. Elices y A. Valiente (Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid).

## REFERENCIAS

[1] NET Status Report, Commission of the European Communities, Directorate General XII-Fussion Programme, Brussels, December 1985.

[2] 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, Blascksburg, VA, 1981) pp. 283-302.

[3] 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.

[4] 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, Wyoming, USA, 1989).

[5] 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.

[6] 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.

[7] P. Rozenak and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* **61** (1983) 31-41.

[8] J. Toribio, *An. Mecánica de la Fractura* **8** (1991) 149-154.

[9] A. Valiente, J. Toribio, R. Cortés y L. Caballero, *An. Mecánica de la Fractura* **11** (1994) 435-442.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# APROXIMACION GLOBAL AL FENOMENO DE FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ACERO AUSTENITICO 316L

**J. Toribio[1], E.R. Justo[1], R. Cortés[2], L. Caballero[3] y A. Valiente[3]**

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

[2] Departamento de Ingeniería, Universidad Carlos III
Escuela Politécnica Superior, Butarque 15, 28911 Leganés, Madrid

[3] Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid

**Resumen.** Se presenta una aproximación global al fenómeno de fallo inducido por hidrógeno en acero austenítico 316L, que incluye análisis experimental, fractográfico, teórico y numérico con el fin de abordar todos los aspectos del proceso de fractura. En este artículo se discute la adecuación física de los modelos mecánicos de fragilización por hidrógeno (de extensión de entalla y de fisuración de entalla), comparando la *profundidad de daño virtual* (teórica) predicha por los modelos con la *zona fragilizada* (microfísica) medida en el análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido. Además se realiza una modelización numérica de la difusión de hidrógeno en el acero. Utilizando un coeficiente de difusión constante —el correspondiente al material no dañado— se concluye que la difusión no es un mecanismo clave en la fragilización por hidrógeno, de tal modo que habría que considerar el transporte de hidrógeno *acelerado* por el propio proceso de microdaño.

**Abstract.** An integrated approach to the modelling of hydrogen-assisted failure in 316L steel is presented. The approach includes experimental, fractographic, theoretical and numerical analysis to achieve an interdisciplinary method. In this paper the physical adequacy of the mechanical models of hydrogen embrittlement (notch extension model and notch cracking model) is discussed by comparing the *virtual damage depth* (theoretical) predicted by the models with the *embrittled zone* (micro-physical) measured in the fractographic analysis by scanning electron microscopy (SEM). In addition, a numerical modelling of hydrogen diffusion is performed. Using a constant hydrogen diffusion coefficient, it is concluded that bulk diffusion is not important in hydrogen embrittlement of 316L steel, so as hydrogen transport accelerated by the microdamage itself should be taken into account.

## 1. INTRODUCCION

Se presenta una aproximación global al fenómeno de fallo inducido por hidrógeno en acero austenítico 316L, que incluye análisis experimental, fractográfico, teórico y numérico con el fin de abordar todos los aspectos del proceso de fractura. El programa experimental consistió en ensayos de fractura en aire y en ambiente de hidrógeno sobre muestras entalladas con diferentes geometrías [1]. En [2] se formularon dos modelos micromecánicos de daño producido por el hidrógeno a modo de extensión virtual de la entalla en forma de entalla secundaria (modelo de extensión de entalla-NEM) o fisura macroscópica (modelo de fisuración de entalla-NCM). Los resultados del análisis fractográfico se presentan en [3], y muestran que el daño micromecánico producido por el hidrógeno se concentra en un anillo exterior circunferencial concéntrico con la sección neta de las probetas entalladas. En este artículo se discuten y comparan las diferentes aproximaciones.

## 2. CUANTIFICACION FRACTOGRAFICA DEL DAÑO PRODUCIDO POR EL HIDROGENO

El análisis fractográfico [3] permitió cuantificar el daño producido por el hidrógeno, midiendo la profundidad del anillo microfisurado. Los resultados se resumen en la Fig. 1 para todas las geometrías entalladas utilizadas en el estudio (cf. [3]), de donde se puede obtener la siguiente relación funcional entre la profundidad de daño x y el tiempo de fragilización $t_m$:

$$x = 3.86 \times 10^{-5} \ (t_m)^{1/4} \quad [S.I] \qquad (1)$$

válida para ambas geometrías de entalla de tipo A (de pequeño radio) y de tipo C (de gran radio). Se observa, no obstante, que los resultados de las probetas AA y AB se encuentran ligeramente por encima de los de CA y CB, por lo que en las Figs. 2 y 3 se muestran las tendencias para cada una de las geometrías, que permiten obtener los siguientes ajustes:

Geometría A: $x = 8.54 \times 10^{-5} (t_m)^{0.180}$ [S.I] (2)

Geometría C: $x = 1.58 \times 10^{-5} (t_m)^{0.324}$ [S.I] (3)

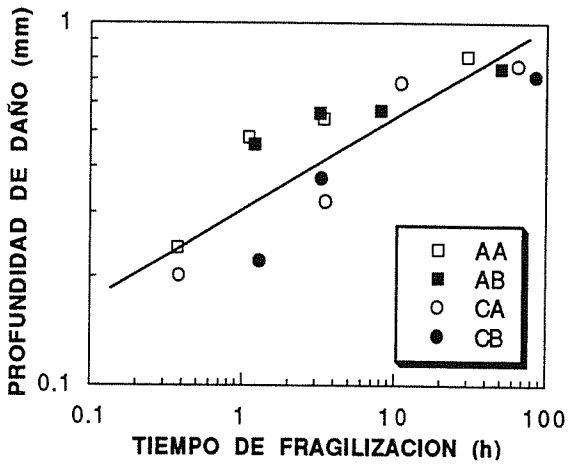



Fig. 1. Profundidad de daño vs. tiempo de fragilización.

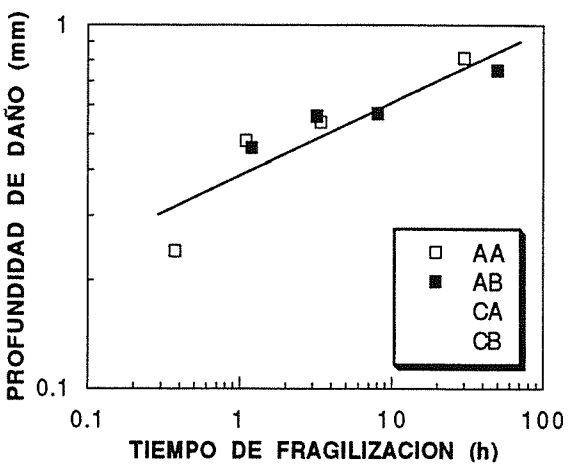



Fig. 2. Profundidad de daño vs. tiempo de fragilización para las geometrías con entalla de radio pequeño.

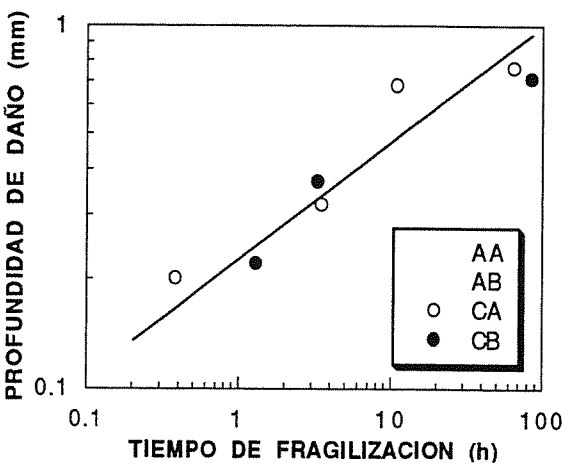



Fig. 3. Profundidad de daño vs. tiempo de fragilización para las geometrías con entalla de radio grande.

## 3. MODELIZACION MECANICA DEL DAÑO PRODUCIDO POR EL HIDROGENO

Para caracterizar mecánicamente la fragilización por hidrógeno, en [2] se formularon dos modelos que cubren situaciones opuestas (Fig. 4). 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.

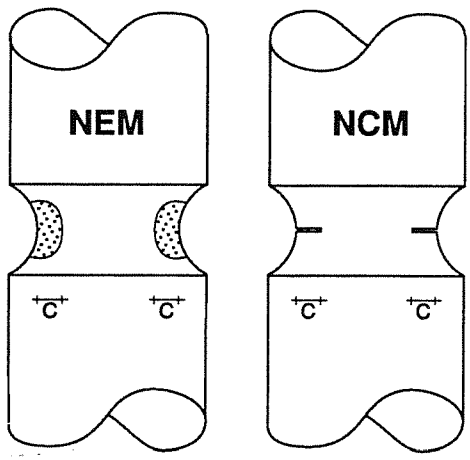



Fig. 4. Modelización mecánica del daño producido por el hidrógeno: *modelo de extensión de entalla* (NEM) y *modelo de fisuración de entalla* (NCM).

Para verificar ambos modelos contrastando sus predicciones con los resultados experimentales, se utilizó una ley de evolución de la profundidad de daño en función del tiempo de fragilización basada en la teoría elemental de difusión [2], es decir, del tipo $x = A\sqrt{t}$, demostrándose (Fig. 5) que el modelo NEM reproduce adecuadamente los resultados experimentales.

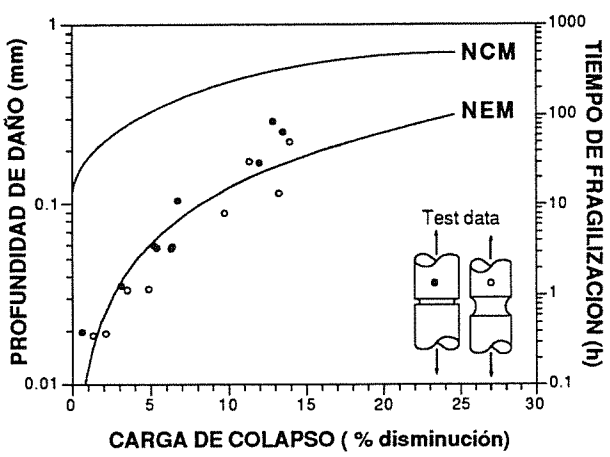



Fig. 5. Verificación de los modelos.

El modelo NEM resulta así adecuado desde el punto de vista mecánico, es decir, la intensidad del daño alrededor de la entalla puede considerarse suficientemente alta como para anular la resistencia mecánica de esta zona afectada en forma de *entalla virtual*, y la *profundidad de daño virtual* depende de la raíz cuadrada del tiempo de fragilización (4), según la siguiente relación:

$$x = 5.27 \times 10^{-7} \ (t_m)^{1/2} \quad [S.I] \qquad (4)$$

que es consistente con la teoría elemental de difusión:

$$x = 4\sqrt{Dt_m} \qquad (5)$$

La identificación de ambas ecuaciones proporciona un coeficiente de difusión *efectivo o aparente* de $1.74 \times 10^{-14}$ $m^2/s$, aproximadamente 100 veces el correspondiente al material inalterado, $1.6 \times 10^{-12}$ $cm^2/s$, según la referencia [4]. Otros valores similares de la difusividad y de la permeabilidad del hidrógeno en aceros inoxidables austeníticos pueden encontrarse en [5-7] Así pues, 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 con argumentos termodinámicos [8], o mediante observación experimental [9].

Sin embargo, desde el punto de vista físico, sólo un exhaustivo análisis microscópico de la zona dañada demostraría cual de los dos se ajusta mejor a la realidad física. Comparando la *profundidad de daño virtual* (teórica) predicha por el modelo (4) con la *zona fragilizada* (micro-física) medida en el análisis fractográfico (1-3) mediante microscopía electrónica de barrido, se pueden observar diferencias apreciables, y además cabe apreciar que el exponente del tiempo de fragilización en las ecuaciones (1-3) —correspondientes a la zona fragilizada medida al microscopio— es en todos los casos inferior a 0.5, y por tanto no resulta coherente con la teoría elemental de difusión.

Para calibrar ambos modelos, ahora desde el punto de vista no mecánico sino fractográfico, en la Fig. 6 se muestra la predicción de los modelos NEM y NCM y los resultados experimentales [3], expresados como relación entre la profundidad de daño medida fractográficamente y la carga de colapso en el ensayo de fragilización por hidrógeno (dividida por su valor en aire). Se puede apreciar que los resultados experimentales se agrupan en este caso sobre la curva del modelo NCM de fisuración de entalla, que resulta así más adecuado desde el punto de vista fractográfico, demostrándose que la zona dañada por el hidrógeno (anillo microfisurado) puede modelizarse como una fisura macroscópica que prolonga la entalla original. El hidrógeno potenciaría así el daño en forma de fisuración hasta el instante de carga máxima, a partir del cual se produce el fallo por instabilidad plástica asociado con un mecanismo de crecimiento y coalescencia de huecos en el interior.

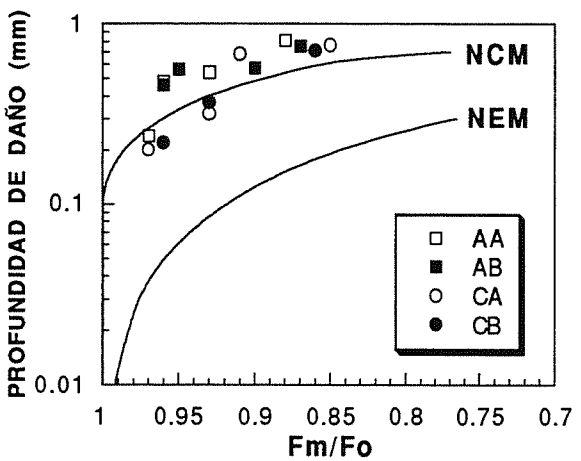



Fig. 6. Predicción de los modelos NEM y NCM y resultados experimentales, expresados como relación entre la profundidad de daño y la carga de colapso.

## 4. MODELIZACION NUMERICA DE LA DIFUSION DE HIDROGENO

La modelización numérica de la difusión de hidrógeno en las muestras se realizó a partir de un conjunto de ecuaciones de difusión no convencionales, según las cuales el hidrógeno se difunde no sólo a los puntos de menor concentración, sino también a los lugares de mayor tensión hidrostática. El programa computacional de difusión se ensambló con un código elastoplástico por elementos finitos, con el fin de calcular la evolución del estado tenso-deformacional en las muestras y la distribución de concentración de hidrógeno en todos los puntos del dominio y en cualquier instante.

El programa elastoplástico permitió simular el proceso de carga y obtener los valores de las variables locales (tensiones, de formaciones) en cualquier momento del proceso de carga, y en particular en el instante de fractura. El programa se basa en una formulación lagrangiana con un esquema de integración temporal explícita, de forma que los desplazamientos y velocidades en el escalón de carga $n+1$ se calculan a partir de las aceleraciones, velocidades y desplazamientos en el escalón de carga $n$ anterior. cuando la tensión efectiva o equivalente de Von Mises supera el límite elástico local, las componentes del tensor de tensiones se reducen a la superficie de cedencia por medio de un algoritmo de retorno radial. Mediante integración de las

tensiones a lo largo de caminos de integración es posible calcular las fuerzas que actúan sobre cada nodo, y también las aceleraciones nodales. El programa permite introducir relaciones tenso-deformacionales de tipo general, incluyendo endurecimiento por deformación y comportamiento viscoso.

En los cálculos para modelizar el comportamiento elastoplástico del acero austenítico 316L se consideró la hipótesis de comportamiento isótropo y la curva tensión-deformación del acero, obtenida mediante ensayos de tracción simple, se introdujo en el programa computacional como ecuación constitutiva de comportamiento elastoplástico. Aunque dicha relación se obtuvo a partir de ensayos en aire, se supuso válida para describir el comportamiento mecánico del material sano en ambiente de hidrógeno, de acuerdo con los resultados de Rosenthal y otros [10] que analizaron la influencia del hidrógeno en el comportamiento mecánico de aceros inoxidables austeníticos, concluyendo que el hidrógeno afecta muy débilmente la curva tensión-deformación del material y produce un efecto casi despreciable sobre el limite elástico y la tensión de rotura. Es más, dicha clase de efectos se concentran en los escalones finales del proceso de carga, los previos a la fractura final [11], siendo necesarias fugacidades de hidrógeno muy elevadas para detectarlos antes de dicha fractura final [12].

El programa numérico de difusión incluye condiciones de contorno de tipo Dirichlet (es decir, concentración de hidrógeno constante), de tipo Neumann (flujo de hidrógeno constante) y mixtas. En el caso que se analiza, la concentración de hidrógeno se supuso nula en todas las celdas computacionales en el inicio del proceso. El flujo de hidrógeno se consideró nulo en todos los contornos excepto en las superficie de la entalla, la cual permanece en contacto con el medio agresivo durante todos los ensayos de fragilización por hidrógeno. En cada celda computacional de este último contorno, el gradiente de concentración puede estimarse conociendo los valores de concentración en el contorno y en el centroide de la celda adyacente. De este modo, a partir del gradiente de concentración y del gradiente estimado de tensión hidrostática en la superficie, puede calcularse el flujo de hidrógeno en las muestras.

Puesto que los cálculos son explícitos, el intervalo temporal debe ser calculado en cada escalón de carga para evitar inestabilidades de tipo numérico, tanto en los cálculos tenso-deformacionales como en los de difusión. El intervalo temporal mecánico se eligió inferior a $\delta/c$, donde $\delta$ es la distancia mínima entre nodos adyacentes y c es la velocidad de las ondas de compresión. El intervalo temporal crítico para los cálculos de difusión se calculó mediante la expresión $\delta^2/\alpha D$, donde D es el coeficiente de difusión volumétrica y $\alpha$ un factor de amplificación de la escala de tiempo para el problema de la difusión con respecto al problema mecánico. De esta manera, el problema mecánico puede estudiarse en una escala de tiempo muy pequeña, mientras que el problema de difusión puede estudiarse simultáneamente a una escala mucho mayor, comparable a la de los experimentos reales.

El valor del coeficiente D utilizado en los cálculos, $1.6 \times 10^{-12}$ $cm^2/s$, se tomó de la referencia [4]. El proceso de difusión en los ensayos realizados en ambiente de hidrógeno con ambos tipos de entalla se modelizó numéricamente para calcular la concentración de hidrógeno en todos los puntos de la muestra en función del tiempo. La malla de elementos finitos utilizada en los cálculos se componía de 830 nodos y 760 elementos en el caso de la entalla de pequeño radio (tipo A), mientras que se utilizaron 221 nodos y 192 elementos en el caso de la entalla de gran radio (tipo C).

En las simulaciones, las muestras fueron cargadas a velocidad de solicitación constante. Simultáneamente, la superficie de la entalla fue expuesta a un ambiente agresivo, produciéndose la difusión de hidrógeno hacia el interior en la zona de la entalla. En el resto de la frontera del sólido se puede, pues, aplicar la condición de flujo nulo. Por esta razón, la escala temporal para el problema de la difusión hubo de ser amplificada de forma considerable para obtener un efecto de difusión apreciable. Así pues, en los cálculos finales se analizó el problema de difusión hasta una duración de 2 meses. Estas consideraciones no afectaron a los cálculos tenso-deformacionales, que se mantuvieron desacoplados del problema de difusión (aunque la recíproca no es cierta).

Los resultados numéricos demostraron que, incluso para una duración de ensayo de dos meses, el hidrógeno penetra muy poco en la muestra, alcanzando concentraciones de sólo un porcentaje muy bajo de la impuesta en el contorno para profundidades de penetración inferiores a 0.1 mm. Sin embargo, según los resultados experimentales, la pérdida de capacidad portante de las muestras entalladas es claramente apreciable incluso en los ensayos de fragilización más breves (de una hora de duración o menos). Este resultado refuerza la convicción de que la difusión a través de la red cristalina puede no ser el mecanismo fundamental de transporte de hidrógeno en el acero austenítico 316L, de forma que el mecanismo de degradación puede ser más bien de tipo superficial, consistente en potenciar la microfisuración en las proximidades de la superficie de la entalla y hacia el interior.

Utilizando un coeficiente de difusión constante —el correspondiente al material no dañado— se concluye que la difusión no es un mecanismo clave en la fragilización por hidrógeno, de tal modo que habría que considerar el transporte de hidrógeno *acelerado* por el propio proceso de microdaño. Por tanto el doble fenómeno de hidrogenación y daño en el material está acoplado en

forma de *daño inducido por hidrógeno* e *hidrogenación inducida por daño*. Para modelizar este proceso de transporte de hidrógeno acelerado por el micro-daño se considera un coeficiente de difusión —para el material dañado o fragilizado— superior al respectivo coeficiente en el material original. Esto resulta coherente con los resultados del análisis fractográfico y con la modelización mecánica del fenómeno.

## 5. CONCLUSIONES

Se ha realizado una aproximación global al fenómeno de fragilización por hidrógeno en acero austenítico 316L, incluyendo análisis fractográfico, teórico y numérico.

El estudio fractográfico permite obtener la profundidad real de daño correspondiente a la zona fragilizada o zona microdañada por el hidrógeno.

El modelo de extensión de entalla (NEM) resulta adecuado desde el punto de vista mecánico, y postula un daño virtual en forma de entalla secundaria cuya profundidad es coherente con la teoría elemental de difusión ($x=A\sqrt{t}$).

El modelo de fisuración de entalla (NCM) resulta adecuado desde el punto de vista fractográfico, y postula un daño virtual en forma de fisura secundaria cuya profundidad coincide con la profundidad real de daño medida en el análisis fractográfico.

La modelización numérica de la difusión permite afirmar que el transporte de hidrógeno por difusión es muy reducido en el material sano, por lo que debe considerarse un mecanismo de transporte por movimiento de dislocaciones o un coeficiente aparente de difusión —para el material dañado o fragilizado— superior al respectivo coeficiente en el material original. Esto resulta coherente con los resultados del análisis fractográfico y con la modelización mecánica del fenómeno.

### *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] J. Toribio, *Anales de Mecánica de la Fractura* **8** (1991) 149-154.

[2] A. Valiente, J. Toribio, R. Cortés y L. Caballero, *Anales de Mecánica de la Fractura* **11** (1994) 435-442.

[3] J. Toribio y E.R. Justo, *Anales de Mecánica de la Fractura* **14** (1997) en este volumen.

[4] M. R. Louthan, Jr. and R. G. Derrick, *Corros. Sci.* **15** (1975) 565-577.

[5] T. Tanabe and S. Imoto, in: *Proc. JIMIS-2, Hydrogen in Metals* (Minakami, Japan, 1980) pp.109-112.

[6] S. Xiukui, X. Jian and L. Yiyi, *Acta Metall* **37** (1989) 2171-2176.

[7] T.P. Perng and C.J. Altstetter, *Acta Metall.* **34** (1986) 1771-1781.

[8] M. R. Louthan, Jr., *Scripta Metall.* **17** (1983) 451-454.

[9] P. Rozenak, I.M. Robertson and H.K. Birnbaum, *Acta Metall. Mater.* **38** (1990) 2031-2040.

[10] Y. Rosenthal, M. Mark-Markowitch, A. Stern and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* **67** (1984) 91-107.

[11] H. Andriamiharisoa, M. Habashi, J. Galland and P. Azou, in: *Advances in Fracture Research (ICF5)*, eds. D. Francoise et al. (Pergamon Press, Oxford, 1981) pp. 1889-1897.

[12] 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.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS PERLITICOS CON DIFERENTES GRADOS DE TREFILADO

**M. Toledano y J. Toribio**

**Departamento de Ciencia de Materiales (ULC)**
**ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña**

**Resumen.** Este trabajo se centra en la fenomenología microscópica de la propagación de fisuras por fatiga (régimen subcrítico) y fractura (régimen crítico) en acero de pretensado, así como en los materiales que constituyen los productos previos del proceso de fabricación consistente en el paso por las sucesivas hileras de trefilado. El objetivo es elucidar los mecanismos microscópicos que conducen al fallo y determinar la posible variación del plano de propagación de la fisura con respecto al plano inicial. Las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (SEM) revelan en fatiga un comportamiento similar en todos los casos, mientras que los mecanismos responsables de la rotura varían en función del nivel de trefilado (y por tanto del grado de orientación de la microestructura) desde clivaje (C) hasta crecimiento y coalescencia de huecos (CCH).

**Abstract.** This work is focussed on microscopic phenomenology of crack growth by fatigue (subcritical regime) and fracture (critical regime) in prestressing steel and in the previous materials subjected to different cold drawing levels in the manufacturing route. The aim is to elucidate the microscopic mechanisms leading to failure and to determine the posible variation of the crack propagation direction with respect to the initial one. The SEM micrographs reveal a similar fatigue behaviour in all cases, while the fracture mechanisms depend on the cold drawing level (an thus on the degree of microstructural orientation) from cleavage (C) to micro-void coalescence (MVC).

## 1. INTRODUCCION

Este trabajo constituye una parte de un programa mucho más global y ambicioso en el que se pretende poner de manifiesto, a través de la Mecánica de Fractura, la influencia que sobre el acero de pretensado tiene el proceso de deformación en frío denominado trefilado.

Hasta el momento los estudios realizados en la misma línea se han centrado en alambrón (materia prima del trefilado) y en acero de pretensado, (material de alta resistencia que constituye la base resistente del hormigón pretensado).

La referencia [1] está íntegramente dedicada al análisis de la fractura de aceros para hormigón armado y pretensado, y en [2] se analiza la anisotropía resistente. En cuanto a procesos subcríticos de fractura en acero de pretensado (fatiga y corrosión bajo tensión) pueden citarse las artículos [3,4] sobre iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de pretensado. Las referencias [5,6] estudian la fisuración en ambientes agresivos de acero de pretensado en alambres libres de defectos pre-existentes (fisuras o entallas), y describen un tipo de fractura por deslaminación (o desfibrilación) longitudinal, denominada corrosión laminar [5] o corrosión-exfoliación [6]. Trabajos específicos sobre fragilización por hidrógeno (un tipo de corrosión bajo tensión muy frecuente) en alambre de pretensado pueden encontrarse en [7-9], analizándose el fenómeno para diversos tipos de defecto previo en el alambre: alambres lisos [7], entallados [8] y fisurados [9].

La continuación de esta labor requiere examinar y evaluar los distintos pasos que conducen de un extremo a otro de la línea de producción de la trefilería. En este proceso en que el acero experimenta un grado de deformación muy intenso y una reducción de la sección transversal en la que ciertos planos cristalográficos tienden a orientarse de un modo preferente con respecto a la dirección de deformación máxima: el eje del alambre.

En el material de partida (alambrón), las colonias de perlita están distribuidas de forma arbitraria y las propiedades mecánicas tienden a ser isótropas. A medida que aumenta el grado de trefilado, las colonias de perlitas se deforman y se orientan en la dirección de la deformación máxima, modificando las propiedades mecánicas, en función del grado de anisotropía desarrollado.

En una primera aproximación, y desde un punto de vista microscópico, el análisis de las topografías de fractura tanto en régimen subcrítico (fatiga) como en régimen crítico (fractura) para los diferentes grados de trefilado, permitirá poner de manifiesto los importantes micromecanismos que conducen a la rotura y al posible cambio de orientación en la propagación de las fisuras con respecto al plano inicial (propagación en modo mixto) en función de la anisotropía producida por el trefilado.

## 2. TECNICAS EXPERIMENTALES

El material de trabajo es acero hipoeutectoide con estructura de perlita con distintos grados de trefilado, desde alambrón de 12 mm de diámetro (sin trefilar), hasta acero de pretensado de 7 mm, (sometido a un proceso de baja relajación, en el cual pasa a través de un horno de inducción a unos 400 °C) así como 5 pasos intermedios del proceso de trefilado con diámetros de 10.8 mm, 9.5 mm, 8.90 mm, 8.15 mm y 7.5 mm. La reducción total del diámetro del acero desde el alambrón hasta obtener el acero de pretensado es del 41%. La composición química de los aceros se da en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química (%)

| C | Mn | Cr | Si | V | P | S |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.80 | 0.69 | 0.265 | 0.23 | 0.06 | 0.012 | 0.009 |

Los aceros ensayados han sido nombrados, según se indica en la Tabla 2, en función del diámetro de la sección.

**Tabla 2.** Nomenclatura en función del diámetro

| Diámetro(mm) | 12 | 10.8 | 9.5 | 8.9 | 8.15 | 7.5 | 7 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Nomenclatura | A0 | A1 | A2 | A3 | A4 | A5 | A6 |

El proceso al que han sido sometidas cada una de las probetas de acero en el laboratorio ha sido el siguiente:

- Entalle mecánico: Mediante una minicortadora se ha realizado una entalle en cada una de las probetas. La profundidad de la entalla varía entre el 7% y el 20% del diámetro de cada acero. A partir de esta entalla inicial la probeta es sometida a un ensayo de fatiga para conseguir la propagación de una fisura.

- Fisuración por fatiga: Se han realizado como mínimo dos ensayos de fatiga en control de carga y a amplitud constante para cada probeta.

-Rotura: Después del proceso de fatiga se lleva la probeta a rotura en un ensayo a tracción axial con velocidad de solicitación constante de 3 mm/min en control de posición.

## 3. ANALISIS FRACTOGRAFICO

Las superficies de fatiga y fractura de todas las probetas ensayadas se han analizado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) con un voltaje de aceleración de 20 kV y con una distancia focal entre 39 y 48 mm. El objetivo ha sido el de estudiar la influencia del grado de trefilado desde un punto de vista microscópico en la propagación de fisuras en régimen de fatiga y de rotura.

Las fotografías han sido tomadas en la dirección de avance de la fisura y de la rotura según se muestra en la Fig. 1

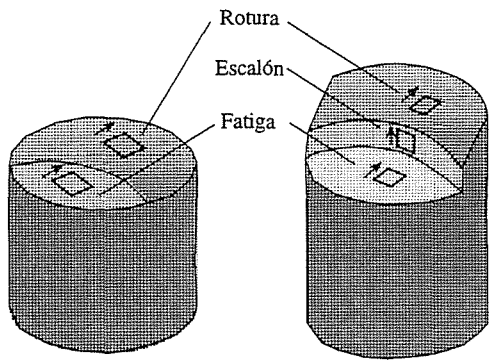
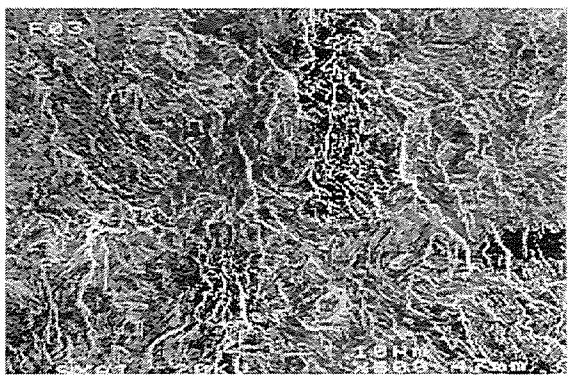


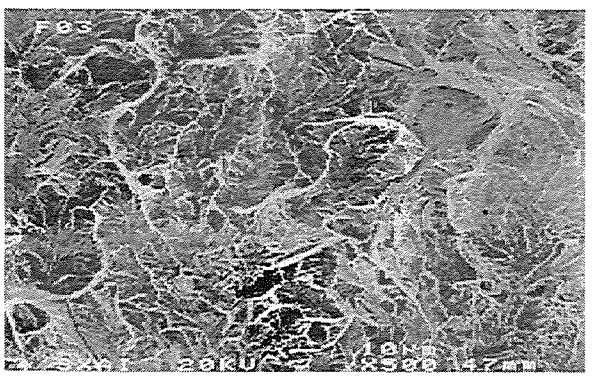

**Fig. 1.** Esquema de la dirección de las fractografías

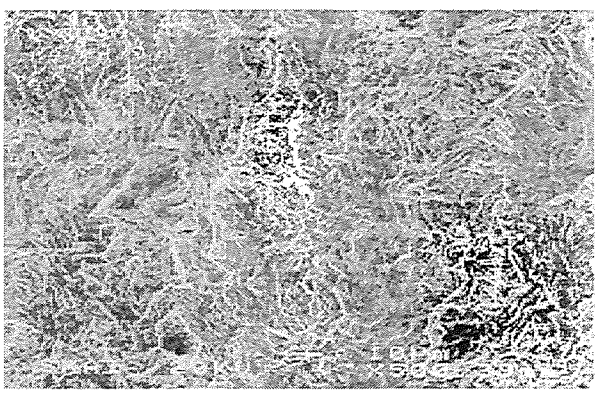
Las superficies de los aceros en el proceso de fatiga se presentan en la Fig. 2. Para los aceros A0 y A1 la imagen al microscopio revela una superficie de estrías alargadas en la dirección de avance de la fisura. En el acero A2 el aspecto es similar aunque las estrías comienzan a tener una forma sinusoidal. A partir del acero A3 las trazas más claras, que en los aceros anteriores de habían descrito como estrías, tienden a curvarse sobre sí mismas. El aspecto ampliado de la fatiga en el acero A3 (Fig. 3) muestra la existencia de láminas muy delgadas formando escalones (planos de deslizamiento), de tal forma que las trazas claras descritas anteriormente se hacen corresponder con el borde de estos planos.

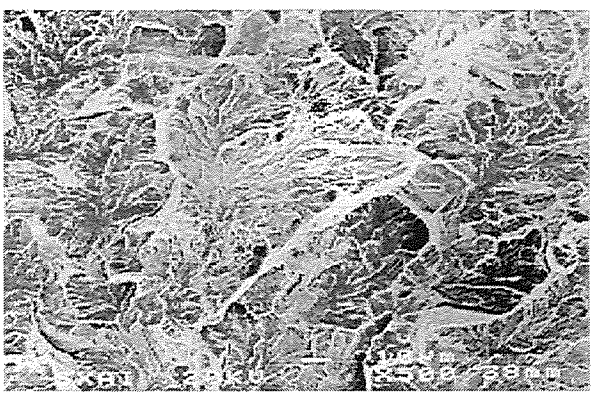
En general sería muy difícil establecer una clara diferencia entre un acero y otro observando únicamente la superficie de fatiga. La diferencia más clara se observa al comparar los dos extremos ; el acero A0 con una estructura de estrías alargadas y el acero A6 con una estructura arremolinada.

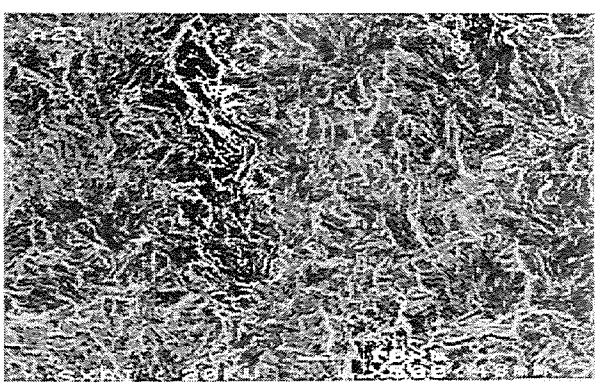
Las imágenes correspondientes a la rotura para cada acero se presentan en Fig. 4. En los primeros pasos del trefilado –hasta que el diámetro del alambre se reduce un

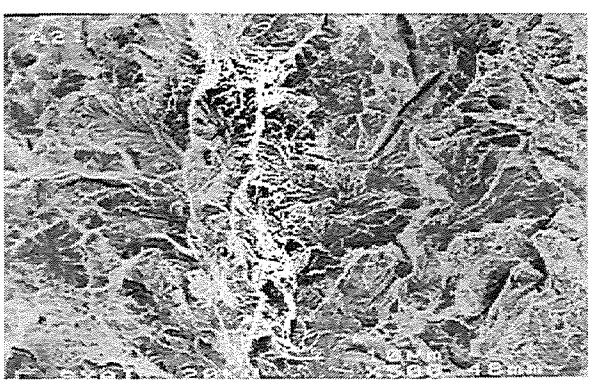


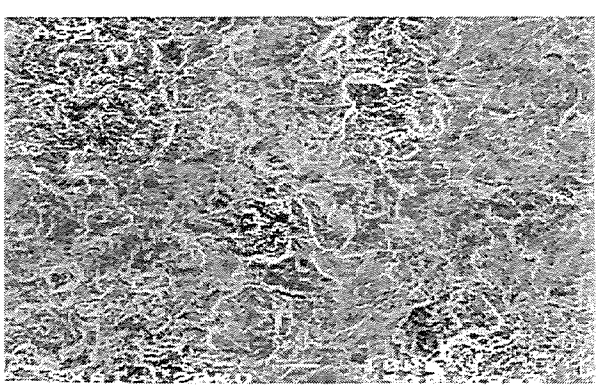












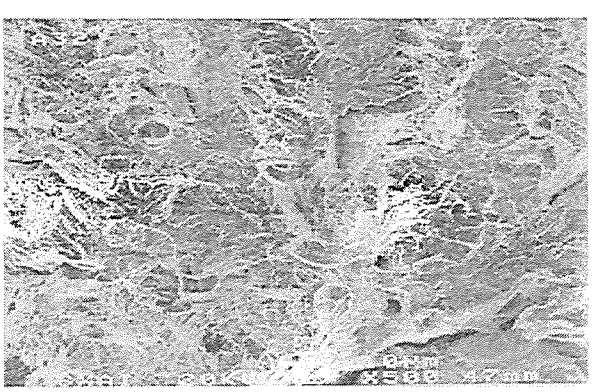
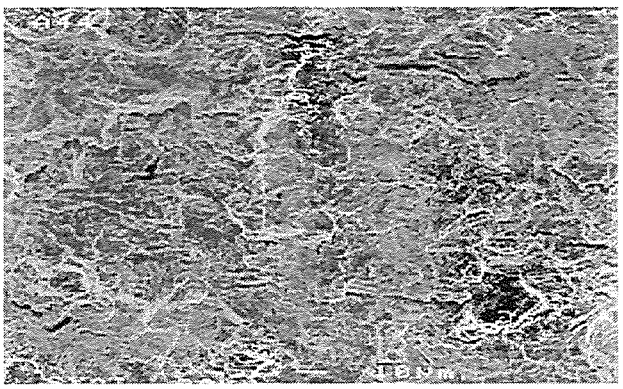
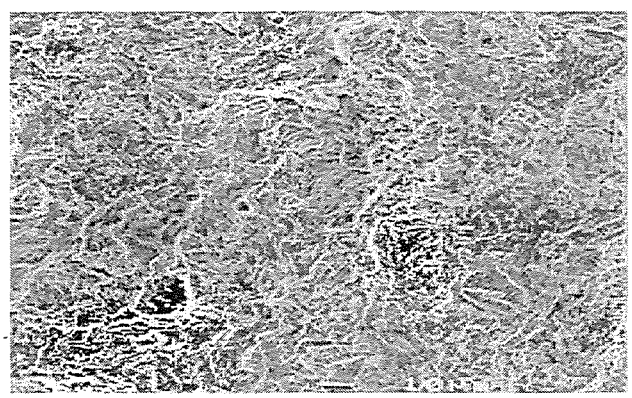
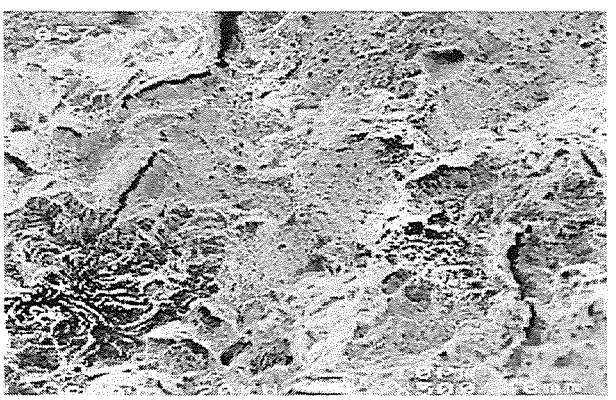


**Fig. 2.** Superficies de Fatiga. Aceros A0-A1-A2-A3 (Orden descendente)

**Fig. 4.** Superficies de Rotura. Aceros A0-A1-A2-A3 (Orden descendente)







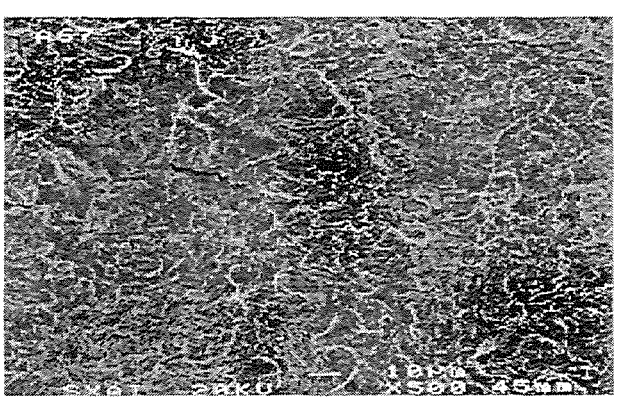


**Fig. 2'.** Superficies de Fatiga. Aceros A4-A5-A6
(Orden descendente)

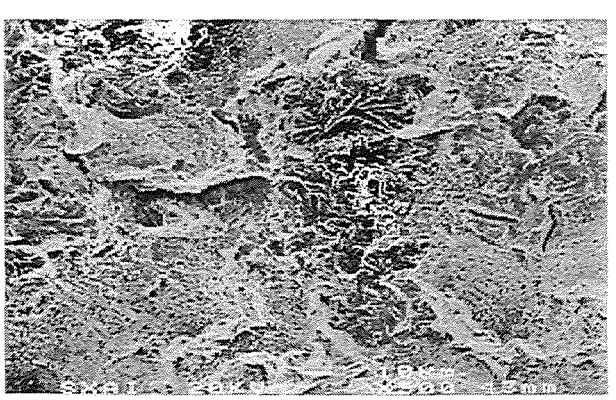


**Fig. 4'.** Superficies de Rotura. Aceros A4-A5-A6
(Orden descendente)

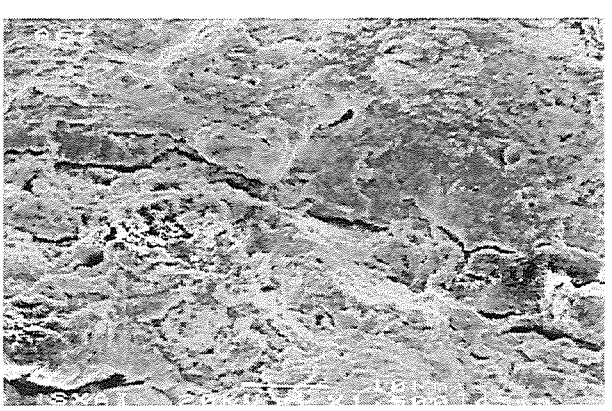


Fig. 3. Imagen ampliada de fatiga en acero A3 (× 1500)

25%, acero A3– la rotura se produce en el mismo plano de la fisura. La única diferencia entre ellos a nivel macroscópico es el aumento de la rugosidad de la superficie, pasando de ser prácticamente lisa para el acero A0, hasta encontrar una superficie en la que predominan las elevaciones y depresiones en el A3. En los bordes de la superficie de rotura se observa que aumenta el efecto de copa.

Para el alambrón A0 la rotura en tracción axial se produce por clivaje (C). En los aceros A2 y A3 lo más típico en la superficie de rotura es el clivaje con alguna presencia aislada de crecimiento y coalescencia de huecos (CCH), aunque en la zona próxima a la fisura de fatiga predomina el CCH. Para el acero A2 la extensión de esta zona tiene escasamente una longitud de 10 μm, mientras que para el acero A3, llega a medir entre 100 y 200 μm.

Para los aceros A4, A5, y A6, la rotura observada macroscópicamente se caracteriza por la presencia de un escalón a $90^0$ con respecto al plano inicial de la fisura de fatiga para a continuación propagarse la rotura en un plano que forma entre unos $20^0$ y $30^0$ con el inicial (en el acero A4, en algunos casos no aparece este escalón y simplemente se produce una elevación continua de la superficie de rotura). La forma en que se produce la rotura en los tres casos se podría esquematizar según se muestra en la Fig. 5.

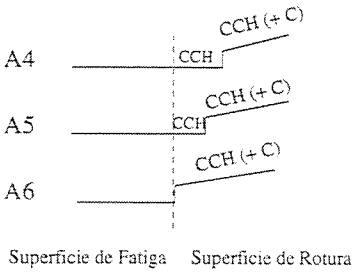



**Fig. 5.** Esquema de fatiga-rotura en los aceros con mayor grado de trefilado

En las imágenes siguientes se muestra el aspecto típico de la rotura en su forma de clivaje puro (Fig. 6), de crecimiento y coalescencia de huecos (Fig. 7), así como la imagen que ofrece el escalón a $90^0$ con la superficie de fatiga (Fig. 8).

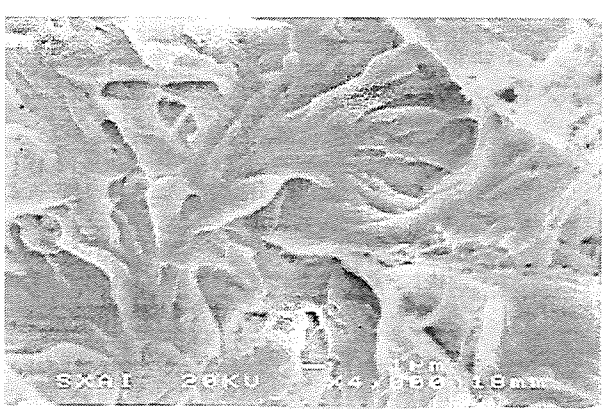


Fig. 6. Clivaje

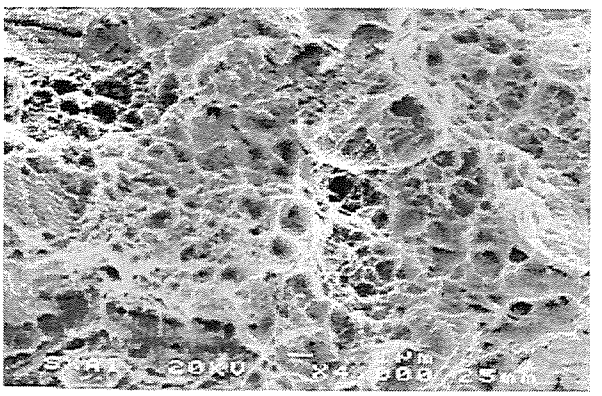


**Fig. 7.** Crecimiento y Coalescencia de Huecos

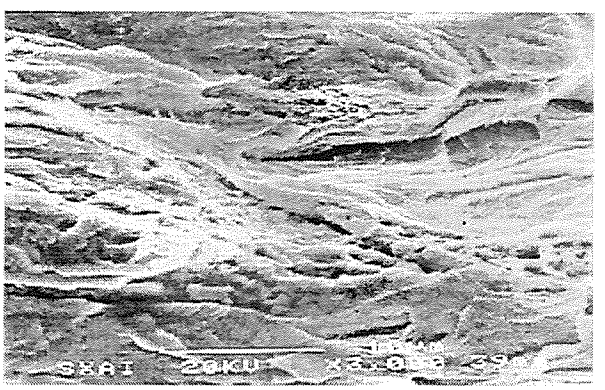


**Fig. 8.** Escalón a $90^0$

En cuanto a la observación al microscopio electrónico de las superficies de rotura para los aceros A4,A5 y A6, lo más característico es encontrar sólo CCH antes del escalón y CCH con algún C aislado después y en algunos puntos aislados algo de C. No se aprecia diferencia entre la zona inmediatamente posterior al escalón y cualquier otro punto de la superficie de rotura.

## 4. CONCLUSIONES

El análisis preliminar sobre acero perlítico eutectoide con distinto grado de trefilado ha conducido a las siguientes conclusiones:

1. La superficie de fatiga no presenta grandes variaciones entre los distintos aceros cuando se observa al microscopio electrónico de barrido.
2. En cuanto a la topografía de fractura, las diferencias de un acero a otro son claramente apreciables. Mientras que en el alambrón inicial (no trefilado) la rotura se produce por clivaje (C) a partir de la fisura de fatiga, en los primeros estadios de trefilado aparece fractura por crecimiento y coalescencia de huecos (CCH) y a continuación C. Los aceros fuertemente trefilados presentan un modo inicial de fractura de tipo CCH, a continuación un cambio de dirección de propagación (escalón a unos $90^0$ con respecto al plano inicial de propagación perpendicular al eje del alambre) y finalmente fractura tipo CCH (con algún C aislado) en una

dirección de propagación que difiere poco de la inicial de fatiga.

***Agradecimientos***

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica (DGICYT) y a la Xunta de Galicia por la financiación aportada para la realización de esta investigación a través de los proyectos UE94-001, XUGA – 11801A93 y XUGA – 11801B95. Igualmente agradecen la colaboración prestada por la empresa EMESA en el suministro del material para la elaboración de este trabajo.

## REFERENCIAS

[1] M. Elices, Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete. In *Fracture Mechanics of Concrete: Structural Application and Numerical Calculation* (Edited by G.C. Sih and A. DiTommaso), pp. 226-271, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands (1985).

[2] M.A. Astiz, A. Valiente, M. Elices and H.D. Bui, Anisotropic fracture behaviour of prestressing steels. In *Life Assessment of Dinamically Loaded Materials and Structures-ECF5* (Edited by L. Faria), pp. 385-396, EMAS, West Midlands, U.K. (1984).

[3] J. Llorca and V. Sánchez-Gálvez, Fatigue threshold determination in high strength cold drawn eutectoid steel wires. *Engng. Fracture Mech.* **26**, 869-882 (1987).

[4] J. Llorca and V. Sánchez-Gálvez, Fatigue limit and fatigue life prediction in high strength cold drawn eutectoid steel wires. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* **12**, 31-45 (1989).

[5] B.W. Cherry and S.M. Price, Pitting, crevice and stress corrosion cracking studies of cold drawn eutectoid steels. *Corros. Sci.* **20**,1163-1184 (1980).

[6] N. Sarafianos, Environmentally assisted stress-corrosion cracking of high-strength carbon steel patented wire. *J. Mater. Sci. Lett.* **8**, 1486-1488 (1989).

[7] J. Toribio and M. Elices, Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Int. J. Solids and Structures* **28** , 791-803 (1991).

[8] J. Toribio and M. Elices, The role of local strain rate in the hydrogen embrittlement of round-notched samples. *Corros. Sci.* **33**, 1387-1409 (1992).

[9] J. Toribio, Fracture mechanics approach to hydrogen assisted microdamage in eutectoid steel. *Metall. Mater. Trans. A* (In press).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE FISURAS EN EL ACERO PRETENSADO.

**J. Fullea*, C. Alonso*, C. González* C. Andrade* y V. López****

*** Instituto de Ciencias de la Construcción "Eduardo Torroja", CSIC, Serrano Galvache, s/n. Madrid**
**** CENIM. CSIC. Gregorio del Amo, 8. Madrid**

**Resumen**

El acero empleado en las estructuras de pretensado es un material sensible a la fragilización cuando actúan conjuntamente determinados ambientes agresivos bajo la acción de tensiones elevadas. Dichos procesos de fragilización llevan asociados fenómenos de formación y crecimiento de fisuras. La velocidad de propagación de las fisuras permite discriminar en cuanto al grado de agresividad del medio.

En el presente trabajo se ha querido contemplar el factor temperatura en la velocidad de propagación de fisuras en un medio agresivo (0.05 M $HCO_3$ y -300mV) capaz de inducir fragilización en el acero pretensado. El rango de temperaturas ensayado fue en el intervalo de 2 a 75°C y la técnica empleada fue la de tracción lenta. La longitud de fisura se determinó puliendo la probeta en dirección longitudinal y empleando microscopía óptica. Finalmente se comparan los datos experimentales con las teóricos obtenidos a partir de la aplicación de la teoría de la movilidad superficial.

Los resultados indican que existe un valor crítico de temperaturas, entre 30 y 40°C, donde la fragilización y la velocidad de propagación de la fisura es máxima. La propagación de la fisura frágil es en todos los casos de tipo transgranular.

**Abstract**

Steel used for construction of prestressed structures is a very sensitive material to embrittlement when specific aggressive environments operate togeather with high stresses. These embrittlement processes envolve phenomena of crack formation and growth. The propagation rate of the cracks allows reckoning the environment aggressiveness.

In this work the temperature factor of the aggressive environment determining the crack propagation rate (0.05 M $HCO_3^-$ and -300mV) susceptible of inducing embrittlement in prestressed steel has been considered. The range of temperatures tested was comprised between 2 and 75°, and the technique used was the slow strain rate. The crack length was determined by longitudinally polishing the specimen and using optic microscopy. Finally, experimental data were compared with the theoretical ones obtained from the application of the theory of superficial mobility.

Results indicate the existance of a critical temperature value between 30 and 40° C where embrittlement and the propagation rate of the crack is at the maximum. The propagation of the brittle crack in every case was transgranular.

## 1. INTRODUCCION

Los alambres de los aceros de hormigón pre y postensado se encuentran en un medio complejo donde tienen lugar reacciones electroquímicas que en ocasiones conducen al fallo de la estructura por corrosión bajo tensión (CBT).

Los estudio realizados en este campo, asocian la fisuración frágil del acero a defectos de diseño de la estructura y a una mala calidad del hormigón o del acero utilizado. Se conoce también la influencia negativa de determinados elementos que pueden estar presentes en el hormigón, imputando a éstos la etapa de iniciación de la fisura por disolución anódica de la capa pasiva del acero [1].

Hasta el momento no existe un mecanismo, comúnmente aceptado, que explique el fenómeno del la CBT. De las teorías existentes para explicar la fisuración de un metal sometido a tensiones de tracción en un medio agresivo: Disolución Anódica

[1], Clivaje Inducido [2] y Movilidad Superficial [3], únicamente esta última, permite predecir la velocidad de propagación de la fisura en función de las variables que intervienen, como son la composición del medio, la tensión a que está sometido el material, temperatura y resistencia a la tracción del material.

La idea de este mecanismo [3] se fundamenta en los trabajos de Rhead [4] que demuestra que la autodifusión superficial de un átomo puede cambiar drásticamente en presencia de contaminantes.

La grieta avanza un espacio atómico cada vez que llega una vacante al fondo de la fisura (figura 1), como consecuencia de la concentración de tensiones en ese punto. La velocidad de propagación de la fisura es dependiente de la difusión de los átomos sobrantes desde el fondo al exterior de la fisura. Dicha difusión se ve fuertemente influenciada por la presencia de sustancias en la superficie, como contaminantes o productos de corrosión.

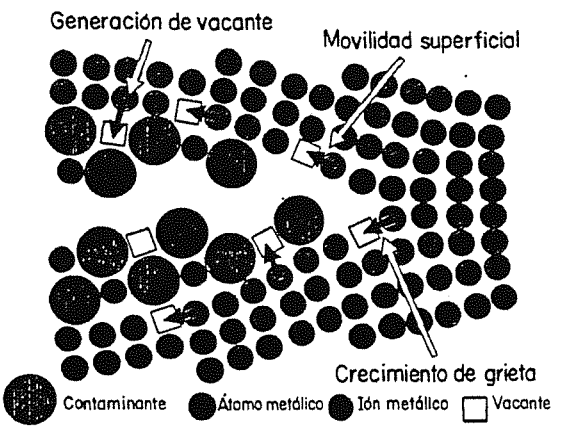



**Fig. 1.** Esquema del proceso de propagación de la fisura en presencia de un contaminante iónico.

Contaminantes de alto punto de fusión reducen la difusión superficial y por tanto inhiben la CBT, por el contrario se ha constatado que contaminantes que dan lugar a productos de bajo punto de fusión, incrementan en varios órdenes de magnitud la autodifusión superficial y por tanto aumentan la CBT.

El desarrollo de este modelo permite definir la siguiente expresión:

$$Vp = \frac{D_s}{L}\left(e^{[(\alpha a^3 + \alpha E_b)/kT]} - 1\right) \qquad (1)$$

que permite determinar la velocidad de propagación de la figura teniendo en cuenta las condiciones ambientales en que se encuentra el material, siendo:

Vp: velocidad de propagación de la fisura (m/s)
Ds: coeficiente de autodifusión superficial $m^2/s$.
L: distancia de difusión (m)
$\sigma$: tensión elástica superficial ($N/m^2$)
k.: constante de Boltzmann
T: temperatura de ensayo (°K)
a: distancia interamómica (m)
$\alpha$: diferencia del grado de saturación por H de las vacantes entre la zona tensionada y la libre de tensiones (adimensional)
$E_b$: energía de interacción H-Vacantes (ev)

La expresión tiene en cuenta los efectos de compuestos contaminantes con el cálculo del coeficiente de autodifusión superficial (Ds) y contempla la posibilidad de actuación simultánea de la CBT y la fragilización por hidrógeno, al tener en cuenta la interacción del hidrógeno con las vacentes ($\alpha$,$E_b$).

Existe amplia experiencia en la fragilización de los aceros eutectoides, Elices [5] analiza la influencia de las tensiones residuales superficiales sobre la fragilización por hidrógeno y el efecto de los cloruros como factor desencadenante de la corrosión intergranular [6]. Alonso [7] ha demostrado que medios carbonatados hacen al acero pretensado susceptible de fallos por CBT. Parkins [8] observa que aceros ferríticos en presencia de medio bicarbonato presentan roturas por CBT, con la presencia $Fe_3O_4$ y $FeCO_3$ como productos de corrosión y la presencia de $Fe_2O_3$ que aparece en roturas dúctiles.

En general, la fragilización de un material metálico es mayor al aumentar la temperatura, pero existe evidencia de comportamientos contrarios a éste a temperaturas próximas al ambiente, como muestran los datos de Speidel [9] que da valores de propagación de la fisura superiores a los esperados a temperaturas bajas. Galvele [10] explica este fenómeno por la presencia de hidrógeno en la estructura metálica a bajas temperaturas.

Este comportamiento singular es lo que ha impulsado el presente trabajo, en el que se estudia el efecto de la temperatura (intervalo de 2°C a 75°C) en la velocidad de propagación de las fisuras de un acero trefilado en presencia de bicarbonatos. Se comparan los valores experimentales con los teóricos que se obtienen al aplicar el modelo de Movilidad Superficial.

## 2. MATERIAL Y METODOS

Tipo de acero

Entre los tipos de acero de alta resistencia utilizados en los hormigones pre y postensados, se ha elegido para este trabajo un acero estirado en frio, que es el único homologado en las especificaciones españolas EP-91 para esta aplicación.

Se trata de un acero de composición eutoctoide que se somete a un proceso de patentado con el fin de alcanzar la ductilidad necesaria para el posterior proceso de trefilado, con lo que se obtiene un acero de alta resistencia a la tracción, con una estructura de perlita fina deformada en la dirección axial, como puede verse en la figura 2.

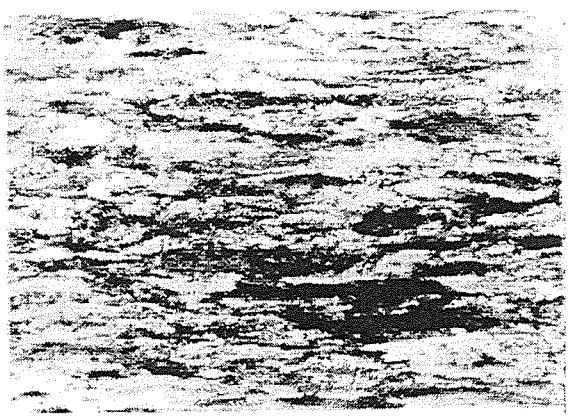


**Fig. 2.** Micro estructura del acero trefilado (x500)

Sus características mecánicas son las siguientes:

| **Limite elástico 0,2% ($N/mm^2$)** | **Resistencia a la tracción ($N/mm^2$)** | **Alargamiento %** |
|---|---|---|
| 1.510 | 1.730 | 7,4 |

Su composición química es:

| % C | % Si | % Mn | % P | % S |
|---|---|---|---|---|
| 0.8 | 0.2 | 0.7 | ≤0.02 | ≤0.03 |

Método de ensayo

Por medio de técnicas electroquímicas, potenciostáticas [11][12], se determinó para el medio utilizado, bicarbonato sódico 0.05 M, el potencial donde el acero presenta fragilización, este valor es de -300mV(ECS).

Entre las diferentes técnicas utilizadas para estudiar la corrosión bajo tensión, se eligió el ensayo a velocidad de deformación constante, introducida por Parkins [13], también denominada de tracción lenta, por ser la más adecuada a los fines del presente estudio, al permitir determinar la velocidad de propagación de la fisura, ser más rápida y dar resultados más reproducibles que las técnicas de carga constante y la de deformación constante. La velocidad de deformación elegida fue de $3.10^{-7}$ $sg^{-1}$.

Detalles experimentales

La determinación de la velocidad de propagación de la fisura se determinó a partir del tiempo que el material tarda en romper y la longitud de la fisura. En este tipo de experimentos se acepta que la grieta empieza a propagarse desde el momento en que la máquina empieza a tensionar. El tamaño de la fisura puede determinarse por la observación de las superficies de fractura con un microscopio electrónico de barrido diferenciando las zonas frágiles o por la observación metalográfica de secciones transversales de las muestras del acero corroído.

En este trabajo se ha utilizado un dispositivo que somete el acero a protección catódica en el momento de la rotura, con lo cual se han obtenido unas buenas microfotografías de la superficie de fractura, pero aún así es difícil interpretar el tamaño de la fisura por SEM, por lo que se ha recurrido a los datos de microscopía óptica, puliendo la sección transversal de la probeta y midiendo la longitud de la mayor fisura secundaria. A partir de este valor y del tiempo de exposición, se ha calculado la velocidad de propagación de la fisura.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

En la figura 3, se muestra la sección de rotura de acero en un ensayo realizado a 25°C, donde se puede apreciar que prácticamente no existe estricción, al contrario de lo que ocurre cuando el ensayo, en lugar de realizarlo en el medio bicarbonato se realiza en aceite, figura 4.

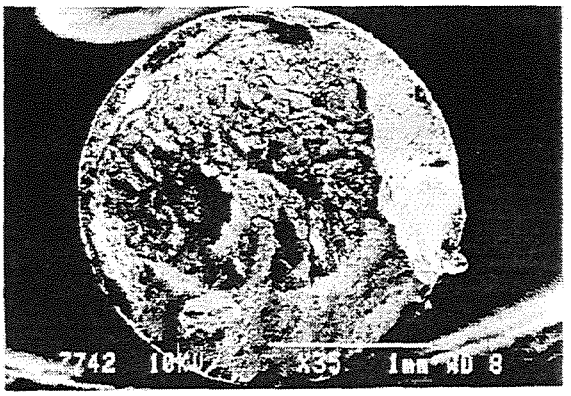


Fig. 3. Acero trefilado. En bicarbonato sódico 0,05 M Temperatura 25°C (x35)

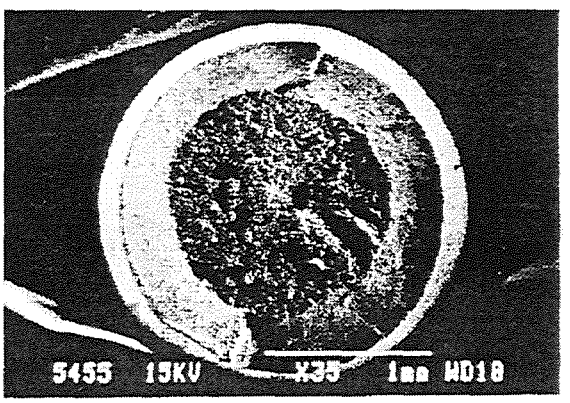


Fig. 4. Acero trefilado. Ensayo en aceite. Temperatura 25°C (x35)

El estudio micrográfico de la superficie de fractura de las muestras ensayadas en bicarbonato en el rango de temperatura ensayado, muestra dos morfologías diferentes, aunque en todos los casos la rotura se produce sin estricción y el aspecto de fractura frágil es de tipo transgranular:

Modo 1: En estos casos aparecen los hoyuelos típicos de fractura dúctil del acero.

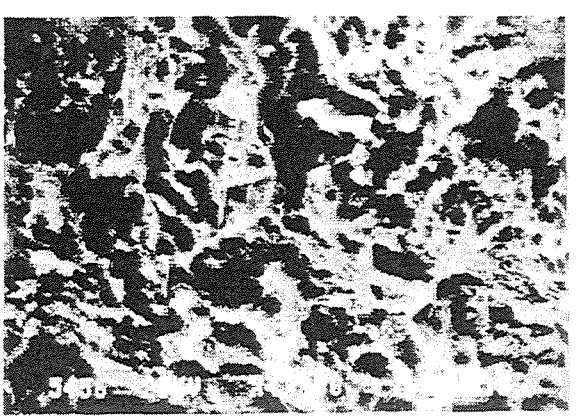


Fig. 5. Aspecto de la superficie de rotura según Modo 1.

Modo 2: Presentan formas palminervadas o zonas de clivaje, figura 6.

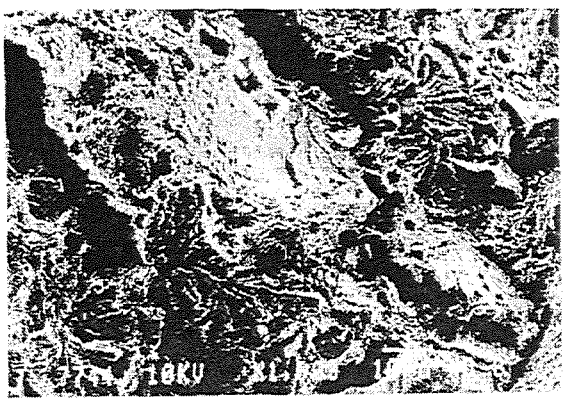


Fig. 6. Aspecto de la superficie de rotura según Modo 2.

Esta diferencia en la superficie de fractura está relacionada con comportamientos diferentes frente al ensayo de tracción lenta, las probetas que rompen según el modo 2 muestran una mayor sensibilidad al medio que los aceros que rompen según el modo 1, lo que se traduce en:

- Menor estricción
- Menor diferencia entre la tensión máxima y la tensión de rotura
- Mayor velocidad de propagación de la fisura.

Siendo este última la variable que queremos destacar. En la figura 7 se muestra la superficie del acero donde aparecen las fisuras secundarias. La longitud máxima de estas se midió en una sección longitudinal como se muestra en la figura 8. Con este valor y la duración del ensayo de tracción lenta se ha calculado la velocidad de propagación de la fisura (vpf).

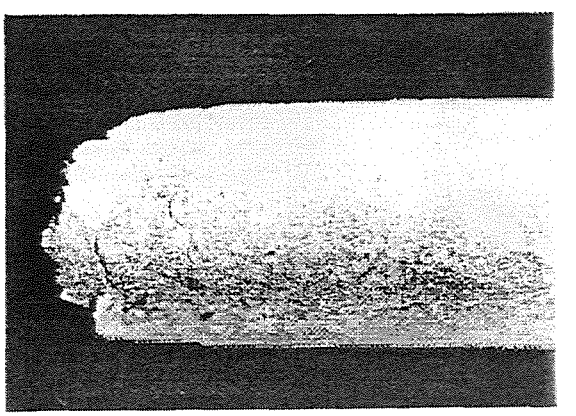


Fig. 7. Acero trefilado. Ensayo en bicarbonato a 25°C. Macrografía de la superficie longitudinal (x20).

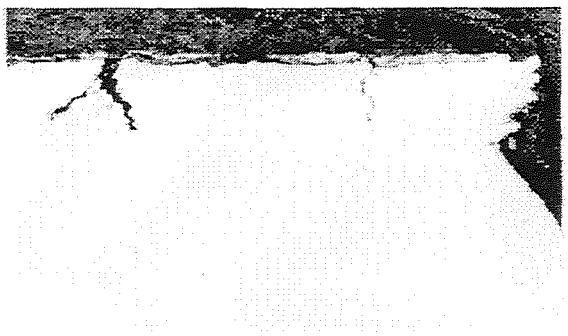


**Fig. 8.** Acero trefilado. Ensayo en bicarbonato a 25°C.

En la figura 9 se representa la vpf con la temperatura diferenciando los valores obtenidos según el modo 1 y 2 de fractura.

Se aprecia que hay una temperatura intermedia (~25°C) donde la vpf es máxima y que los aceros que rompen, según el modo 2 presentan, en algunos casos, vpf mayores que los aceros que rompen según modo 1.

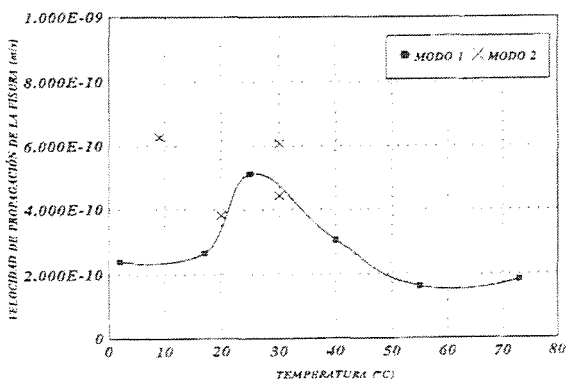



**Fig. 9.** Velocidad de propagación de la fisura en función de la temperatura.

En la figura 10 se comparan los resultados experimentales anteriores con los obtenidos por Speidel [9] en un acero de alta resistencia 1.140 $N/mm^2$, utilizado en turbinas de vapor, además se han representado los valores teóricos obtenidos por la expresión del modelo de la Movilidad Superficial (1), para ello se han considerado tres supuestos:

- que el óxido formado sea $Fe_3O_4$ (recta 1)
- que el óxido sea FeO (recta 2)
- que se produzca fragilización por hidrógeno (recta 3)

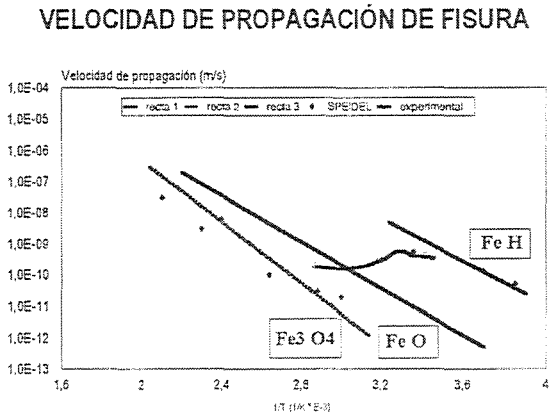



**Fig. 10.** Comparación de los valores experimentales con los obtenidos a partir del mecanismo de Movilidad Superficial.

Los datos experimentales obtenidos por Speidel presentan un salto brusco en temperaturas cercanas a la ambiente. Aparecen dos cinéticas: una a temperaturas superiores a 50°C y la otra a temperaturas inferiores a 30°C. Se puede apreciar que estas cinéticas se ajustan a los valores teóricos obtenidos a partir del mecanismo de Movilidad Superficial.

- A temperatura > 50°C el tipo de óxido que se podría formar es el $Fe_3O_4$
- A temperaturas por debajo de 30°C los valores se ajustan a la recta del Fe siendo el hidrógeno la causa de la fragilización del material.

Los resultados obtenidos en el presente trabajo muestran que existe una región intermedia entre ambos comportamientos, con un máximo de la vpf en la zona de transicción.

Estos resultados muestran que en el campo de temperatura estudiada (2°C a 75°C) el acero trefilado presenta los dos tipos de fragilización.

- Corrosión bajo tensión debida a un ataque localizado y
- Fragilización por hidrógeno.

A pesar del medio alcalino en que se encuentra el acero en el hormigón, existe la posibilidad de fragilización por hidrógeno debido a una acidificación local en el fondo de la fisura, que puede tener lugar por reacciones como:

$$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$$
$$Fe^{2+} + H_2O \rightarrow FeO + 2H^+$$
$$FeO + H_2O \rightarrow HFeO^-_2 + H^+$$

Los protones participan en la reacción catódica quedando adsorbidos en la superficie de la fisura:

$$Fe + H^+ + e^- \rightarrow Fe\ H_{ad}$$

Este hidrógeno adsorbido puede seguir los procesos:

- La unión de dos átomos superficiales para formar una molécula de $H_2$ que llega al aire a través del electrolito.

$$2\ Fe\ H_{ad} \rightarrow 2Fe + H_2\uparrow \qquad (2)$$

- La introducción de átomos de hidrógeno en la red metálica, produciendo la consiguiente fragilización del metal.

$$2FeH_{ad} \rightarrow 2FeH_{ab} \qquad (3)$$

La temperatura influye en la cinética de ambos procesos. A temperaturas altas se favorece el proceso (2) y el hidrógeno presente en la red metálica tiene mayor probabilidad de que difunda al exterior del metal. Esto explicaría el que a una temperatura suficientemente alta, no se produzca fragilización por hidrógeno, y que a una temperatura intermedia se produzca un máximo en la sensibilización del metal al medio.

## 3. CONCLUSIONES

- El acero trafilado presenta fragilización en el medio bicarbonato en todo el rango de temperaturas estudiado.

- Existe una temperatura intermedia próxima al ambiente donde la fragilización del acero es máxima.

- Se muestra la validez del mecanismo de Movilidad Superficial en el acero y medio estudiado.

- Los resultados obtenidos se explican por la actuación simultánea de CBT y fragilización por hidrógeno, con un predominio de ésta a bajas temperaturas.

## 4. REFERENCIAS

[1] Parkins, R.N. y Braig, I.M., International Conference, Org. by The Metals Society and Held University of Surray, 32, Abril (1977).

[2] Sieradzki, K. y Newman, R.C. Philosophical Magazine A, 51 (1985).

[3] Galvele, J. Electrochem. Soc. 133, 953 (1986).

[4] Rhead, Surf. Sci. 15, 353 (1969)

[5] Elices, M., Sánchez, S., Corrosión y Protección, vol.17, n° 1 35 (1986).

[6] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez, V. y Caballero, L. , Corrosion Sci., vol.22, n° 5, 379 (1982).

[7] Alonso, C., Procter, R., Andrade, M. y Saez de Santamaría, M., Corr. Sci., vol. 34, n° 6, 961 (1993).

[8] Parkins, Environment-Induced Cracking of Metals, NACE (1990)

[9] Speidel, Metall. Trans. A., 19, 1583 (1988)

[10] Galvele, Corros. Sci. 30, 955 (1990)

[11] Acha, C. Alonso y C. Andrade, Rev. Hormigón y Acero, n° 175 89-94 (1990).

[12] Acha, M. Tesis Doctoral. Univ. Complutense. 1993.

[13] Ugianski and J.H. Poyer, American Society for Testing and Materials, STP 665 (1979).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ALGUNOS ASPECTOS DE LAS ROTURAS EN ACEROS POR LA INFLUENCIA DEL HIDRÓGENO

**G. Delojo Morcillo, J.M. Pintado Fé y 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**: Se realiza una revisión del estado actual de conocimientos en cuanto al efecto del hidrógeno en roturas frágiles en aceros y se establece la concordancia de lo observado en casos reales de roturas en servicio y en laboratorio, aportadas en este trabajo, con lo admitido en relación con el comportamiento y caracteres fractográficos, así como con las diversas teorías del micromecanismo de enfragilización por hidrógeno. Se matizan y completan algunos aspectos fractográficos.

**Abstract**: A survey on te state of the art on the effect of hydrogen on steel brittle fracture is performed. Real cases taken from both in service and laboratory experience are described. The agreement with what is currently admitted on the behaviour and fractographic features, as well as on existing theories about hydrogen embrittlement phenomenom is analysed. Some detail aspects of fractographic features are highlighted.

## 1. INTRODUCCIÓN.

1.1. El hidrógeno puede afectar el comportamiento de los aceros en diversas circunstancias y de diferentes formas, siendo su efecto siempre dañino en cuanto a la integridad y resistencia mecánica de las piezas con él construidas. El comportamiento que vamos a considerar en este trabajo es la enfragilización que se produce como consecuencia de la acción del hidrógeno, combinada con cargas mecánicas, a temperaturas constantes, o casi constantes, comprendidas en un margen desde temperaturas ambientes hasta temperaturas de aproximadamente 200°C, sin cambios de temperatura que provoquen cambios estructurales en el acero ni variaciones en la solubilidad y difusibilidad del hidrógeno en la red cristalina del acero y sin que previamente se hayan producido en el material alteraciones internas visibles locales provocadas por la acción combinada del hidrógeno y cambios de temperatura.

1.2. Por tanto, cuanto se exponga a partir de aquí se refiere al comportamiento, en las condiciones citadas al principio del párrafo anterior, de aceros martensíticos templados y revenidos de alta y muy alta resistencia precargados de hidrógeno y luego sometidos a carga mecánica.

## 2. RESUMEN DEL ESTADO ACTUAL DE CONOCIMIENTOS.

Las características básicas del fenómeno de enfragilización por hidrógeno en cuanto a comportamiento mecánico, circunstancias en que se produce y variables o factores que influyen en el mismo, tal como se ha puesto de manifiesto en la experiencia acumulada, tanto en ensayos de laboratorio como en comportamiento en servicio, son las siguientes:

2.1. Comportamiento mecánico: Bajo carga monótona creciente, el fenómeno se caracteriza por la pérdida de ductilidad, produciendose roturas de carácter frágil que, en el caso de piezas o probetas entalladas, provocan su rotura a valores de la carga inferiores a aquel en que se iniciaría la cedencia en condiciones normales. Esta característica va acompañada de otras dos típicas de este fenómeno: sensibilidad a la velocidad de deformación (tanto más sensible cuanto *menor* sea la velocidad de deformación) y dependencia de la temperatura (a temperaturas bajas o temperaturas superiores a 200°C no se produce enfragilización, alcanzando la mayor severidad a las temperaturas ambientales).

Bajo carga estática mantenida se produce una rotura diferida con cargas de valor inferior a la carga de rotura en condiciones normales. El tiempo necesario para que se produzca la rotura diferida depende, a igualdad de otras circunstancias, del valor de la carga, aumentando el tiempo cuando la carga disminuye, existiendo un valor límite de la carga por debajo del cual no se produce la rotura; a igualdad de material y cargas, el tiempo de rotura disminuye al aumentar el contenido de hidrógeno. Como en el caso de rotura bajo carga monótona creciente, la rotura es de carácter frágil y presenta las misma dependencia de la temperatura.

Como consecuencia del comportamiento mecánico indicado, los ensayos de laboratorio para detectar el efecto de enfragilización por hidrógeno deben realizarse a carga monótona creciente en tracción o flexión lentas, en probetas preferiblemente entalladas, o bajo carga estática mantenida.

Las probetas utilizadas pueden haber sido previamente cargadas de hidrógeno o realizar el ensayo en atmósfera o corriente de hidrógeno; sin embargo, los resultados obtenidos en uno u otro caso pueden no ser, en todos sus aspectos, iguales.

2.2. Circunstancias para que se produzca el fenómeno: Para que se produzca enfragilización por hidrógeno es preciso que el acero acoja y retenga el hidrógeno en estado atómico. Las cantidades necesarias de hidrógeno retenido son muy pequeñas, bastando niveles mínimos de 2 a 8 ppm para que se

manifieste el fenómeno en la forma y condiciones de temperatura y solicitación mecánica descrita en 2.1. Los niveles mínimos citados dependen de las características del acero, básicamente de su microestructura, y aparecen por tanto relacionados con la carga de rotura (R) del material obtenida en el tratamiento de temple y revenido, siendo tanto menores cuanto mayor sea R. Para valores de R iguales o menores a 784 MPa no se produce (o al menos no se manifiesta) la enfragilización; para valores de aproximadamente 980 MPa bastan 8 ppm, siendo muy elevada la susceptibilidad a partir de 1226 MPa, que va aumentando de forma que a niveles de 1471 MPa, o mayores, niveles de 2 a 4 ppm de contenido en hidrógeno son ya suficientes.

Las cantidades de hidrógeno mencionadas, aunque pequeñas, son muy superiores a la solubilidad del hidrógeno en la red cristalina del hierro alfa, que es a temperatura ambiente mucho menor de 0,1 ppm, lo que indica que el hidrógeno atómico se "almacena" en "trampas" o lagunas que están presentes en la estructura cristalina del metal y que pueden ser verdaderos huecos de la red cristalina, interfaces matriz-inclusiones (o partículas) o microgrietas presentes en regiones de alta densidad de dislocaciones (principalmente en límites de grano).

El hidrógeno atómico que debe acceder al acero puede producirse por corrosión en medio ambiente (atmósfera húmeda o medio acuoso de bajo pH) o por operaciones de decapado o de recubrimientos electrolíticos, pero siempre por efecto de la reacción catódica que reduce el ión hidrógeno ($H^+$) a hidrógeno atómico naciente, que en parte reacciona en molécula de hidrógeno y en parte es absorbido y/o adsorbido, y retenido por el acero. También puede cargarse en corriente de hidrógeno gaseoso al disociarse parte de las moléculas de hidrógeno.

2.3. Variables o factores que afectan o propician el fenómeno: Además de los ya citados en los apartados 2.1 y 2.2, o sea velocidad de deformación, temperatura y cantidad de hidrógeno retenida en el acero en caso de piezas o probetas precargadas de dicho elemento, aparece, cuando el hidrógeno se aporta al material, durante la aplicación de la carga mecánica, en atmósfera o corriente de hidrógeno, una nueva variable que es la presión del hidrógeno.

El nivel de resistencia del acero es un factor fundamental en relación con la sensibilidad del mismo al efecto enfragilizador del hidrógeno, efecto que aumenta al aumentar el nivel de resistencia, pero la composición del acero no afecta "per se" de forma particular y directa a esta sensibilidad, si bien puede hacerlo de forma indirecta, ya que variando la composición se pueden alcanzar iguales niveles de resistencia con temperaturas de revenido diferentes que afectan a la microestructura.

Las características microestructurales tienen una gran importancia en la influencia del hidrógeno en el comportamiento del acero, considerando las características microestructurales en su sentido mas amplio, es decir, incluyendo no solo las características microestructurales básicas sino también otros aspectos tales como tamaño de grano, forma, tamaño y disposición de carburos, inclusiones y segregaciones y naturaleza, forma y posición en la estructura metalográfica de las "trampas" de posible almacenamiento de hidrógeno mencionadas en 2.2. Además de los factores intrínsecos del material mencionados, existen otros factores que también afectan al comportamiento del acero bajo influencia del hidrógeno, siendo los mas importantes, el factor de intensidad de tensiones, tensiones residuales y el estado de esfuerzos. De forma general, las mismas variables de las características microestructurales que, en ausencia de hidrógeno, afectan a la ductilidad del acero, afectan al efecto enfragilizador del hidrógeno y en el mismo sentido (a disminución de ductilidad, aumento de efecto enfragilizador).

2.4. Caracteres morfológicos observados en las roturas en que ha operado la enfragilización por hidrógeno: En las superficies de fractura, tanto por carga monótona creciente como diferidas bajo carga estática mantenida, pueden observarse los siguientes caracteres microfractográficos:

Roturas intercristalinas de carácter microscópicamente dúctil, es decir, con microdeformaciones plásticas bien definidas en la cara de los granos (cúpulas y/o espinazos de desgarro) cubriendo total o parcialmente las caras.

Roturas intercristalinas de carácter microscópicamente frágil, es decir, sin que exista (o se resuelva mediante el microscopio electrónico de barrido) ningún microrrelieve de deformación plástica en la cara de los granos, en las que se mantiene sin alterar el relieve presente en la cara por la propia estructura del material (básicamente precipitados o alvéolos de precipitados que no han sufrido deformación).

Roturas intercristalinas en la que se observa sobre las caras de los granos un relieve poco definido de deformación plástica que tiene cierta semejanza con las seudodescohesiones.

En todas estas roturas intercristalinas las caras de grano corresponden al primitivo grano austenítico del acero.

Roturas transcristalinas de carácter dúctil por cúpulas.

Roturas transcristalinas de carácter frágil, por seudodescohesiones.

Roturas transcristalinas de carácter semifrágil (mezcla de seudodescohesiones y cúpulas).

En todas estas roturas transcristalinas, tanto las cúpulas como las seudodescohesiones se desarrollan relacionadas con los límites de los primitivos granos de austenita o con la estructura de los paquetes de agujas de martensita o, en el caso de aceros en cuya estructura metalúrgica además de martensita revenida haya cantidades significativas de bainita, las seudodescohesiones se desarrollan también en los límites entre los haces de agujas de martensita y la bainita.

Además de estos caracteres, que se encuentran en la superficie de fractura en la zona de la misma en que el acero ha sido afectado por el efecto enfragilizador del hidrógeno, pueden encontrarse zonas en que no se ha manifestado el efecto enfragilizador o bien ha sido insuficiente debido a la influencia de alguno de los factores ajenos al material, citados en el último párrafo del apartado 2.3. Así, por

ejemplo, al progresar la rotura y acercarse a las superficies de la pieza, el paso de estado de esfuerzos planos al de deformaciones planas puede ocasionar que esas zonas finales se desarrollen con carácter dúctil con formación de cúpulas, o por seudodescohesiones; en estos casos, tanto las cúpulas como las seudodescohesiones no aparecen ya ligadas a los caminos (granos primitivos de austenita, o paquetes de agujas de martensita o, si se trata de seudodescohesiones, límites entre paquetes de agujas de martensita y bainita) que sigue la grieta al avanzar en la zona enfragilizada por el hidrógeno.

Considerando el conjunto de caracteres microfractográficos y debido a la influencia de la variación del factor de intensidad de esfuerzos al avanzar la grieta, se pueden presentar dos "panoramas" básicos en la zona afectada por la enfragilización:

*Roturas intercristalinas* en las que, al avanzar la grieta, pueden ya presentarse de forma progresiva zonas transcristalinas, que afectan a varios granos, de cúpulas o seudodescohesiones relacionadas, de la forma antes indicada, a la microestructura del material. En la zona puramente intercristalina puede también producirse a veces un cambio gradual del carácter totalmente frágil a la aparición de deformaciones en cara de grano.

*Roturas transcristalinas* por seudodescohesiones en toda la zona afectada por la enfragilización provocada por el hidrógeno.

Es importante constatar que *todos* los caracteres microfractográficos citados se presentan también en roturas de carácter frágil, bajo carga monótona creciente o incluso por tensiones residuales, en que el efecto enfragilizador *no* ha sido provocado por el hidrógeno, sino por otros factores enfragilizadores. *No existen caracteres microfractográficos específicos del efecto enfragilizador del hidrógeno*; por tanto se puede deducir que su efecto en el comportamiento es exclusivamente a nivel atómico o a una escala no detectable, inferior al tamaño de grano y al tamaño de los relieves micromorfológicos observables. Los caracteres macromorfológicos de las roturas se corresponden a los micromorfológicos y como éstos, son los típicos de *cualquier rotura frágil*, es decir, ausencia de deformación plástica, textura cristalina o rugosa direccional, plano principal de rotura perpendicular a la componente máxima de esfuerzos y posible existencia de zonas diferenciadas en la superficie de fractura.

2.5. Teorías del micromecanismo de enfragilización por hidrógeno: Existen varias teorías para explicar el mecanismo de enfragilización por hidrógeno, que aunque difieren más o menos significativamente entre sí, tiene todas en común los siguientes aspectos básicos:

a) Estudian la propagación de la grieta, es decir suponen la existencia de una grieta o discontinuidad inicial.

b) Para que la grieta se propague es preciso que se alcance una concentración crítica de hidrógeno en la superficie libre de la punta de la grieta o en el entorno del extremo de la grieta en la zona de material afectado por el campo de tensiones inducidas por la punta de la grieta.

c) La grieta avanza a "saltos" de manera discontinua.

d) La velocidad de propagación de la grieta está controlada por la velocidad con que se alimenta por hidrógeno atómico las microzonas críticas en las que se debe alcanzar la necesaria concentración de hidrógeno.

e) En principio, pueden existir diferencias en el comportamiento del material y en el desarrollo del fenómeno según se trate de material previamente precargado de hidrógeno o cuando la "carga" se vaya realizando durante el proceso de propagación de la grieta.

A partir de los aspectos citados, aparecen dos grupos de teorías. Un grupo lo constituyen las teorías que se basan en la *adsorción* como fuente de alimentación de hidrógeno a las zonas críticas y el otro grupo los que se basan en la *absorción* y en las que por tanto la difusión del hidrógeno en el seno del material juega un papel primordial.

2.5.1. La teoría basada en la *adsorción* es la misma que la que explica el fenómeno de enfragilización por metal líquido, siendo en este caso los átomos de hidrógeno los que producen una reducción local de la resistencia cohesiva, en la punta de la grieta, de la red cristalina del acero provocada por la adsorción de los átomos de hidrógeno en dicha red en la superficie libre del extremo de la grieta.

La teoría de *adsorción* así planteada (sin intervenir procesos de difusión) *no* es aplicable a elementos precargados con hidrógeno y requiere una alimentación suficiente, continua o intermitente, durante el proceso de carga mecánica, circunstancia que se da en los ensayos a carga monótona creciente en corriente de hidrógeno y en los procesos bajo carga mantenida en los que fenómenos locales de corrosión generan el hidrógeno atómico necesario para la enfragilización, y además no justifica suficientemente los micromecanismos en que la grieta avanza por un proceso en el que interviene microdeformación plástica, que queda reflejada en los caracteres micromorfológicos. En esta teoría de la adsorción, el hidrógeno no afecta al material mas allá de la penetración de la grieta (o grietas) que parte de la superficie del sólido y que es el único camino de "penetración" del hidrógeno en el seno del material, pero sí se admite difusión, el hidrógeno puede afectar la punta de la grieta a la que llega por el interior del material, y provocar el avance de la misma sin microdeformación plástica.

2.5.2. Las teorías que se apoyan en la retención y difusión del hidrógeno en el seno del material, es decir, en la *absorción* de átomos de hidrógeno, son fundamentalmente dos: teoría de la presión de hidrógeno y teoría de la disminución de la resistencia cohesiva de la red cristalina del acero y/o de la entrecara entre partículas y matriz. Las dos teorías tienen en común el efecto de la difusión y concentración del hidrógeno en el seno del material en la zona perturbada por el campo de esfuerzos delante de la punta de la grieta, en los lugares propicios para iniciarse microgrietas por apilamiento de dislocaciones o microvacíos por separación de partículas (inclusiones o carburos) de la matriz o por rotura de las partículas. También coinciden en que el modo de transporte del hidrógeno en la red puede ser saltos intersticiales en la red cristalina, con intervención de la trampas mencionadas

en el apartado 2.2 que pueden actuar como sumideros o fuentes en relación con otras trampas; transporte por atmósferas de dislocaciones o a lo largo de trayectorias por los caminos cortos preferenciales ya mencionados en 2.4, básicamente aquellos en que la resistencia cohesiva de la red cristalográfica esté disminuida (límites de grano, límites de fases).

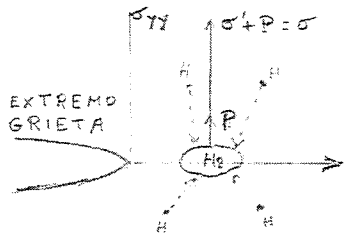



Figura 1.

Las dos teorías consideran el mismo micromecanismo de propagación de grieta por creación de "jalones" de discontinuidad en la zona elástica adyacente a la plastificada de punta de grieta; estos jalones pueden ser microgrietas de carácter frágil o microvacíos por separación de partículas (precipitados o inclusiones) de la matriz. La redistribución de esfuerzos originada por el efecto de estos jalones produce la rotura del material entre ellos, y su coalescencia y unión con la

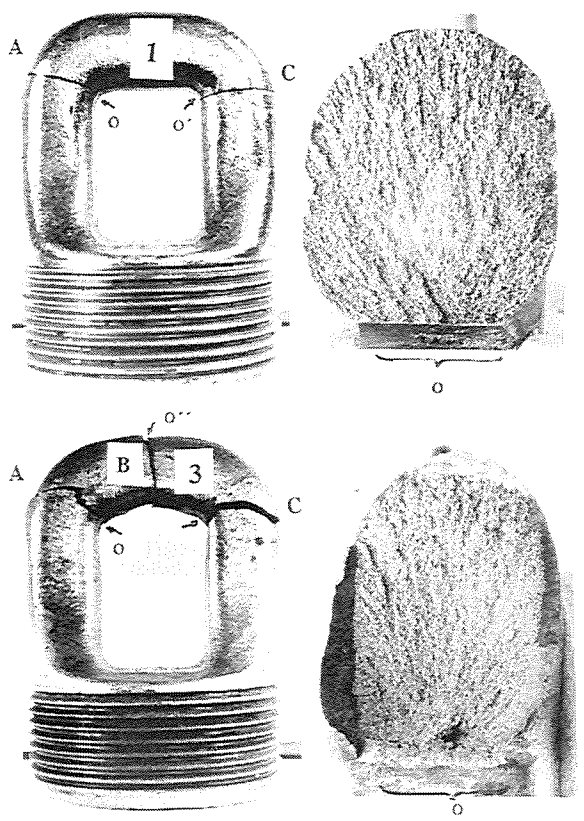



Fig. 2: Anillas 1 (superior) y 3 (inferior) y sus roturas A

punta de la grieta que avanza así un salto y continúa el proceso hasta que alcanza su longitud crítica. La *diferencia* entre las dos teorías está en el *efecto que produce el hidrógeno* en la formación y desarrollo de estos jalones, de forma que se produzcan a niveles de esfuerzos $\sigma$ menores que los necesarios para la propagación de la grieta en condiciones normales (*no* asistida por el hidrógeno), así como que se produzca una disminución de ductilidad. Considerando la expresión del esfuerzo para la propagación de la grieta $\sigma = [(2E\gamma_p)/(\pi c(1-\mu^2)]^{1/2}$ [2], la teoría de la presión de hidrógeno establece que el hidrógeno atómico difunde a los sitios propicios en que se inician estos jalones (fig. 1), se combina en la microcavidad dando lugar a hidrógeno molecular y la fuerza resultante (P) de la presión eleva el esfuerzo $\sigma_{yy}$ de forma que se alcanza el valor local $\sigma$ necesario para la propagación de la grieta para un valor $\sigma'$ menor que $\sigma$, tal que $\sigma' + P = \sigma$. Además, este mismo efecto propicia una mayor densidad de microcavidades y en el caso de que estas se unan por desgarro semifrágil (cúpulas o microcúpulas), una disminución de ductilidad.

La teoría de la disminución de la resistencia cohesiva de la red cristalina establece que la difusión y concentración de hidrógeno atómico produce una disminución de la energía $\gamma_p$ (o $\gamma_s$) necesaria para la creación de nueva superficie libre que pasa a ser $\gamma'_p < \gamma_p$, y por tanto, si consideramos la fórmula [2], el valor $\sigma'$ ahora necesario para propagar la grieta, $\sigma' = [(2E\gamma'_p)/(\pi c(1-\mu^2)]^{1/2}$, sería $\sigma' < \sigma$. Como en el caso de la teoría de la presión, este efecto también ocasiona, y por la misma razón, una disminución de ductilidad.

## 3. DATOS EXPERIMENTALES APORTADOS.

El estudio del comportamiento en servicio, así como los ensayos realizados en laboratorio, en dos tipos de elementos de acero de utilización y calidad muy diferentes (anillas de suspensión y fijación de pesos y espárragos de paquete de discos de freno en rueda de avión), proporcionan una información en la que aparecen como variables la resistencia $\sigma_R$ a la rotura del material, su estructura metalúrgica, contenidos en hidrógeno y comportamiento mecánico bajo carga constante mantenida y bajo carga monótona creciente. Las roturas producidas en diversas combinaciones de estas variables y sus caracteres macro y micromorfológicos, así como el comportamiento mecánico de los elementos ante el proceso de carga, permiten no solo comprobar lo expuesto en los apartados 2.1 a 2.4, sino también matizar y complementar algunos de estos aspectos y la explicación de los mismos según las teorías expuestas en el apartado 2.5.

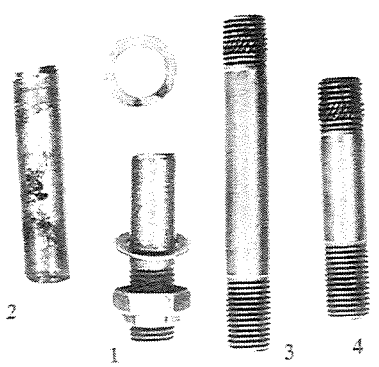



Fig. 3: Vista general de los espárragos.

3.1. Características de las anillas y de los espárragos: Las piezas consideradas son cuatro anillas designadas con los números 1 a 4, inclusive, y cuatro espárragos designado igualmente del 1 al 4. La forma de los elementos se puede apreciar en las figuras nº 2 (anillas) y nº 3 (espárragos). En

la tabla I se da la composición química de los materiales con que han sido fabricados los dos tipos de piezas y en la tabla II se recogen las características de tipo de material, contenidos en hidrógeno, tratamientos térmicos, microestructura y resistencia mecánica de cada una de las piezas estudiadas. En ninguna de las estructuras se aprecian anormalidades.

**Tabla I**: Análisis químico de los aceros (% en peso).

| | Base | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | V | Cu |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Anillas | Fe | 0,31 | 0,57 | 0,28 | 0,023 | 0,020 | 1,08 | 0,18 | 0,21 | - | 0,35 |
| Espárragos | Fe | 0,43 | 0,35 | 0,93 | 0,003 | 0,006 | 4,97 | 0,19 | 1,34 | 0,50 | - |

Las anillas presentaban un recubrimiento protectivo de *cinc* y en la superficie exterior de los espárragos no se detectó la presencia de ningún recubrimiento electrolítico.

Tal como se deduce de la tabla II, en el caso de las anillas se tiene la siguiente combinación de niveles de resistencia y contenido en hidrógeno.

*Anilla 1*: Nivel de resistencia muy alto (2.010 MPa). Contenidos en hidrógeno altos (6-15 ppm).
*Anilla 2*: Nivel de resistencia muy alto (2.010 MPa). Contenidos en hidrógeno medios (4-6 ppm).
*Anilla 3*: Nivel de resistencia alto (1.520 MPa). Contenidos en hidrógeno altos (6-15 ppm).
*Anilla 4*: Nivel de resistencia alto (1.520 MPa). Contenido en hidrógeno (5-5 ppm).

Las anillas no presentan entallas geométricas. En el caso de los espárragos, el nivel de resistencia (1.618 MPa) está entre los niveles de resistencia de las anillas y su contenido en hidrógeno es homogéneo en superficie y núcleo y ligeramente inferior al de las anillas 3 y 4. Los espárragos presentan entalla geométrica (perfil de rosca) en la zona en que se produjeron las roturas. Tanto en las anillas como espárragos se produjeron roturas en servicio del tipo diferido bajo carga estática mantenida y roturas en ensayo a tracción en laboratorio.

3.2. Comportamiento observado en las anillas: Las roturas, en cuanto a posición en la anilla, las designamos como A, C y B, según se observa en la figura nº 2. Considerando la anilla como un pórtico empotrado en la base roscada y dentro de esta simplificación y debido a las proporciones (según las dimensiones reales de la anilla) de los dos pilares y el dintel, los momentos flectores en la posición B son muy aproximados a los de las posiciones A y C, estando sometido a tracción la parte exterior de la anilla en la posición B y la parte interior en las posiciones A y C.

Todas las anillas fueron sometidas en servicio a una carga estática mantenida de 0,25R, siendo R (18.120 kg) la carga total de rotura que las anillas deben soportar sometidas a ensayo de tracción en laboratorio.

*Anilla 1*: Falló en servicio entre 72 y 96 horas, sufriendo dos roturas, A y C, prácticamente simultáneas, de idénticas características y de carácter totalmente frágil (fig. 2).

*Anilla 2*: Falló en servicio entre 72 y 96 horas, sufriendo tres roturas en posiciones A, B y C (fig. 2). Estas tres roturas son de carácter totalmente frágil, con idénticas características morfológicas entre sí y, a su vez, idénticas a las roturas A y C de la anilla 1. Dada la forma y dimensiones del gancho de suspensión a que se acoplan las anillas (apoyado en toda la longitud del "dintel" de la anilla) es evidente que, en estas condiciones, la anilla puede fallar por *dos* roturas en posiciones A y C o por *tres* roturas, una que será la *primera* en posición B y además por dos roturas en posiciones A y C, a no ser que se produjese una elevada deformación plástica general de flexión en los dos "pilares" que permitiesen el "escape" del gancho de suspensión, lo que no ha sucedido.

*Anilla 3*: A las 96 horas de estar en servicio, sin que se produjese su rotura, la anilla fue sometida a inspección por partículas magnéticas, detectándose, en posiciones A y C, y en la superficie interior (puntos marcados O y O´en la fig. 2) dos iniciaciones de grieta. A continuación, la anilla fue ensayada a tracción, produciendose una rotura en posición B y consumándose las A y C. Dada la forma de efectuar este ensayo, reproduciendo las condiciones en servicio en cuanto a fijación de la anilla por su base roscada y forma y dimensiones del gancho tractor, la primera rotura producida en el ensayo fue (por las razones expuestas en la anilla 2) la B, y a continuación las A y C. Las tres roturas presentan características morfológicas muy similares, desarrollándose en una zona plana de carácter frágil y presentando labios laterales de carácter dúctil (fig. 2) bien desarrollados, aunque ocupando solo una parte pequeña de la superficie de fractura.

*Anilla 4*: A las 96 horas de estar en servicio, sin que se produjese rotura, *no* reveló en la inspección por partículas magnéticas la existencia de grietas. Ensayada a tracción, sufrió rotura en las posiciones A y C; las dos roturas presentaban caracteres morfológicos similares y muy parecidos a los de las tres roturas de la anilla 3, si bien los labios laterales eran de desarrollo aproximadamente el doble y además, en la zona plana de la rotura adyacente a la superficie interior de la anilla, presentaba una pequeña zona claramente diferenciada de textura fibrosa. La carga total de rotura alcanzada en el ensayo de tracción de las dos anillas fue la de 18.120 kg (+0,5%; -3,75%).

3.3. Comportamiento observado en los espárragos: Los espárragos 1 y 2 sufrieron rotura en servicio al cabo de un tiempo de utilización superior a las 100 horas, pero no bien determinado. Las condiciones de trabajo fueron las de carga estática mantenida, inducida por el par de apriete de las tuercas, del orden de la mitad de la carga de rotura a tracción del espárrago en la zona roscada; sobre esta carga se puede producir, en las acciones de frenada, un incremento discontinuo que no sobrepasa el 10% de la carga inducida por el par de apriete. Los espárragos 3 y 4 no habían sido utilizados en servicio y fueron rotos en laboratorio por carga monótona creciente en ensayo de tracción; en el caso del 3, se utilizó una velocidad muy pequeña de separación de mordazas y en el 4 una velocidad muy elevada. En los dos casos la carga se transmitió al espárrago a través de la tuerca para simular las condiciones reales de servicio. Las roturas de los cuatro espárragos, que se han producido en la salida de rosca de la parte empotrada, son de carácter totalmente frágil y presentan caracteres macromorfológicos muy similares, no detectándose ninguna diferencia significativa (fig. 4).

Tabla 2: Características de las anillas y caracteres fractográficos encontrados en sus roturas.

| MUESTRA | MATERIAL Y ESTRUCTURA METALÚRGICA | $H_1$ (ppm) | $H_V$ | $\sigma_R$ (MPa) | TRATAMIENTO TÉRMICO | TIPO de ROTURA | CARACTERES MACROFRACTOGRÁFICOS | CARACTERES MICROFRACTOGRÁFICOS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Anilla 1 | F-1251<br>Martensita revenida y Tamaño de grano austenítico 7-8, s/n ASTM | Superf.: 14<br>Núcleo: 6 | 575 | Aprox. 2.010 | Temple severo y revenido a aproximadamente 180°C | Diferidas en servicio | **Roturas A y C:** Carácter frágil, con los mismos caracteres en ambas.<br>- Sin macrodeformación plástica.<br>- Textura cristalina.<br>- Relieve direccional.<br>- Origen en superficie interior.<br>- Sin zonas diferenciadas. | El mismo aspecto general en ambas roturas, sin zonas diferenciadas.<br>- En toda la superficie, caras de grano: Mayoría sin relieve apreciable (hasta 10.000 aumentos), y otras con microcúpulas.<br>- Al final de la rotura, aparece cierta proporción (<10%) de cúpulas no ligadas a cara de grano.<br>- Ausencia de descohesiones y/o seudodescohesiones transcristalinas. |
| Anilla 2 | Igual material y estructura que la anilla nº 1 | Superf.: 6<br>Núcleo: 4 | 575 | Aprox. 2.010 | Igual que la anilla nº 1 | Diferidas en servicio | **Las tres roturas (A, B y C):** Caracteres iguales, que son similares a los detallados en las roturas de la anilla 1.<br>- En las roturas A y C: origen en superficie interior.<br>- En la B: origen en superficie exterior. | **Roturas A y C:** Caracteres similares a los descritos en las roturas de la anilla 1.<br><br>**Rotura B:** Mismos caracteres, con aproximadamente un 20%, en toda la superficie, de rotura transcristalina por cúpulas. |
| Anilla 3 | F-1251<br>Bainita superior y menos del 10% de martensita, con un tamaño de grano austenítico 9-10, s/n ASTM | Superf.: 15<br>Núcleo: 6 | 465 | Aprox. 1.520 | Temple suave y revenido contra tensiones | En ensayo de tracción (*) | **Las tres roturas (A, B y C):** Carácter semifrágil, con caracteres similares en las tres.<br>- Textura menos cristalina que en anillas 1 y 2.<br>- Cierta macrodeformación plástica.<br>- Relieve direccional más acusado que en las anillas 1 y 2.<br>- Labios laterales de salida bien desarrollados.<br>- Origen de rotura: En las roturas A y C, en superficie interior. En la B, en superficie exterior. | **Roturas A y C:** Caracteres de rotura semifrágil. Caras de grano (mayoría sin relieve, otras con microcúpulas) en toda la superficie, apareciendo cierta proporción de rotura transcristalina por cúpulas al avanzar la grieta.<br>Labios laterales de salida con cúpulas.<br><br>**Rotura B:** Pequeña zona de rotura transcristalina por cúpulas, en el inicio de rotura y caracteres mixtos, al 50%, de roturas transcristalina (cúpulas) e intercristalina (caras de grano, con y sin relieve) en el desarrollo y consumación de la rotura. |
| Anilla 4 | Igual material y estructura que la anilla nº 3 | Superf.: 5<br>Núcleo: 5 | 465 | Aprox. 1.520 | Igual que la anilla nº 3 | En ensayo de tracción (**) | **Roturas A y C:** Caracteres de rotura semifrágil similares a los detallados en las roturas A y C de la anilla 3, excepto en el inicio de la rotura (zona plana) en que presenta una pequeña zona con textura diferente (fibrosa), a partir de cuyo límite se inicia el relieve direccional. | Caracteres iguales en ambas roturas (A y C), y similares a los descritos en la superficie B de rotura de la anilla 3.<br>- En zona de origen: Rotura transcristalina por cúpulas.<br>- Desarrollo y consumación de la rotura: Mixta, al 50%, transcristalina (cúpulas) e intercristalina (caras de grano). |
| Espárragos 1 y 2 | F-5317<br>Martensita revenida, con aproximadamente un 5% de bainita y un tamaño de grano austenítico 9-10, s/n ASTM | Superf.: 3 y 5<br>Núcleo: 3 y 4 | 530 | Aprox. 1.618 | Temple y revenido a aproximadamente 600°C | En servicio | Caracteres iguales en las dos roturas.<br>- Sin macrodeformación plástica.<br>- Textura rugosa.<br>- Relieve direccional.<br>- Sin zonas diferenciadas. | Caracteres típicos de desgarro semifrágil en las roturas de los dos espárragos: Cúpulas y facetas de seudodescohesión, estando estas últimas en proporciones variables entre 50 y 70%. |
| Espárragos 3 y 4 | Igual material y estructura que los espárragos nº 1 y 2 | Superf.: 3 y 5<br>Núcleo: 3 y 5 | 540 | Aprox. 1.618 | Igual que los espárragos nº 1 y 2 | En ensayo de tracción | Caracteres similares a los observados en las superficies de fractura de los espárragos 1 y 2, rotos en servicio. | Idénticos caracteres a los observados en las superficies de fractura de los espárragos 1 y 2, rotos en servicio.<br>En el espárrago roto a velocidad lenta de ensayo, se observa una pequeña zona, en el origen de la rotura, con un carácter plástico (rotura transcristalina por cúpulas) |

(*) Las roturas A y C iniciadas en servicio y consumadas en el ensayo de tracción. La B iniciada y consumada en el ensayo de tracción.
(**) Iniciadas y consumadas en el ensayo de tracción

## 4. ESTUDIO FRACTOGRÁFICO.

Los caracteres, tanto macro como microfractográficos, están resumidos en la Tabla II. Los macrofractográficos se complementan con lo indicado en los apartados 3.2 y 3.3. En cuanto a los caracteres microfractográficos, se completan con las siguientes aclaraciones:

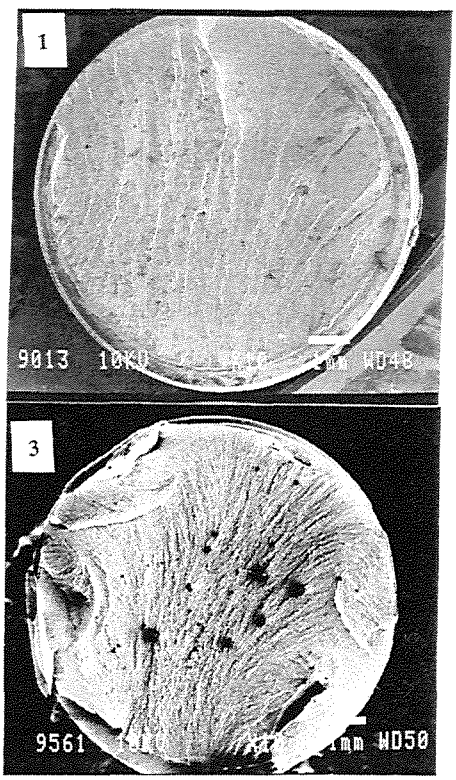
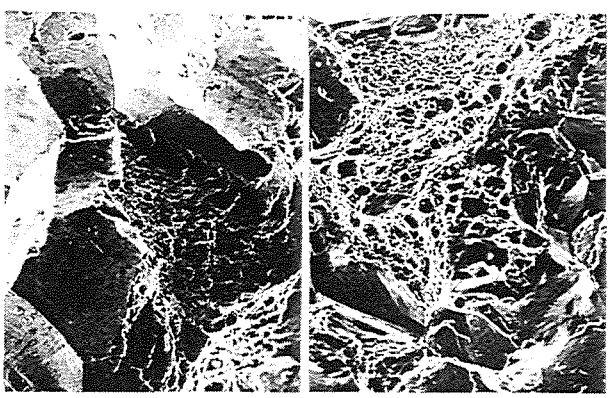



Fig. 4: Superficies de rotura de los espárragos 1 y 3.

Los porcentajes de zonas transcristalinas se refieren a la superficie de la zona plana, sin incluir (en caso de que los haya) los labios. Las zonas transcristalinas de cúpulas que no están sobre caras de grano claramente delimitadas y que cubren extensiones equivalentes a varios granos (fig. 5), aparecen ligadas en cierto modo al relieve formado por las caras de los primitivos granos de austenita. Esto no sucede en la superficie de los labios, en la que la disposición de las cúpulas es totalmente independiente de la estructura cristalina y lo mismo ocurre en las pequeñas zonas totalmente formadas por cúpulas localizadas en las zonas de iniciación de las roturas A y C de la anilla 4 y B de la anilla 3 (fig.6). Estas ultimas zonas corresponden a las de inducción plástica de las roturas citadas y proporcionan la discontinuidad necesaria para la propagación, con carácter frágil, de dicha discontinuidad o "grieta". En el caso de la rotura B de la anilla 3, la profundidad necesaria (longitud) de la grieta inicial ha sido notablemente menor que en el caso de las roturas A y C de la anilla 4 y no era detectable en examen macrofactográfico.

Se observa en todas las superficies planas de fractura de las anillas un aumento paulatino del porcentaje de rotura transcristalina conforme aumenta la distancia al origen, o lo que es equivalente, cuando aumenta el factor de intensidad de tensiones, pero *no* se observa ninguna discontinuidad o cambio brusco en los caracteres microfactográficos, si se exceptúan los límites entre zona plana y labios, o zona plana y zona de iniciación plástica en las roturas B de la anilla 3 y A y C de la anilla 4.

En el caso de los espárragos, no se aprecia una relación evidente entre la disposición de las seudodescohesiones y el primitivo grano austenítico (fig.7). Tampoco se observa en los espárragos rotos en servicio (1 y 2) ni en el 4, roto en laboratorio a tracción rápida, ninguna discontinuidad o cambio brusco en los caracteres microfactográficos; en el caso del 3 existe una zona muy pequeña (iniciación plástica de la rotura) formada por cúpulas no ligadas a estructura cristalina (fig.8) y a partir de cuyo límite se inicia la rotura por desgarro semifrágil, que en el caso del espárrago 4 se inicia en un punto del fondo de rosca. En el 3 se observa un aumento gradual de la proporción de cúpulas en la parte final de la rotura.



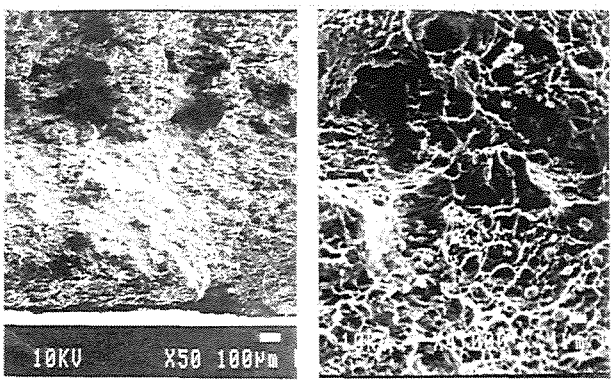
Caras de grano Zona transcristalina

Fig. 5: Zona plana de las roturas básicamente intercristalinas en las anillas (X2.000).

## 5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES.

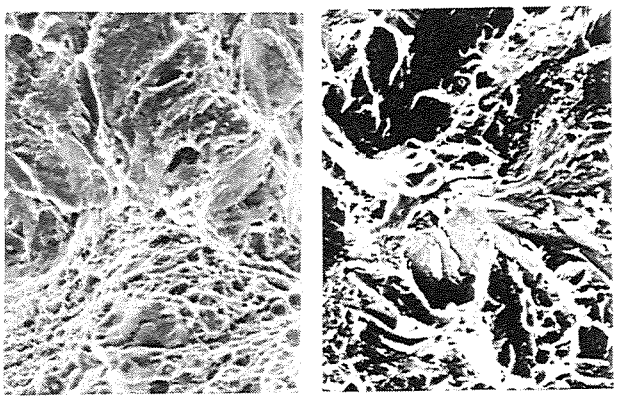
5.1. El comportamiento a carga constante mantenida de las anillas 1 y 2, con igual nivel $\sigma_R$ de resistencia y la misma estructura metalúrgica, ha sido similar, rompiendo con carácter totalmente frágil dentro de un mismo intervalo de tiempo, entre 72 y 96 horas, (24% entre el máximo y mínimo) a pesar de ser aproximadamente el doble el contenido en hidrógeno en la 1 que en la 2, lo que indica que a partir de un nivel mínimo de hidrógeno (menor de 5 ppm para el nivel de $\sigma_R$ considerado), no es significativo, desde un punto de vista práctico, un contenido mayor. Si consideramos ahora las anillas 3 y 4, con un nivel de resistencia $\sigma_R$ notablemente menor y contenidos en hidrógeno respectivamente iguales a la 1 y la 2, su comportamiento ha sido notablemente más satisfactorio, ya que la 4 no sufrió rotura y en la 3 sólo se iniciaron grietas al cabo de 96 horas de carga mantenida, lo que indica la importancia del nivel de resistencia $\sigma_R$. En el caso del nivel de resistencia de la 3 y la 4, el nivel de hidrógeno contenido en las anillas si parece ser significativo, al haberse iniciado una grieta en el caso de la de mayor contenido y no estar afectada la de menor contenido.

5.2. El comportamiento de las anillas 3 y 4 en el ensayo a tracción parece confirmar la influencia del contenido en hidrógeno (a los niveles de hidrógeno y $\sigma_R$ de estas anillas)




Vista general (X50) Detalle de cúpulas (X4.000)
Fig. 6: Zona de iniciación plástica en rotura C de anilla 4.

en el comportamiento, ya que la rotura B de la 3 tiene mas carácter frágil que las A y C de la 4, al tener menos desarrollo de los labios y haber requerido menos profundidad de grieta para iniciar la rotura frágil plásticamente inducida, que las roturas de la 4. Las cargas de rotura en ambas anillas (piezas sin entallas) son prácticamente iguales entre sí y a la de una anilla no enfragilizada, es decir, el efecto del hidrógeno ha sido causar una fuerte disminución de ductilidad, pero no ha afectado a la carga total de rotura (R) de la anilla de forma significativa.

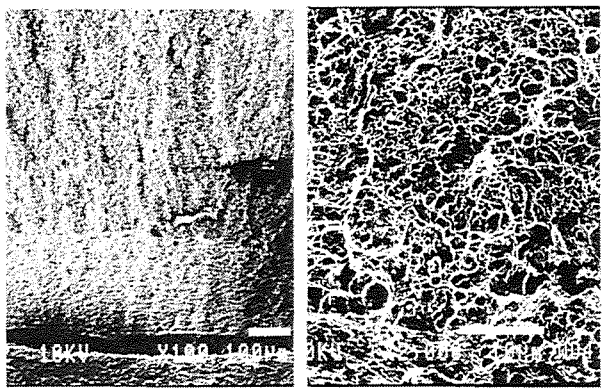


Espárrago 1 (X2.000) Espárrago 4 (X5.000)
Fig. 7: Seudodescohesiones en la rotura de los espárragos.

5.3. El comportamiento mencionado en 5.1 y 5.2 no permite (insuficiente número de ensayos) establecer leyes generales, pero *concuerda* con lo expuesto en 2.1. Los aspectos en que queremos fijar particularmente la atención en este trabajo son los siguientes, relativos todos a los caracteres macro y microfractográficos y relacionados por tanto con los micromecanismos de rotura y las teorías del efecto enfragilizador del hidrógeno:

*a*) ¿Existen siempre o no zonas diferenciadas en las superficies de fractura de las piezas rotas bajo la influencia de la enfragilización por hidrógeno?. ¿Hay o no diferencias en este aspecto, a igualdad de las otras circunstancias, según se trate de rotura diferida bajo carga estática o rotura bajo carga monótona creciente?.

*b*) Los caracteres microfractográficos de las roturas por enfragilización por hidrógeno, ¿son siempre básicamente los mismos?.



Vista general (X100) Detalle de cúpulas (X2.000)
Fig. 8: Zona de iniciación plástica en espárrago 3.

*c*) ¿Existen caracteres microfractográficos específicos de la enfragilización por hidrógeno?, o por el contrario ¿pueden producir los mismos caracteres otros efectos enfragilizadores intrínsecos del material o ajenos al material en sí?.

5.4. En una superficie de fractura las zonas diferenciadas pueden estar situadas en el origen de la fractura cuando la iniciación de la misma es por un mecanismo distinto al general de propagación de la rotura, y/o al final de la misma cuando se produce otro cambio de mecanismo en esta zona final. El resultado del estudio fractográfico expuesto en el apartado 4 indica que en el caso de las roturas de las anillas 1 y 2, producidas bajo carga mantenida, no existen zonas diferenciadas ni macro ni microfractográficamente, en contra de la imagen "tradicional" de la existencia de dos zonas en las roturas diferidas de enfragilización por hidrógeno (la de rotura progresiva de carácter frágil en la zona en que opera el mecanismo de enfragilización por hidrógeno y la rotura final de carácter dúctil de la sección remanente). Lo mismo sucede con la rotura de los espárragos 1 y 2, en que tampoco se aprecian zonas diferenciadas a pesar de que en éstos la rotura transcristalina es de caracteres micromorfológicos diferentes a los de las anillas 1 y 2; estas circunstancias están relacionadas con el alto nivel de resistencia de los materiales empleados, ya que en niveles mas moderados si suelen apreciarse zonas diferenciadas.

Cuando la rotura se ha iniciado y consumado bajo carga monótona creciente, caso de la rotura B en la anilla 3 y las A y C de la 4, existe una pequeña zona diferenciada, de carácter dúctil, en el inicio de las roturas (típico de roturas frágiles plásticamente inducidas); también existe otra zona diferenciada, de considerable tamaño y carácter dúctil, en las salidas de las roturas. En el caso de las roturas A y C de la anilla 3, iniciadas con carácter frágil por carga mantenida y consumadas bajo carga monótona creciente, no existe zona diferenciada en el origen, pero si en la salida. Esta zona diferenciada en la salida de todas las roturas de las anillas 3 y 4, a diferencia de lo que ocurre en las anillas 1 y 2, es debido a la mayor ductilidad, inherente a su menor nivel de resistencia. En el caso de los espárragos 3 y 4, el efecto de entalla del fondo de rosca ha impedido la formación de una

zona diferenciada de carácter dúctil en la salida de la rotura; en el origen, el espárrago 3, presenta una zona inicial muy pequeña de iniciación plástica de la rotura, cosa que no sucede en el 4, debido muy probablemente al efecto enfragilizador de la alta velocidad de carga. En las roturas del tipo diferido bajo carga mantenida, para la iniciación de la rotura con carácter frágil basta el nivel de intensidad de esfuerzos proporcionado por una pequeña discontinuidad superficial (pozo de corrosión, defecto, etc.) o incluso el efecto de una entalla aguda, tal como un fondo de rosca, por lo que no se suelen apreciar zonas diferenciadas en el origen.

En cuanto al otro aspecto mencionado en el párrafo *a*, *no* se han encontrado en las roturas A y C de la anilla 3 ninguna variación o discontinuidad de caracteres micromorfológicos entre la zona inicial de rotura frágil iniciada bajo carga constante y el resto de la rotura frágil, ni tampoco hay diferencias sustanciales entre las zonas planas (frágiles) de las roturas de las anillas 3 y 4 y las de las 1 y 2, si bien en estas dos últimas (material a mayor nivel de carga de rotura $\sigma_R$) la proporción de cúpulas transcristalinas es menor que en las 3 y 4. En los cuatro espárragos tampoco se han detectado diferencias entre los rotos en servicio y los rotos a tracción en laboratorio. Estos hechos concuerdan con las observaciones generales recogidas en 2.4 y las teorías del micromecanismo de enfragilización por hidrógeno, basadas en la difusión del hidrógeno, expuestas en 2.5.

5.5. En relación con el párrafo *b* de 5.3, en los ejemplos que estamos considerando aparecen dos caracteres generales bien diferenciados entre las anillas (rotura *intercristalina* con cierta proporción variable de transcristalina por cúpulas) y los espárragos (rotura *transcristalina* de seudodescohesiones y cúpulas). Estos dos conjuntos de caracteres microfractográficos son los que se pueden encontrar en las roturas por enfragilización por hidrógeno y dependen básicamente del tipo de material.

5.6. En cuanto a lo recogido en los dos últimos párrafos del apartado 2.4, referentes a la no existencia de caracteres microfractográficos específicos del efecto enfragilizador del hidrógeno, que volvemos a plantear en el párrafo *c* del apartado 5.3, los datos experimentales aportados en este trabajo se reducen a los espárragos 3 y 4, cuyos caracteres microfractográficos son iguales a pesar de que la velocidad de deformación aplicada en el 4, prácticamente disparada la máquina, fue probablemente suficiente para que no pudiese producirse el efecto enfragilizador del hidrógeno. En resumen, los datos experimentales obtenidos no contienen ningún indicio en contra de las propuestas citadas en el apartado 2.4, que por otra parte se pueden justificar por las teorías recogidas en 2.5. Sin embargo, cabe matizar, como lo han hecho algunos autores, y se ha observado también en nuestros ensayos, que las roturas *transcristalinas* por cúpulas en que la disposición de las mismas aparece ligada en cierta forma a las caras de los granos primitivos de austenita, puedan ser específicas de la enfragilización por hidrógeno, lo que no está en oposición con las teorías expuestas en 2.5.

## 6. REFERENCIAS.

(1) Tetelman A.S., y McEvily A.J., "Fracture of Structural Materials".Ed. Jonh Wiley and sons. 1967.
(2) Pressouyre, G.M., "Trap theory of hidrogen embrittlement", Acta Metallurgica, Vol. 28, pp. 895-911, 1980.
(3) Nakasato F. y Takahashi M., "Delayed-failure analysis of high-strength structural bolts", Metals Technology, pp. 449-455, November 1980.
(4) Lynch S.P., "A fractographic study of gaseous hydrogen embrittlement and liquid-metal embrittlement in a tempered-martensitic steel", Acta Metallurgica, Vol. 32, pp. 79-90, 1984.
(5) Metals Handbook, Ninth Edition. "Vol. 11. Failure Analysis and Prevention", A.S.M., 1986.
(6) Metals Handbook, Ninth Edition. "Vol. 12. Fractography", A.S.M., 1987.
(7) Pintado Fé J.M., "Fallos en servicio de los materiales metálicos", Ed. INTA. 1992.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# DISTRIBUCIÓN DE LA RESISTENCIA MECÁNICA DE MONOFILAMENTOS DE SiC RECUBIERTOS DE GRAFITO.

**I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano, M. Fuentes Pérez.**

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
P° Manuel de Lardizábal,15, 20009- San Sebastián.
y
Escuela Superior de Ingenieros de San Sebastián. Universidad de Navarra.
Apdo. 1674, 20008 - San Sebastián.

**Resumen:** Las fibras de SiC se utilizan habitualmente como refuerzo (tanto unidireccional como tejido) en materiales compuestos, tanto de matriz metálica como cerámica, como consecuencia de su elevado módulo elástico y de su alta estabilidad química y resistencia mecánica específica a altas temperaturas. Cuando el refuerzo con este tipo de material se realiza en forma de fibras largas, la caracterización de la dispersión de la resistencia mecánica de las mismas adquiere una gran importancia. En este artículo se presenta un estudio del comportamiento a tracción de fibras de SiC con núcleo de W y recubrimiento de carbono, fibras Sigma SM1140+, de 100 μm de diámetro nominal. Se estudia la dispersión de las cargas de rotura observadas en los ensayos de tracción realizados sobre las mismas, su ajuste a distribuciones del tipo Weibull y la fractografía de las fibras.

**Abstract:** Silicon carbide fibres are frequently used as reinforcement (unidirectional or woven) in both metallic and ceramic matrix composites, because of its high Young modulus, chemical stability and specific mechanical resistence at high temperature. When these type of materials are used as long fibres reinforcement, the characterization of their mechanical stregth distribution has a very big importance. In this paper a study of tensile behaviour of silicon carbide fibres with tungsten core and carbon coating, sigma SM1140+ fibres, with a nominal diameter of 100μm, is presented. The scattering of the fibre tensile stregth, their fitting to Weibull distributions and the fractography of the broken fibres are studied.

## 1. INTRODUCCIÓN

En la elaboración de materiales compuestos es fundamental el conocimiento de las propiedades estructurales y mecánicas de las fases que se presentan en su formación para la comprensión adecuada de las propiedades mecánicas del material total. En esta línea, hay en la bibliografía muchos estudios sobre las propiedades mecánicas de las fibras típicas en la elaboración de materiales compuestos [1-6].

En materiales compuestos de matriz metálica, las fibras de carburo de silicio de diámetros grandes (entre 100 y 140 μm) son generalmente las más utilizadas por su estabilidad termoquímica y su elevado módulo de elasticidad a altas temperaturas. Estos materiales compuestos generalmente se utilizan en aplicaciones estructurales a temperaturas relativamente altas (entre los 500 y 800 °C).

De cara a un uso estructural de los materiales compuestos reforzados con este tipo de fibras es necesario un conocimiento exhaustivo de las propiedades mecánicas tanto del "composite" como de las partes de que consta.

En esta colaboración se presenta un estudio realizado sobre fibras Sigma de carburo de silicio, cuyo suministrador es la DRA británica. Se presenta un estudio de las cargas de rotura a tracción de las fibras, con su correspondiente dispersión estadística y un somero estudio fractográfico de las superficies de fractura que se obtienen tras los ensayos. El conocimiento estadístico de las cargas de rotura adquiere una especial relevancia dada la gran cantidad de fibras de este tipo que forman parte de cada pieza construida con materiales compuestos.

| Ref. | Carga de rotura (N) | Tensión de rotura (MPa) |
|---|---|---|
| 1 | 23.26 | 2961 |
| 2 | 24.16 | 3076 |
| 3 | 25.5 | 3247 |
| 4 | 25.85 | 3291 |
| 5 | 25.41 | 3235 |
| 6 | 24.54 | 3124 |
| 7 | 25.72 | 3275 |
| 8 | 26.11 | 3324 |
| 9 | 27.83 | 3543 |
| 10 | 26.81 | 3413 |
| 11 | 27.14 | 3456 |
| 12 | 26.5 | 3374 |
| 13 | 20.64 | 2673 |
| 14 | 26.77 | 3408 |
| 15 | 27.21 | 3465 |
| 16 | 27.83 | 3543 |
| 17 | 26.07 | 3319 |
| 18 | 27.68 | 3524 |
| 19 | 26.35 | 3355 |
| 20 | 26.82 | 3415 |
| 21 | 27.83 | 3543 |
| 22 | 28.13 | 3582 |
| 23 | 24.43 | 3110 |
| 24 | 23.17 | 2950 |
| 25 | 26.56 | 3382 |
| 26 | 26.71 | 3401 |
| 27 | 23.56 | 3000 |
| 28 | 23.95 | 3049 |
| 29 | 26.50 | 3374 |
| 30 | 24.81 | 3159 |

**Tabla1.** Cargas de rotura y tensiones de rotura para la fibra Sigma SM1140+ en ensayos de tracción a temperatura ambiente.

## 2. MATERIAL ENSAYADO Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material sobre el que se realizaron los ensayos de tracción son fibras sigma SM1140+, fabricadas por la DRA (ReinoUnido). Estas fibras tienen un núcleo de W de unas 15 μm de diámetro, sobre el que se crece el material principal del que se compone la fibra (carburo de silicio) por CVD. Finalmente se les aplica un recubrimiento de grafito, para mejorar la intercara en la posterior elaboración de los materiales compuestos. El diámetro nominal de etas fibras es de 100 μm (que llega hasta 104 μm contando con el recubrimiento de grafito). Una micrografía de estas fibras (embebida en una matriz metálica) se presenta en la figura 1.

Se prepararon probetas con este material, cortando fibras de 140 mm de longitud y pegando ambos extremos de cada fibra a papel de lija con un pegamento de contacto, para evitar que se produjera el deslizamiento entra las fibras y las mordazas empleadas. La longitud total entre mordazas fue de 100 mm y las probetas se prepararon cuidando en todo momento de no manipular las fibras por la longitud ensayada, para no provocar daño superficial en el recubrimiento que pudiera falsear los ensayos.

Las probetas así preparadas se ensayaron en una máquina Instron, electromecánica, con una celda de carga de 500 N. Los ensayos se llevaron a cabo a una velocidad de desplazamiento constante de 0.5 mm/min, a temperatura ambiente. Se registró la carga aplicada en cada momento en función del tiempo de ensayo y posteriormente esto se tradujo a un registro carga - desplazamiento, teniendo en cuenta la velocidad de desplazamiento constante aplicada.

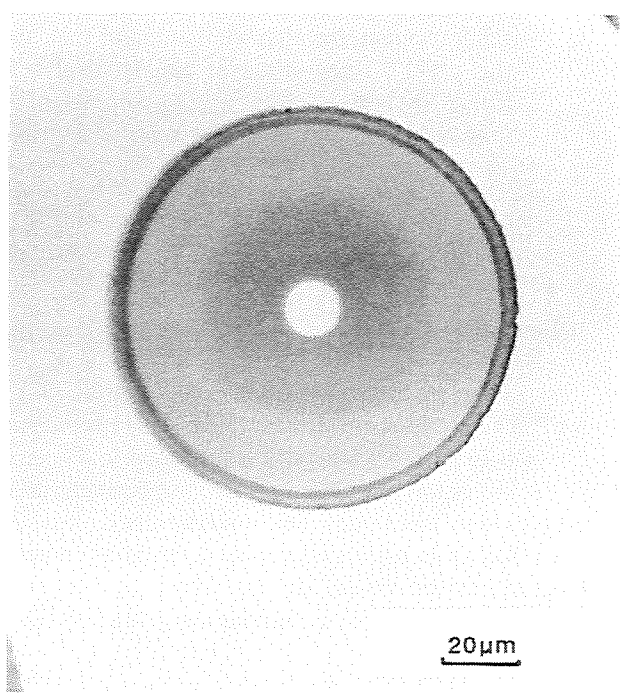



**Figura 1.** Micrografía de una fibra Sigma 1140+, embebida en una matriz metálica (Ti/6/4). Se observan perfectamente las tres capas (núcleo de W, SiC y recubrimiento de carbono).

## 3. RESULTADOS

Los ensayos se llevaron a rotura en todos los casos. Se observó en todos ellos un registro completamente elástico lineal, con una zona inicial de deslizamiento de las mordazas que no representa un problema desde el punto de vista de la medición de la carga de rotura. En el instante de la rotura se produjo en todos los casos una fragmentación múltiple de las probetas, que impidió determinar en que lugar se nucleó la fractura primigenia

La tabla 1 se presenta los resultados obtenidos para la carga y tensión de rotura en los 30 ensayos que se realizaron a temperatura ambiente.

La figura 2 presenta la distribución de las cargas de rotura de las probetas en forma de diagrama de Weibull. Como se ve en esta gráfica el módulo de Weibull de las cargas de rotura es m =17.78 ± 0.3 (i.c.95%).

Este valor del módulo de Weibull es claramente superior al medido por otros para las cargas de rotura de fibras de diámetros menores. en el rango de m = 4 - 6, para fibras de Nicalon (15 μm) [1-4]. Sin embargo, las fibras SCS6 (fibras con núcleo de carbono, unas 140 μm de diámetro. fabricadas por Textron) [5,6,9] presentan unos módulos de Weibull para las cargas de rotura entre 11 y 18. dependiendo de la longitud de probeta utilizada. Una explicación para esta diferencia de valores se encuentra en la mayor fiabilidad esperable en fibras de diámetro mayor, por su mayor calidad superficial ypor la difernecia entre los procesos de fabricación.

Comparando los valores procedentes de la experimentación propia y de los facilitados por el fabricante del material (DRA) (tabla 3) se deduce que el valor medio obtenido para la carga de rotura es algo menor que las especificaciones del fabricante y que la desviación típica en la misma está en el rango de las anunciadas por la DRA.

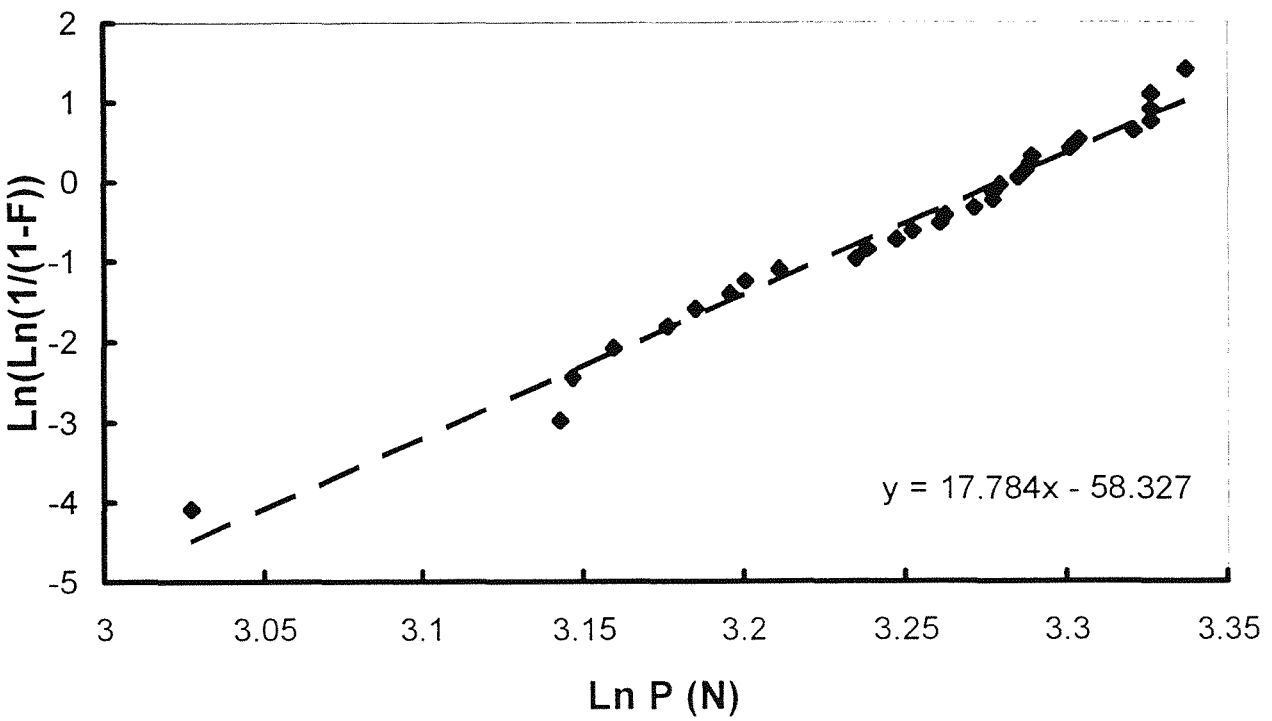



**Fig.2.** Diagrama de Weibull con la distribución de las cargas de rotura para las fibras Sigma (SM1140+) a temperatura ambientre.

| | Módulo de Weibull | Longitud ensayada (mm) |
|---|---|---|
| Fibras Sigma | 17.78 | 100 |
| SCS-6 | 11-17 | 50-100 |
| Nicalon | 4-7 | 25-100 |

**Tabla 2.** Comparación de los módulos de Weibull para las cargas de rotura para distintos tipos de fibra. Los datos para el Nicalon y el SCS-6 proceden de la bibliografía [1-6].

| | Valor medido | Fabricante |
|---|---|---|
| Carga de rotura | 25.8 N | 27 N |
| Desviación típica | 1.55 N | 1.35-1.89 N |
| Módulo elástico | 360.8 GPa | 400 GPa |
| Desviación típica | 12.2 GPa | 20-28 GPa |

**Tabla 3.** Comparación entre los resultados propios y los suministrados por el fabricante para las cargas de rotura y el módulo de elasticidad.

| | Coeficiente de correlación |
|---|---|
| Weibull | 0.9985 |
| Normal | 0.9683 |
| Logarítmico-normal | 0.9011 |

**Tabla 4.** Coeficientes de correlación de los datos experimentales de las cargas de rotura para el ajuste con distintas distribuciones estadísticas.

Con objeto de determinar si la carga de rotura se ajusta mejor a otra distribución estadística que no fuera de Weibull, se realizó el ajuste de los resultados experimentales a otras dos distribuciones típicas (la distribución normal y la logarítmico normal). De la observación de los resultados obtenidos para los coeficientes de correlación (tabla 4) se deduce que el ajuste a una distribución deWeibull es claramente mejor que el correspondiente a las otras dos distribuciones.

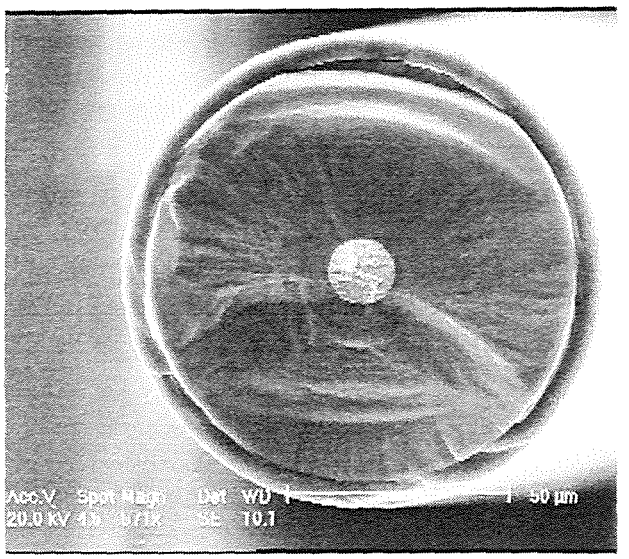



**Fig. 3.** Fractografía de una fibra Sigma 1140+ rota a temperatura ambiente. Se aprecia como la fractura se inicia en la intercara entre el W y el SiC y se propaga radialmente hasta alcanzar el recubrimietno de carbono.

A partir de los registros carga - desplazamiento de las fibras, se calculó el módulo de elasticidad para cada uno de los 30 ensayos. La tabla 3 presenta el valor medio y la desviación típica. El módulo de elasticidad se encuentra distribuido estadísticamente de acuerdo a una distribución normal. Los valores obtenidos en la experimentación son algo menores que los especificados por el fabricante (probablemente porque el ensayo de tracción tal como se ha realizado no es el método más presiso para medir módulos de elasticidad).

## 4. FRACTOGRAFÍA

La fractografía, mediante microscopía electrónica de barrido, se realizó tras los ensayos utilizando los fragmentos que quedaron en los exrtremos, agarrados a las mordazas, y en algún caso fragmentos sueltos que, por su tamaño, eran

suficientemente manejables. En la mayoría de los casos, como ya se ha indicado, la fractura era múltiple y dejaba el área circundante al ensayo llena de fragmentos de muy pequeño tamaño.

La figura 3 muestra la fractografía típica de una de las fibras observadas. La fractura nace en la intercara entre el núcleo de W y el SiC, creciendo radialmente, hasta alcanzar la capa de carbono, donde se produce un despegue de la misma. El hecho de que la iniciación de la fractura se dé en la citada intercara y no en la superficie de la fibra, da una idea de que el factor determinante en la calidad de este tipo de fibras no es el acabado superficial, que es muy bueno y si se manipulan las fibras con cuidado no se daña, sino la intercara producida por el proceso de CVD. Este puede ser un motivo de la alta fiabilidad (gran repetitividad en las cargas de rotura) de este tipo de fibras. Es igualmente importante el hecho de que se produzca un despegue del recubrimiento de la fibra en el proceso de rotura. Esto favorecerá el diseño a fractura de los "composites" que se fabriquen con estas fibras.

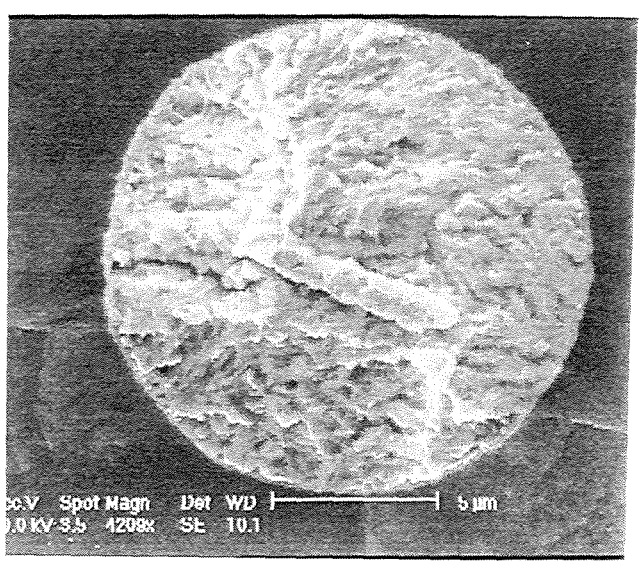



**Fig. 4.** Fractografía de una fibra Sigma 1140+ rota a temperatura ambiente. Detalle de la superficie de fractura del núcleo de W. Se aprecia la fractura frágil del núcleo, aparentemente iniciada en la intercara entre el W y el SiC.

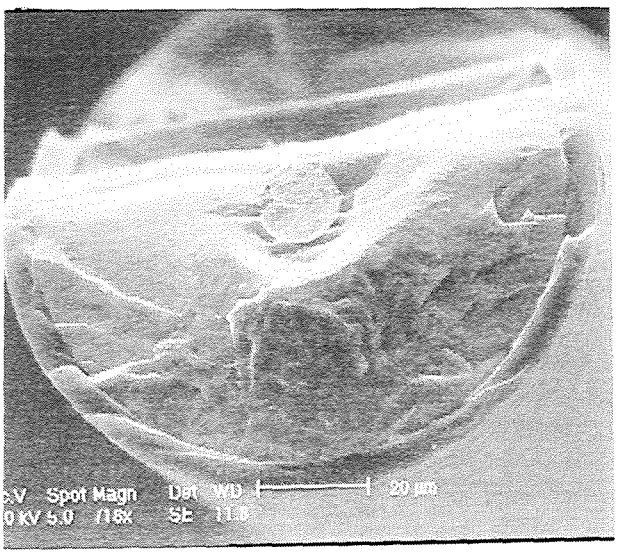



**Fig. 5.** Fractografía de una fibra Sigma 1140+ rota a flexión a temperatura ambiente. Se observa una "lengüeta" en la zona que trabajaba a compresión en la flexión. También se puede observar la independencia de la rotura de la fibra y del recubrimiento.

En la figura 4 se observa, a 1200 aumentos, la facies de fractura del núcleo de W. Como se ve, la apariencia de la fractura es frágil, y parece que el origen de la fractura total esté en la intercara entre el W y el SiC.

En la figura 5 se presenta a título puramente comparativo una superficie de fractura inducida en una fibra por flexión. En este caso, la fractura no tiene una superficie perpendicular a la fibra, ni una apariencia radial, sino que aparece una "lengüeta" en la zona comprimida de la fibra durante la flexión.

## 5. CONCLUSIONES

1.- Se han realizado ensayos de tracción sobre fibras Sigma SM1140+ (SiC) que han permitido determinar el valor medio de su carga de y su distribución estadística. La distribución de las cargas de rotura se ajusta a una distribución de Weibull de dos parámetros con módulo 17.8.

2.- La fractografía de las fibras rotas, combinada con los registros carga - desplazamiento indica un comportamiento competamente elástico de las fibras. La fractura se propaga radialmente a partir de la intercara entre el núcleo de W y el SiC y produce un despegue de la capa de grafito que recubre la fibra.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores de esta colaboración quieren expresar su agradecimiento al Departamento de Industria, Agricultura y Pesca del Gobierno Vasco por la financiación proyecto del "Cluster Aeronáutico Vasco" sobre MMC's al que pertenecen los resultados presentados..

## 7. BIBLIOGRAFÍA

[1] Goda, K., Fukunga, H., "The evaluation of the strength distribution of silicon carbide and Alumina fibers by multi-modal Weibull distribution", J. Mater. Sci., **21**, 4475 (1986).

[2] Prewo, K.M., "Tension and flexural strength of silicon carbide fibre reinforcemente glass-matrix composites", J.Mater. Sci., **15**, 463 (1980).

[3] Singh, D., Singh, J.P., "Effect of processing on strength of Nicalon fibres in Nicalon fibre Si-C matrix composites", Ceramic Eng. Sci. Pro.,7, 231 (1992).

[4] Wu, H.F., Netravali, A.N., "Weibull analysis of stregth-length relationships in sigle Nicalon SiC fibres", J.Mater.Sci., **13**, 2659 (1992).

[5] Bunsell, A.R., "Fibres for metallic and composites, the scientific aspects and their relation to composite performances", 9th. International Symposium on Metallurgy and Materials Science, 1 (1988).

[6] Pambaguian, L., "Influence of the pyrolitic carbon fibre coating on the strength of Textron SiC fibre in an aluminium matriz composite", Key Eng. Mater., **127-131**, 219, (1997).

[7] Ward-Close, C.M., Loander, C., "Recent advances in Titanium MMCs", 19-32 (1995).

[8] Assler, H., Peters, P.W.M., "The influence on the tensiles strength of single fibre composites (SiC fibre/Titanium Alloy)", Key Eng. Mater., **127-131**, 1241 (1997).

[9] Bunsell, A.R., Berger, M.H., "Ceramic fibre development and characterisation", Key Eng. Mater., **127-131**, 15 (1997).

[10] Bunsell, A.R., "Ceramic fibers: Properties, structures and temperature limitations", J.App. Polymer Sc.:Applied polymer Symposium, **47**, 87 (1991).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# COMPORTAMIENTO A TRACCIÓN DE UN COMPOSITE DE MATRIZ Ti/6Al/4V REFORZADO CON FIBRAS SIGMA.

**I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano, M. Fuentes Pérez.**

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
P° Manuel de Lardizábal,15, 20009- San Sebastián.
y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián. Universidad de Navarra.
Apdo. 1674, 20008 - San Sebastián.

**Resumen:** Los *composites* de matriz metálica son materiales de gran interés en aplicaciones aeronáuticas. En concreto los *composites* de matriz Ti reforzados con fibras largas de SiC se utilizan en turbinas de aviación por sus excelentes propiedades mecánicas a relativamente elevadas temperaturas. En esta comunicación se presenta un estudio del proceso de fractura a tracción de un composite de matriz Ti/6%Al/4%V reforzado unidireccionalmente con 8 capas de fibras Sigma. Los ensayos se han desarrollado con la dirección de tracción en la dirección del refuerzo (situación normal de trabajo) y en dirección perpendicular a la del refuerzo (con objeto de estudiar el comportamiento del material en el caso más desfavorable). Se muestran los resultados de los ensayos y el estudio fractográfico de las probetas rotas, lo que permite establecer el mecanismo de iniciación y propagación del fallo estático de las probetas a temperatura ambiente.

**Abstract**: Metal matrix composites are very interesting materials for aeronautical applications. Particularly, Ti matrix composites reinforced with long silicon carbide fibres are used in aero - engines because of their high performance at quite high temperature. In this paper a study of tensile fracture process of a Ti/6%Al/4%V matrix composite unidirectionaly reinforced with 8 plies of Sigma fibres is presented. Test are performed both with tensile axis in the reinforcement direction (normal work situation) and at 90° with respect to the reinforcement direction (in order to know the material behaviour in the most unfavourable situation). Tets results and fractographic study of specimens are shown, in oreder to stablish the initiation mechanism and further propagation of static failure in the material at room temperature.

## 1. INTRODUCCIÓN

En aeronáutica y más concretamente en las turbinas de aviación, la evolución natural de los tecnología lleva a buscar materiales con una elevada resistencia específica (relación entre la resitencia y el peso específico del material) y que puedan trabajar a cada vez más altas temperaturas. En esta línea los materiales compuestos de matriz metálica son muy interesantes y en ellos se está invirtiendo una gran cantidad de recursos.

En concreto, los materiales compuestos de base Ti pueden ser usados en las partes que trabajan a temperaturas intermedias de las turbinas de aviación, alrededor de los 600 °C, por su buena resistencia específica y alta rigidez en este rango de temperaturas.

En esta comunicación se presenta un estudio sobre el comportamiento a tracción a temperatura ambiente de un "composite" de matriz Ti/6%Al/4%V y refuerzo unidireccional de fibras continuas Sigma (carburo de silicio). Las probetas han sido ensayadas tanto en la dirección del refuerzo como en dirección perpendicular al mismo con objeto de estudiar la relación entre las resistencias del material en su dirección normal de trabajo y la dirección más desfavorable desde el punto de vista de la resistencia.

Asimismo, se presenta el estudio fractográfico de las probetas una vez rotas, para establecer el mecanismo de iniciación y propagación del fallo de las probetas en este tipo de ensayos.

| | Observación propia | DRA |
|---|---|---|
| fv (%) | 0.35±0.01 | 0.35 |
| **Espaciado (μm)** | 163±5 | 168 |

**Tabla1.** Datos metalográficos del material ensayado. El espaciado es la distancia media entre los centors de las fibras. Se especifican los valores medios y los i.c. 95%.

## 2. MATERIAL ENSAYADO Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

El material sobre el que se han realizado los ensayos es un material compuesto de matriz Ti/6%Al/4%V reforzado unidireccionalmente con fibras Sigma (fibras de carburo de silicio, con un núcleo de Tungsteno y un recubrimiento de carbono con objeto de mejorar la intercara fibra matriz) cuyas características más relevantes, medidas propias y del proveedor (DRA), se presentan en la tabla 1.

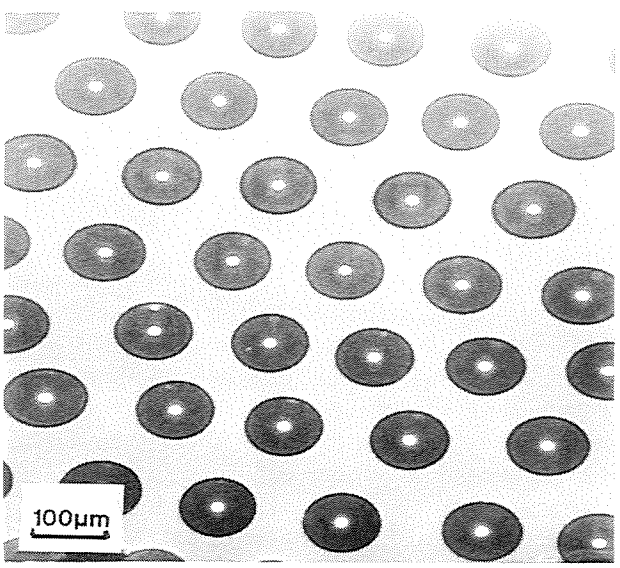



**Fig. 1.** Micrografía de una sección perpendicular al refuerzo del composite ensayado. Se observa la disposición regular de las fibras.

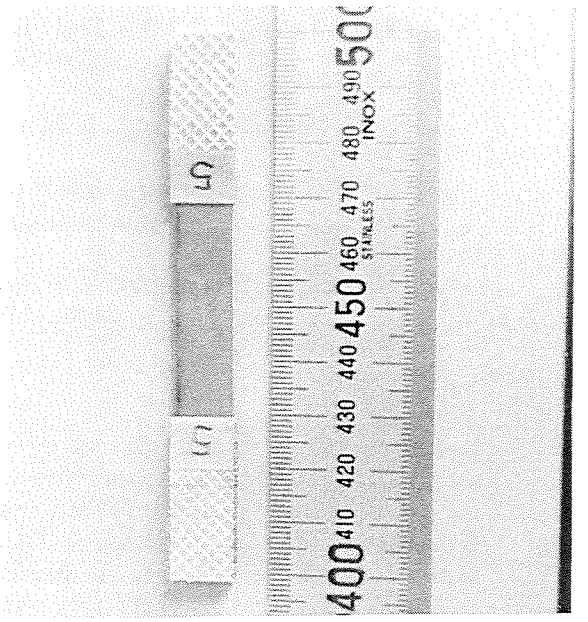



**Fig. 2.** Probetas de tracción utilizadas. Se observan los "end - tabs" pegados a los extremos de la probeta.

El refuerzo tiene 8 capas de fibras, dispuestas regularmente (de gran importancia de cara al comportamiento a fatiga del material). En la figura 1 se presenta una micrografía de un corte metalográfico del material en la dirección perpendicular al refuerzo.

Para realizar los ensayos se cortaron probetas de tracción de 100 x 10 mm, cuya forma se presenta en la figura 2, a las que se unieron con un adhesivo unos "end tabs" de aluminio, con objeto de mejorar el amarre a la máquina de ensayos y de asegurar la rotura de las probetas fuera de la zona de amarre. El mecanizado de este material se realizó con sierra de diamante por recomendación expresa del proveedor y resultó ser un proceso de gran dificultad. Por este motivo se eligió para las probetas una geometría sencilla. El pegamento empleado fue un pegamento de contacto "Loctite 330" que se aplicó sobre las placas de aluminio, mientras que el activador necesario "Loctite 7388" se aplicó sobre las probetas del material compuesto.

Se realizaron ensayos con la dirección de tracción paralela a la del refuerzo (probetas 1 a 4) y con la dirección de tracción en dirección perpendicular a la del refuerzo (probetas 5 a 7). El aspecto de una probeta antes de ser ensayado se puede observar en la figura 2.

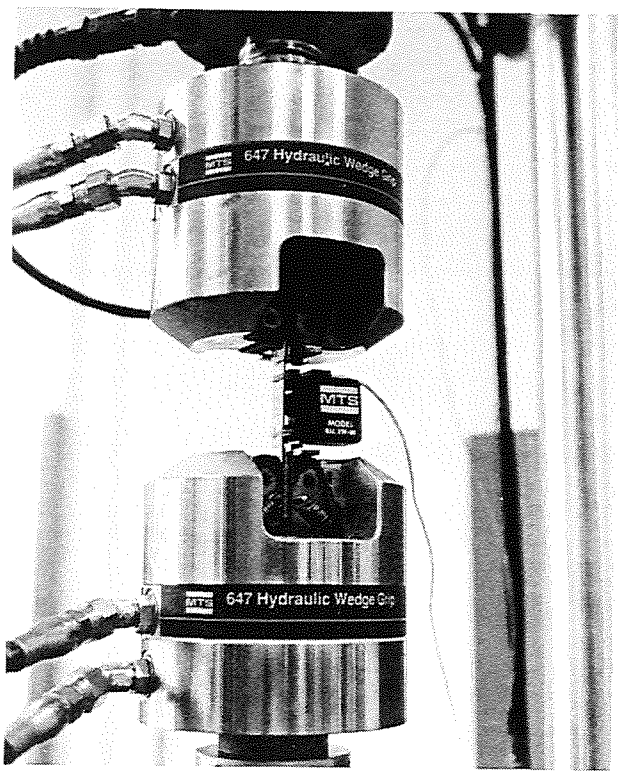



**Fig. 3.** Montaje de tracción para ensayar probetas de Ti/6%Al/4%V reforzado con fibras sigma 1140+. Se observa la forma de amarre y la colocación del extensómetro.

Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina de tracción MTS a velocidad de desplazamiento de la cruceta constante equivalente a realizar los ensayos a una velocidad de deformación aproximadamente constante de $10^{-4}$ $s^{-1}$. El amarre de las probetas a la máquina de ensayos se realizó mediante mordazas hidráulicas a las que se ajustaron unas cuñas esmeriladas en contacto con los "end - tabs" de la probeta. La deformación instantánea de la probeta se midió mediante un extensómetro MTS de 25 mm de longitud calibrada y ±1 mm de rango de medida que se ajustó a la cara mayor de cada una de las probetas. En la fig. 3 se presenta una fotografía del montaje de las probetas en la máquina de ensayos.

## 3. RESULTADOS

En la figura 4 se presentan los registros tensión - deformación de todas las probetas ensayadas, tanto con la dirección de tracción coincidiendo con la del refuerzo como en dirección perpendicular al refuerzo. En ambos tipos de registro se observa una desviación de la linealidad, más marcada en el segundo caso porque el único material que trabaja en la dirección que se ensaya en ese caso es la matriz.

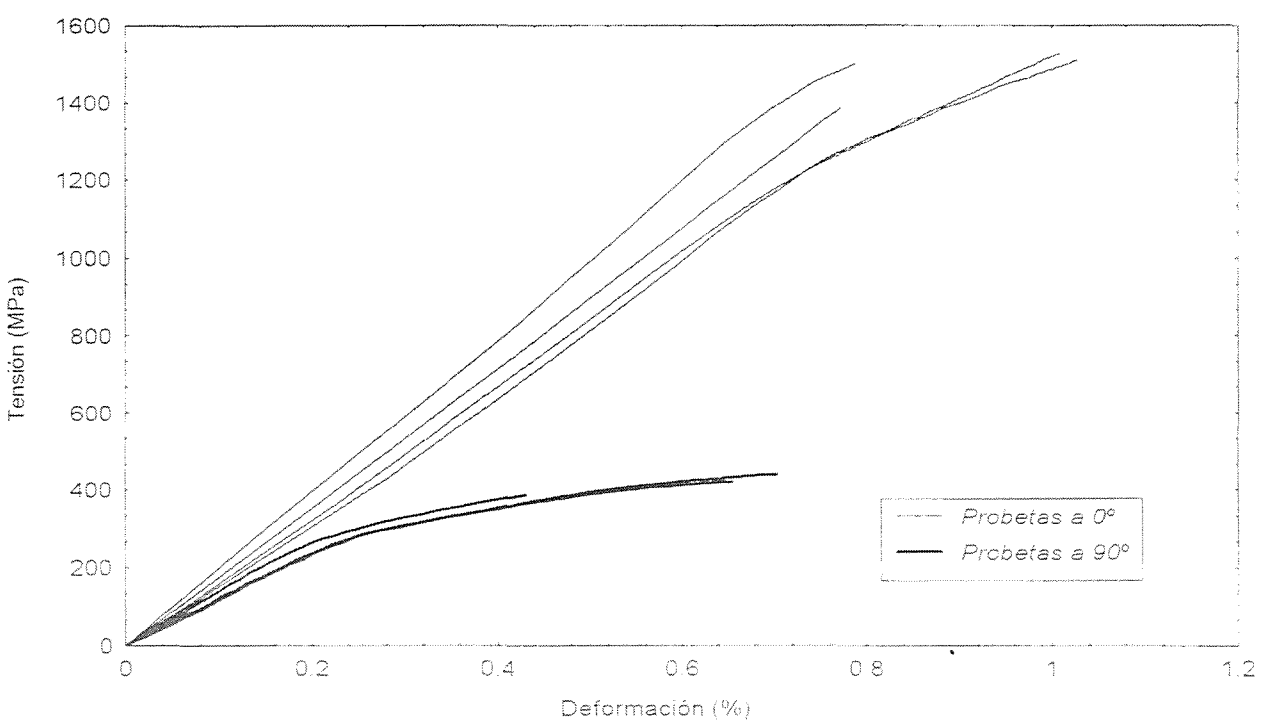



**Fig. 4.** Registros tensión - deformación para las probetas de tracción ensayadas. Se observan dos grupos de curvas correspondientes con las probetas ensayadas a 0° y a 90° con la dirección del refuerzo

| Referencia | W (mm) | l (mm) | t (mm) | P (kN) | σ (MPa) | $\varepsilon_f$ (%) | E (GPa) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Tisig01 | 10 | 38.65 | 1.35 | 18.7 | 1386 | 0.7168 | 178.3 |
| Tisig02 | 10 | 39.25 | 1.30 | 19.55 | 1504 | 0.6989 | 200 |
| Tisig03 | 10 | 39.3 | 1.30 | 20.62 | 1586 | 1.0488 | 201.1 |
| Tisig04 | 10 | 38.2 | 1.30 | 20.4 | 1511 | 1.0273 | 181.2 |
| Valor medio (0°) | | | | 19.82 | 1497 | 0.8215 | 190.15 |
| Tisig05 | 10 | 39.25 | 1.30 | 5.03 | 387 | 0.4218 | 139 |
| Tisig06 | 10 | 38.3 | 1.35 | 5.69 | 421 | 0.6348 | 117.4 |
| Tisig07 | 10 | 38.85 | 1.3 | 5.72 | 440 | 0.6953 | 118.9 |
| Valor medio (90°) | | | | 5.36 | 416 | 0.584 | 125.1 |

**Tabla 2.** Resultados de los ensayos de tracción realizado a temperatura ambiente. La longitud "l" se corresponde con la longitud libre en cada probeta entre "end - tabs". Tanto "P" como "σ" son los valores correspondientes a la fractura.

Los resultados de los ensayos realizados con las probetas descritas en el apartado anterior se presentan en la tabla 2 (las probetas Tisig01 a 04 son probetas ensayadas en la dirección del refuerzo y las probetas Tisig05 a 07 fueron ensayadas en dirección perpendicular al refuerzo). En la tabla 3 se presentan los valores facilitados por el fabricante tanto para la tensión de rotura como para el módulo de elasticidad para el material compuesto y para el Ti/6/4.

| | σ (MPa) | E (GPa) |
|---|---|---|
| Ti/6%Al/ 4%V | 990 | 115 |
| Composite | 1696 | 181 |

**Tabla 3.** Datos facilitados por el fabricante del material compuesto (DRA) para la matriz (Ti/6/4) y para el material compuesto.

Como se observa, los resultados obtenidos para la tensión de rotura en dirección paralela al refuerzo son algo menores a los proporcionados por el fabricante (del orden de un 10%). Esto puede ser debido a que se aumentó la presión de amarre de las probetas como consecuencia de los problemas que se tuvieron para asegurarlo. En 3 de los 4 casos las probetas rompieron en la zona de amarre. Sin embargo, en el caso de la probeta Tisig02, la rotura se produjo por la zona central de la misma con una tensión similar a las demás, lo que lleva a pensar que los resultados de los otros ensayos también son significativos para caracterizar la resistencia a tracción del material y no son una consecuencia del método de amarre.

Con respecto a los resultados obtenidos para las probetas ensayadas perpendicularmente al refuerzo, se observa que su carga de rotura se corresponde con la que tiene la sección resistente de la matriz que queda entre las fibras, lo que es perfectamente consistente con la forma de carga con la que se ha llevado el ensayo (las fibras en esta dirección no tienen ningún efecto beneficioso). De la misma manera, se observa que el módulo elástico del material en esta dirección es prácticamente el mismo que el de la matriz.

## 4. FRACTOGRAFÍA

La figura 5 muestra el aspecto a pocos aumentos de la superficie de fractura de las probetas rotas con la carga aplicada en la dirección del refuerzo. En la fractografía se observan las fibras, ligeramente extraídas de la matriz y algún agujero en la misma. A más aumentos, se puede observar que la fractura de las fibras es radial, iniciada probablemente en la intercara entre el núcleo de W y el SiC (figura 6), lo que viene a corroborar la idea de que las fibras rompen en primer lugar, dejando el ligamento de matriz que acaba rompiendo por fallo dúctil, como se observa en la figura 7.

Se observa igualmente en las citadas figuras una descohesión de las fibras con la matriz, favorecido por el desprendimiento del recubrimiento de carbono de las mismas.

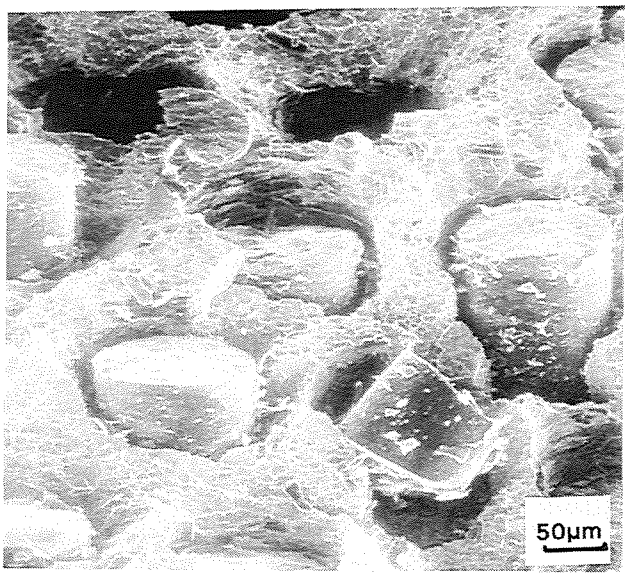



Fig. 5. Superficie de fractura de una probeta de tracción ensayada paralelamente al refuerzo (SEM).

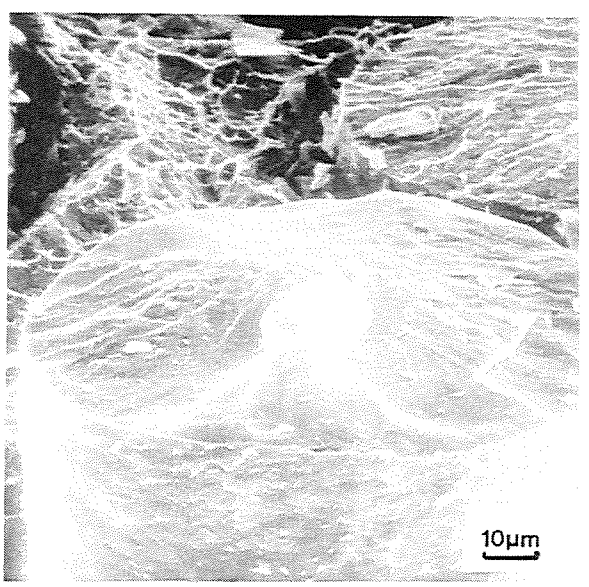



Fig. 6. Fractografía SEM del detalle de una fibra. Se observa la propagación radial de la fractura.

Respecto al comportamiento del material en dirección perpendicular al refuerzo, se puede observar en la figura 8 cómo el efecto de las fibras es insignificante. La propagación de la fractura se produce entre capas de fibras apiladas y únicamente cuando la probeta está prácticamente rota, algunas fibras rompen a flexión por efecto de la propagación de la fractura (figura 9).

Al igual que en el caso longitudinal, y quizá de una manera más evidente a la vista del registro tensión - deformación, la fractura esperable para la matriz fue

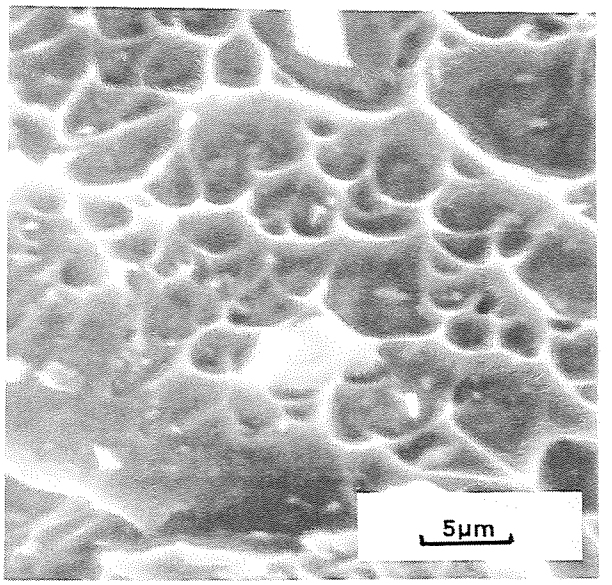



Fig. 7. Fractografía SEM de la fractura de la matriz. Se observa que el comportamiento de la misma es eminentemente dúctil.

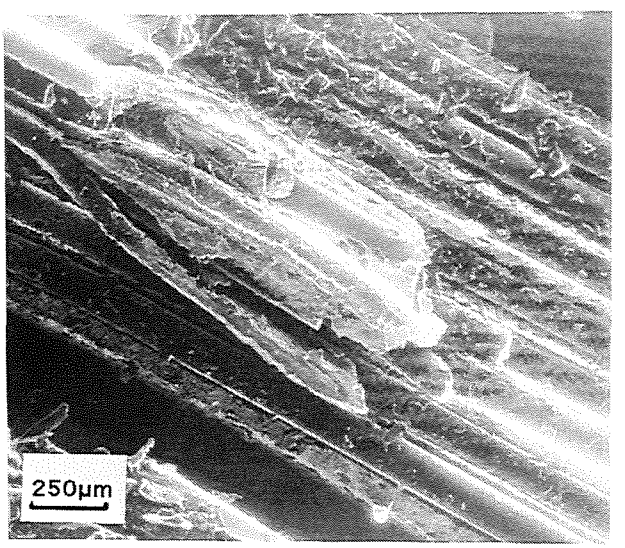



Fig. 8. Micrografía SEM de una probeta rota en dirección perpendicular al refuerzo. Se observa la fractura por fallo de la matriz, sin que el refuerzo intervenga en la resistencia.

dúctil, lo que viene corroborado por la observación fractográfica (figura 10).

## 5. CONCLUSIONES

1. Se han realizado ensayos de tracción a temperatura ambiente de un material compuesto de matriz Ti/6%Al/4%V y refuerzo unidireccional de fibras continuas Sigma, tanto en dirección paralela al refuerzo como en dirección perpendicular al mismo

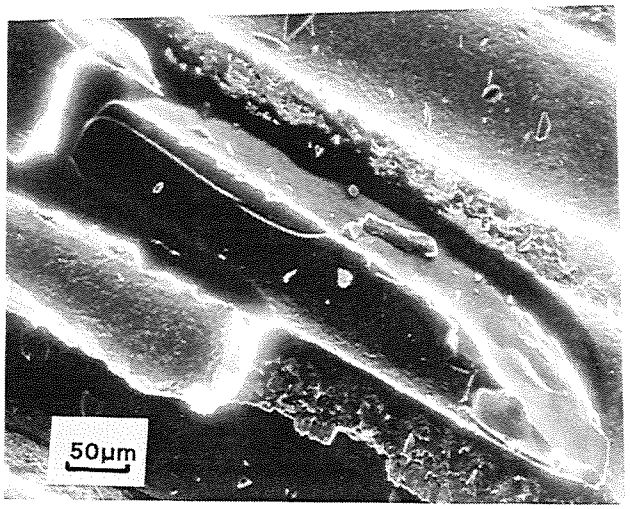



**Fig. 9.** Micrografía SEM en la que se observa la fractura a flexión de una fibra, en el estadío final de la fractura del material. Se observa también la descohesión del recubrimiento de grafito.

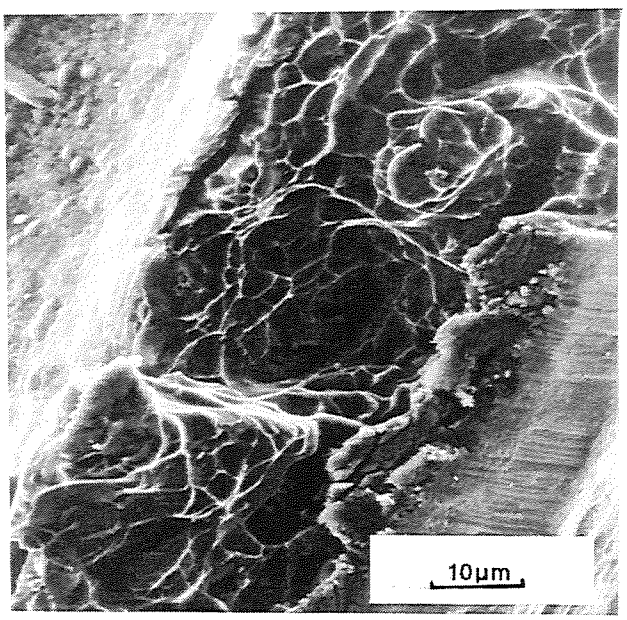



**Fig. 10.** Micrografía SEM en la que se observa la fractura por desgarro dúctil de la matriz del material compuesto.

2. De la observación de los resultados y de la fractografía se deduce que la resistencia a tracción de estos materiales en la dirección perpendicular al refuerzo es sólo responsabilidad de la matriz, cuyo comportamiento es eminentemente dúctil. De aquí se deduce que el alineamiento de las fibras, asegurando que no haya fibras en contacto es de vital importancia para su comportamiento en esta dirección.

3. La fractura en estos materiales al cargarlos en dirección paralela al refuerzo se inicia en las fibras, rompiendo éstas de una forma radial. Tras fallar las fibras la matriz acaba cediendo por desgarro dúctil. La mejora de las propiedades de este tipo de materiales respecto a la matriz es muy notable al ensayarlos en esta dirección (dirección normal de trabajo).

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores de esta colaboración quieren expresar su agradecimiento al Departamento de Industria, Agricultura y Pesca del Gobierno Vasco por la financiación proyecto del "Cluster Aeronáutico Vasco" sobre MMC's al que pertenecen los resultados presentados.

## 7. BIBLIOGRAFÍA

[1] Ward-Close, C.M., Loander, C., "Recent advances in Titanium MMCs", 19-32 (1995).

[2] Assler, H., Peters, P.W.M., "The influence on the tensiles strength of single fibre composites (SiC fibre/Titanium Alloy)", Key Eng. Mater., **127-131**, 1241 (1997).

[3] DRA Sigma - Work Instruction - Composite Manufacturing, "Tensile testing", (1996).

[4] ASTM- E 8M-91, "Standard test methods for tension testing of metallic materials", (1991).

[5] Gundel, D.B., Majumdar, B.S., Warrier, S.G., Gambone, M.L., "A comprehensive approach to understanding fiber/matrix interface on the properties od SiC/Ti-Alloy composites", Key Eng. Mater., **127-131**, 631 (1997).

[6] Jeng, S.M., Yang, J., Yang, C.M., "Fracture mechanisms of fiber-reinforced titanium alloy matrix composites. Part II: Tensile behavior", Mater. Sc. and Eng., **A138**, 169 (1980).

[7] Froes, F.H., Storer, J., "Recent advances in titanium metal matrix composites", Rosemont, Illinois, October 2-6, 1994.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DEL HORMIGÓN

K. M. El-Sayed, C. Rocco, G.V. Guinea y M.Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. U.P.M.
Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

**Resumen.** Como en todo material compuesto, el comportamiento en fractura del hormigón depende de las propiedades y características de sus fases constitutivas. En este comportamiento la fase dispersa, constituida por áridos de diferentes tamaños juega un papel muy importante. En los últimos años, se han realizado distintos trabajos de investigación tendentes a evaluar la incidencia del árido en el comportamiento en fractura del material. En la mayoría de los casos los trabajos se han limitado a estudiar el efecto del tamaño del árido. En este trabajo se presenta un estudio experimental sobre el efecto de diferentes variables geométricas del árido en las propiedades en fractura del hormigón. Para tal fin, se realizaron ensayos de fractura estable (flexión y brasileños) de hormigones elaborados con áridos de diferente tamaño máximo (10mm, 12.5mm y 20mm), forma (redondeada e irregular) y granulometría (contínua y uniforme). Las principales propiedades estudiadas fueron la resistencia a la tracción, la energía específica de fractura, y el valor de abertura crítica de fisura de acuerdo con el modelo de fisura cohesiva. Los resultados muestran claramente el efecto de las variables estudiadas.

**Abstract.** Like in any composite material, the fracture behaviors of concrete depend on the properties of his constitutive phases. The dispersed phase, that is constituted by different size of aggregate, plays an important role in this behavior. In the last years different experimental programs were oriented to evaluate the influence of the aggregate properties in the fracture concrete behavior. In the main cases, the aggregate size was the most studied variable. This work studies the influence of the geometric properties of aggregate in the fracture concrete properties. Stable fracture test of concrete elaborated with different aggregate characteristics (different size, shape and grading) were performed. Tensile strength, fracture energy and critical crack open displacement according to the cohesive crack model, were the principal variables studied. The results clearly show the effect of the aggregate geometric characteristics.

## 1. INTRODUCCION

El hormigón es un material heterogéneo, constituido por una fase dispersa de áridos de diferentes formas y tamaños, embebidos en una matriz cementante. Una de las características del comportamiento en fractura de este material, íntimamente relacionada con la heterogeneidad de su estructura interna, es el complejo sistema de fisuras y microfisuras desarrollado durante la rotura. Se ha observado, que este proceso está básicamente controlado por las características y propiedades de los áridos e interfases, y afecta a las propiedades macroscópicas que dependen del comportamiento en fractura del material.

Uno de los modelos macroscópicos con los que se puede describir de manera más adecuada, el comportamiento en fractura del hormigón, es el *modelo de fisura cohesiva.* En este modelo, la zona del material que se microfisura durante la fractura, se representa mediante una fisura ficticia llamada fisura cohesiva, entre cuyos labios se pueden transferir tensiones. La magnitud de estas tensiones depende de la abertura de la fisura y varía según una ley o función que se denomina *función de ablandamiento,* (figura 1). Esta función, es una propiedad macroscópica del material que depende de su estructura interna, y por lo tanto de las propiedades y características de las fases que lo constituyen.

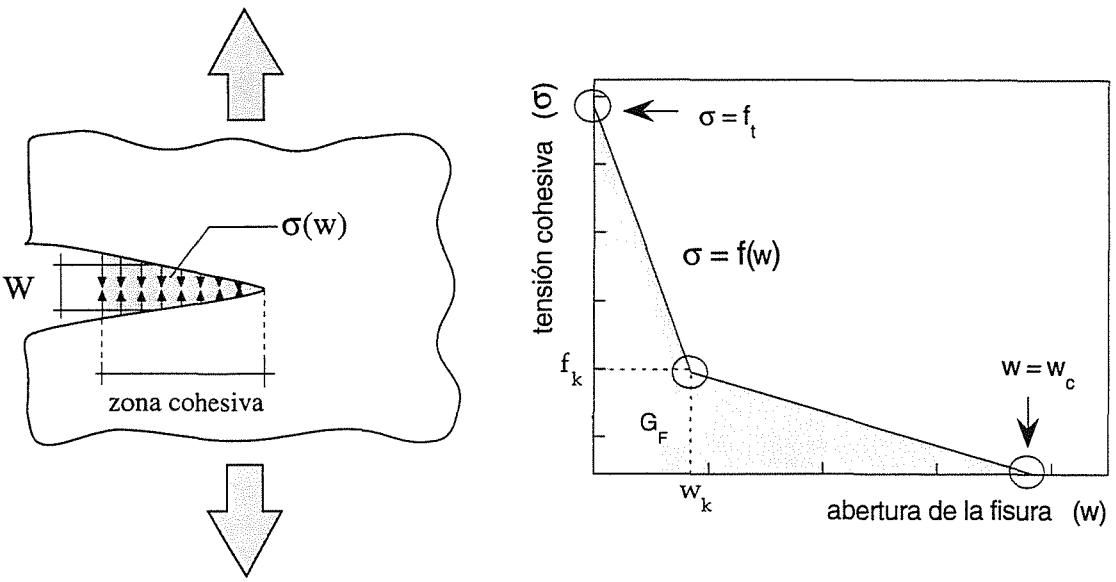



**Figura 1.** Fisura cohesiva y función de ablandamiento

Para el caso del hormigón, se ha demostrado que la forma de la función de ablanamiento, se puede aproximar mediante una curva bilineal [1], tal como se muestra en la figura 1. Algunos de los parámetros más importantes de esta función son: la resistencia a la tracción $f_t$, la energía específica de fractura $G_F$, y el valor crítico de abertura de fisura $w_c$.

En los últimos años se han realizado estudios experimentales tendentes a evaluar el efecto de las fases componentes del hormigón en su comportamiento en fractura [1-6]. Sin embargo, la mayoría de estos trabajos se han centrado en analizar básicamente la incidencia del tamaño máximo del árido. Prueba de ello, es que en el Código Modelo del Comité Europeo del Hormigón CEB-90 [7], se incluyen fórmulas empíricas para la energía específica de fractura y para la función de ablandamiento, que sólo tienen en cuenta la incidencia del tamaño del árido.

En este trabajo se presenta un estudio experimental sobre el efecto del tamaño, la forma y la distribución granulométrica del árido en el comportamiento en fractura del hormigón. El análisis se ha centrado en la evaluación de la incidencia de tales variables sobre los parámetros de fractura de la función de ablandamiento.

En la sección 2 se describen los materiales y mezclas empleadas, los ensayos realizados y los resultados obtenidos. En el apartado 3 se presenta el análisis de los resultados y finalmente en la sección 4 se incluyen las conclusiones finales del trabajo.

## 2. EXPERIMENTACIÓN

Para evaluar el efecto de las características geométricas del árido sobre los parámetros de fractura de la función de ablandamieto, se hicieron ensayos de fractura de hormigones con distintos tamaños, formas y granulometrías de áridos. El estudio de estas variables se extendió a la fracción de los áridos mayores de 5mm (árido grueso). Los áridos de menor tamaño (arena) se mantuvieron constantes en todos los hormigones y a los efectos del estudio se los considera como parte constitutiva de la matriz cementante (mortero).

Para poder comparar los resultados obtenidos con los diferentes hormigones, en todas las mezclas se mantuvo constante la composición de la matriz y el volúmen total del árido grueso.

### 2.1 Materiales y Mezclas

Los hormigones se fabricaron con cemento portland ordinario 45A y áridos silíceos de un mismo yacimiento y procedentes de la misma partida.

Para estudiar el efecto de la forma del árido, se emplearon áridos redondeados y triturados. Estos últimos se obtuvieron por trituración a partir de las fracciones de mayor tamaño del árido redondeado. Para su almacenamiento en laboratorio, los áridos fueron separados mediante cribado, según distintas fracciones de tamaños (5-10mm, 10-12.5mm y 12.5-20mm). A partir de estas fracciones se reconstruyeron las distintas

**Tabla1.** Identificación de las mezclas y variables estudiadas del árido grueso

| Mezcla | Características del árido grueso | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | Tamaño máximo (mm) | Granulometría | | Forma | |
| | | C | U | R | T |
| $R_1$ (*) | 10 | X | X | X | |
| $T_1$ (*) | 10 | X | X | | X |
| $RC_2$ | 12.5 | X | | X | |
| $TC_2$ | 12.5 | X | | | X |
| $RU_2$ | 12.5 | | X | X | |
| $TU_2$ | 12.5 | | X | | X |
| $RC_3$ | 20 | X | | X | |
| $TC_3$ | 20 | X | | | X |
| $RU_3$ | 20 | | X | X | |
| $TU_3$ | 20 | | X | | X |

T=triturado, R=redondeado, C=contínua, U=uniforme
(*) En estas mezclas las granulometrías contínua y uniforme son coincidentes

granulometrías correspondientes a los diferentes tamaños máximos estudiados. Estos tamaños fueron 10mm, 12.5mm y 20mm.

Para cada tamaño máximo y forma del árido se estudiaron dos tipos de distribución del tamaño de partículas: una contínua (C) según las recomendaciones de la norma ASTM C33 y una uniforme (U) en donde prácticamente todas las partículas del árido fueron de un mismo tamaño.

En total se fabricaron 10 hormigones diferentes en los que se variaron, la forma, el tamaño y la granulometría del árido grueso. Las proporciones de la mezcla fue la misma en todos los hormigones. Las relaciones agua/cemento, arena/cemento y árido grueso/cemento fueron 0.48, 1.78 y 2.63 respectivamente. Para caracterizar las propiedades de la matriz, se elaboró también una mezcla de mortero con similares relaciones agua/cemento y arena/cemento que los hormigones. En la tabla 1, se indica la identificación de los hormigones y las variables estudiadas.

### 2.2 Ensayos

Para determinar los parámetros de la función de ablandamiento bilineal se realizaron ensayos estables de flexión en tres puntos y ensayos brasileños estables.

Los ensayos de flexión se realizaron sobre vigas entalladas de 100mm de canto y 100mm de espesor, con una entalla central de 50mm de profundidad y 2mm de espesor. La relación entre la luz de ensayo y el canto fue igual a 4. Los ensayos se realizaron controlando la velocidad de abertura de la entalla, siguiendo las recomendaciones de la norma RILEM TC50 [8], con los ajustes recomendados en [9], [10] y [11]. Para los ensayos brasileños se emplearon probetas cilíndricas de 150x300mm ensayadas de manera estable mediante el control de la velocidad de abertura de fisura. En estos ensayos se empleó un ancho de apoyo de 12mm. Por cada mezcla se ensayaron un total de 5 vigas y 4 cilíndros. Las probetas de todos los hormigones se ensayaron a la misma edad (90 días) y en condiciones saturadas.

Los parámetros de la función de ablandamiento bilineal se calcularon siguiendo el procedimiento de ajuste general recomendado por Guinea, Planas y Elices [12]. Complementariamente se realizaron también ensayos de compresión de probetas cilíndricas de 150x300mm para la determinación de la resistencia a la compresión y del módulo de elasticidad.

### 2.3 Resultado de los ensayos.

En la tabla 2, se muestran los resultados de las propiedades medidas en cada hormigón. Se incluyen los valores medios de la resistencia a la compresión $f_c$, del módulo de elasticidad $E_c$ y de los parámetros de la curva de ablandamiento: la resistencia a la tracción $f_t$, la energía específica de fractura $G_F$, el valor crítico de abertura de fisura $w_c$ y los valores $f_k$ y $w_k$ del codo de la curva. En la misma tabla se incluyen los valores correspondientes a la matriz o mortero (M).

**Tabla 2.** Propiedades y parámetros de fractura de los hormigones

| Mezcla | $f_c$ MPa | $E_c$ GPa | $f_t$ MPa | $G_F$ N/m | $f_k$ MPa | $w_k$ μm | $w_c$ μm |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| M | 49.5 | 28.4 | 3.55 | 58 | 0.35 | 16.0 | 174 |
| $R_1$ | 45.9 | 38.4 | 3.11 | 74 | 0.51 | 15.9 | 197 |
| $T_1$ | 48.8 | 38.3 | 3.48 | 100 | 0.71 | 16.5 | 198 |
| $RC_2$ | 47.4 | 38.6 | 3.11 | 93 | 0.51 | 21.9 | 231 |
| $TC_2$ | 53.5 | 38.9 | 3.59 | 106 | 0.69 | 18.8 | 210 |
| $RU_2$ | 46.6 | 38.7 | 3.15 | 91 | 0.48 | 21.9 | 240 |
| $TU_2$ | 52.4 | 38.8 | 3.46 | 116 | 0.82 | 15.6 | 219 |
| $RC_3$ | 44.3 | 36.6 | 2.91 | 74 | 0.32 | 25.0 | 262 |
| $TC_3$ | 48.9 | 38.6 | 3.23 | 119 | 0.69 | 24.9 | 229 |
| $RU_3$ | 43.5 | 39.8 | 2.62 | 84 | 0.45 | 30.4 | 294 |
| $TU_3$ | 46.6 | 39.6 | 3.98 | 141 | 0.87 | 34.2 | 234 |

## 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

En las figuras 2a a 2e, se representan los resultados de los parámetros de la función de ablandamiento de los diferentes hormigones, en función del tamaño máximo del árido. En las figuras, cada curva corresponde a los diferentes tipos de granulometría (U=uniforme, C=contínua) y diferentes formas del árido (R=redondeado, T=triturado). En las mismas se indican como puntos de referencia, los valores de los parámetros de la función de ablandamiento correspondientes a la matriz o mortero.

En la figura 2a se muestra el efecto de las características del árido sobre la resistencia a la tracción del hormigón. Si se toma como referencia la resistencia de la matriz, se puede ver

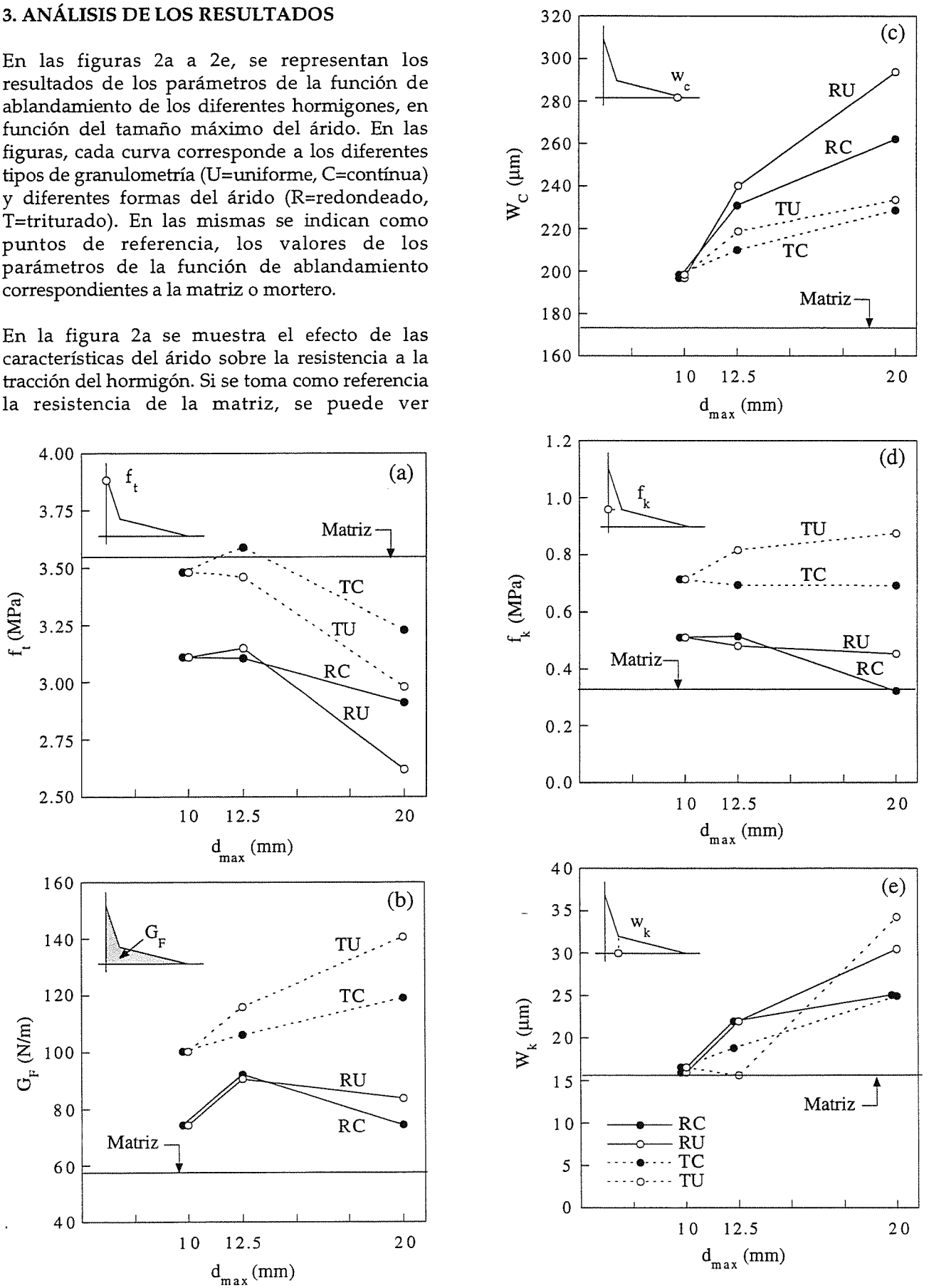



**Figura 2.** Variación de los parámetros de la función de ablandamiento en función del tamaño del árido. R=árido redondeado,T=árido triturado, U= granulometría uniforme y C= granulometría contínua.

claramente, que la inclusión del árido provoca una reducción en la resistencia del material. Esta disminución de la resistencia es más significativa cuanto mayor es el tamaño del árido y depende sensiblemente de la forma de las partículas. En los hormigones con áridos de partículas redondeadas la reducción de la resistencia es más importante notándose claramente el efecto de la inclusión, aún para los tamaños de partículas más pequeños (dmáx=10mm). Respecto a la incidencia de la granulometría, la inclusión de partículas con tamaños uniformes resulta más desfavorable, especialmente cuanto mayor es el tamaño del árido.

La incidencia de la forma y del tamaño del árido sobre la resistencia a la tracción del material, está íntimamente relacionada con el comportamiento de la interfase matriz/árido. Analizando las superficies de fractura de los distintos hormigones, se ha podido observar que la superficie de interfases despegadas resultó mayor en los hormigones con áridos de mayor tamaño. Sin embargo el efecto más notable se observa cuando se comparan entre sí los hormigones con partículas redondeadas y trituradas. En este caso, la cantidad de áridos despegados en las superficies de fractura fue significativamente menor en los hormigones con áridos triturados, en donde se ha podido observar una mayor proporción de aridos fracturados. En las fotos de la figura 3 se comparan las superficies de fractura de un hormigón con áridos redondeados y un hormigón con áridos triturados donde se puede observar este efecto.

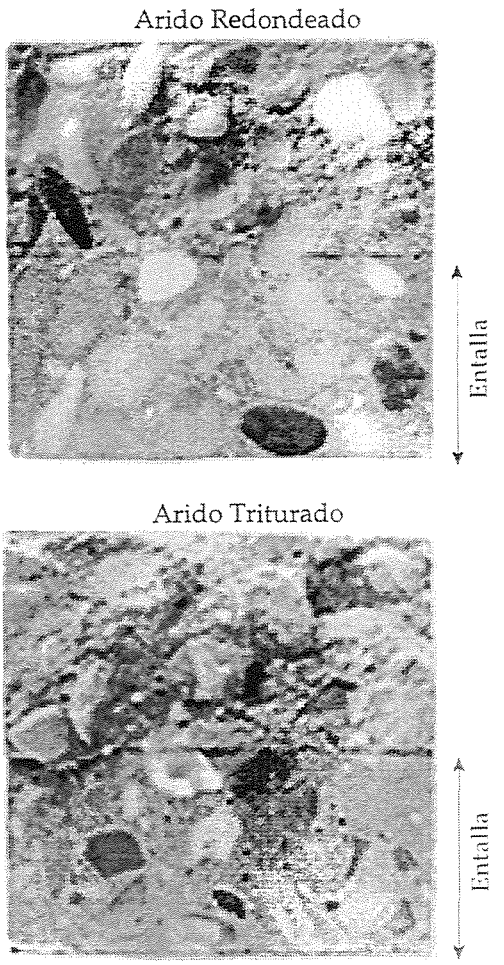



Figura 3. Superficies de fractura de hormigones con árido triturado y árido redondeado

Esta diferencia en el tipo de rotura, afecta al resto de las propiedades del material que dependen de su comportamiento en fractura. En el caso de la energía específica de fractura (figura 2b), se puede ver que la inclusión del árido produce un incremento en la $G_F$ del material que depende sensiblemente de la forma de la partícula. Los valores mayores de $G_F$ se obtienen con la inclusión del árido triturado (en este caso se observó una menor cantidad de roturas a través de la interfase matriz/árido). En los hormigones con este tipo de árido, se observa además que la energía específica de fractura aumenta con el incremento del tamaño de la inclusión. Esta tendencia al incremeto de la $G_F$ con el tamaño del árido no se ha observado en los hormigones con áridos redondeados.

En la figura 2c, se muestran los valores críticos de abertura de fisura ($w_c$) en función del tamaño del árido. Se puede observar, que dicho valor aumenta a medida que se incrementa el tamaño de las partículas, siendo este efecto mucho más pronunciado en los hormigones con árido redondeado y con granulometría uniforme. Este aumento de $w_c$ con el incremento del tamaño de los áridos ha sido observado por otros investigadores [1 y 4]. Se debe mencionar que el valor de $w_c$ , está controlado básicamente por los mecanismos que hacen posible la transferencia de tensiones en la zona de fractura. En general el desarrollo de superficies de fractura más tortuosas producidas por efecto del despegue de áridos o por áridos de mayor tamaño, favorece estos mecanismos, lo que conlleva a un incremento en $w_c$.

Finalmente en las figuras 2d y 2e, se muestra el efecto del árido sobre los parámetros $f_k$ y $w_k$ que se corresponden con el codo de la función bilineal de ablandamiento. Se puede observar que los valores de $f_k$ son independientes del tamaño de árido y resultan mayores en los hormigones con áridos triturados. En cuanto a $w_k$, su valor crece a medida que se incrementa el tamaño del árido, no

habiéndose observado en este caso un efecto significativo de la forma de la partícula.

## 4. CONCLUSIONES

Los resultados de los ensayos realizados en el presente trabajo muestran que los parámetros que gobiernan el comportamiento en fractura del hormigón dependen de las características geométricas de los áridos que lo constituyen.

La inclusión de áridos de mayor tamaño (dmax>10mm) dentro de la matriz cementante, provoca una reducción en la resistencia a la tracción del material que depende del tamaño y de la forma de las partícula. La resistencia disminuye con el incremento del tamaño del árido, siendo este efecto más pronunciado cuando las partículas son de forma redondeada.

La energía específica de fractura $G_F$ de la matriz se incrementa con la inclusión de partículas rígidas de mayor tamaño. Este efecto es más importante cuando se emplean áridos triturados de forma irregular y de granulometría uniforme. En este caso $G_F$ aumenta a medida que se incrementa el tamaño del árido. Esta tendencia de incremento de $G_F$ con el tamaño no se ha observado con los áridos de forma redondeada.

Los valores de la abertura crítica de fisura $w_c$, crecen a medida que se incrementa el tamaño máximo de los áridos. Este efecto ha sido más notable en los hormigones con áridos de forma redondeada.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Investigaciones Científicas y Técnicas la ayuda recibida a través del proyecto de investigación PB93-0031, y al Ministerio de Educación y Ciencia por el programa de Estancias Temporales para Científicos y Tecnólogos Extranjeros.

## 6. BIBLIOGRAFÍA

[1] Petersson, P.E., "Crack growth and development of fractur zones in plain concrete and similar materials", Report TVBM-1006, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, Lund, Sweden(1981).

[2] Hillerborg, A., "Result of three comparative test series for determinig the fracture energy $G_F$ of concrete", Materials and Structures, **18**, 407-413 (1985).

[3] Wolinski, S., Hordijk, D.A., Reinhardt, H.W. y Cornelissen, H.A.W., "Influence of aggregate size on fracture mechanics parameteres of concrete", Internatinol Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete, **9**, N° 2, 95-103 (1987).

[4] Mihashi, H., "Material structure and tension softening properties of concrete", en Fracture Mechanics of Concrete Structures, ed. Zdenek P. Bazant, Elsevier Science Publishers LTD, Colorado, USA, 239-250 (1992).

[5] Otsuka, K. , "Size effect in fracture process zone of concrete", en JCI International Workshop on Size Effect in Concrete Structures, preprints, Sendai, Japan, 41-50 (1993).

[6] Perdikaris, P.C. y Romeo, A., "Size effect on fracture energy of concrete and stability issues in three-point bending fracture toughness testing", ACI Materiales Journal, **92**, N° 5, 483-496 September-October (1995).

[7] Comite Euro-International du Beton, CEB-FIP Model Code 1990-Final Draft, Bulletin d'Information, **203** (1991).

[8] RILEM 50-FMC (Draft Recommendation), "Determination of the fracture energy of morter and concrete by means of three-point bend tests on notched beams", Materials and Structures, **18** (106), 285-290 (1985).

[9] Guinea, G.V., Planas, J. y Elices, M., "Mesurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 1-Influence of experimental procedures", Materials and Structures, **25**, 212-218 (1992).

[10] Planas, J. , Elices, M. y Guinea, G.V., "Mesurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 2-Influence of bulk energy dissipation", Materials and Structures, **25**, 305-312 (1992).

[11] Elices, M., Guinea, G.V. y Planas, J., "Mesurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 3-Influence of cutting the p-$\partial$ tail", Materials and Structures, **25**, 327-334 (1992).

[12] Guinea, G.V., Planas, J. y Elices, M., "A general bilinear fit for the softening curve of concrete", Materials and Structures, **27**, 99-105 (1994).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# MODELIZACION DE LA DEGRADACION DE LA TENACIDAD A FRACTURA EN COMPOSITES DE POLIESTER-VIDRIO EXPUESTOS A LUZ SOLAR

**C. Ferrer, F. Segovia, V. Amigó y A. Vicente**

**Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales**
**Universidad Politécnica de Valencia**
**Camino. de Vera, s/n. 46022 Valencia**

**Resumen.** Se han elaborado mediante contacto a mano compuestos de poliéster reforzados con tejidos de vidrio, tafetán y multiaxial 2D, con orientaciones a 0/90°, y 0/90/±45° en sucesivas capas de disposición alternada y asimétrica hasta 8. El método de elaboración es el que supone las menores prestaciones del material, lo que supondría una aproximación al comportamiento del material en la situación mas desfavorable en cuanto al rango de características mecánicas del material.

Se ha determinado la tasa de relajación de energía por deformación, según modo I de fractura, en laminados expuestos hasta 1500 horas de radiación acelerada de tipo solar (UV-visible). La degradación responde a un modelo exponencial amortiguado. Se ha estimado la influencia del tipo de resina, la disposición del refuerzo y de las condiciones de curado, así como la correlación de esta pérdida de tenacidad con la disminución de la resistencia a tracción y flexión.

**Abstract.**

Polyester composites reinforced with glass fibre cloth, taffeta, or multiaxial 2D; with orientations of 0/90° ± 45°. Eight reinforced sheets were disposed asymmetrically and alternately. The elaboration procedure was that which is supposed to be the worst, because it could represent the most unfavorable conditions on materials mechanical properties.

Strain energy relaxation rate has been obtained by fracture mode I on laminates exposed to an accelerated sun light source up to 1500 hours. The degradation follows a damped exponential model. Influence on characteristics such as kind of resin, reinforcement disposition, and cure conditions has been studied. Has been correlated the loss of tenacity with the loss of axial and flexural stress.

## 1. INTRODUCCION

Debido al conjunto de propiedades que presentan los materiales compuestos, éstos han visto ampliado su campo de aplicación, principalmente por su durabilidad y estabilidad. En los últimos años se ha incrementado el interés por el estudio del comportamiento tenaz de estos materiales durante la propagación de grietas interlaminares.

Gran parte de los estudios realizados lo han sido en compuestos epoxy/carbono [1,2] o epoxy/vidrio [3]. También cabe señalar los trabajos para relacionar la tenacidad a la fractura intra e interlaminar con las características tenaces cuando actúan los modos I y II de forma combinada [4].

No obstante debe considerarse el deterioro ambiental que pueden sufrir los materiales compuestos en su comportamiento a fractura. Entre las condiciones ambientales cabe destacar la absorción de agua [2] como uno de los parámetros más significativo, así como la absorción de compuestos orgánicos [5] o de ácidos y bases [6]. Otros trabajos han incidido en el efecto que la temperatura ejerce sobre las propiedades mecánicas [7], o la pérdida de propiedades por la radiación solar [8], pero no se ha estudiado el comportamiento a fractura y la relación entre la tenacidad y las propiedades mecánicas en largas exposiciones a la luz solar, en nuestro caso emuladas por una radiación ultravioleta, que es uno de los factores ambientales que en mayor medida disminuye las propiedades mecánicas de los materiales poliméricos y compuestos.

Por ello, tratamos de estudiar, mediante simulación acelerada con lámpara de rayos UV-visible, el efecto de la luz solar sobre la tenacidad a fractura. caracterizada por la tasa de relajación de energía por deformación G, de laminados de poliéster reforzado con fibra de vidrio. En el presente estudio se aborda la aplicabilidad de tejidos multiaxiales del tipo 2D respecto a otros más clásicos, como tafetán, sargas y

satenes, o los apilados unidireccionales utilizados por otros investigadores.

## 2. MATERIALES

Se ha fabricado laminados de 8 capas de tejido de fibra de vidrio, multiaxial equilibrado 0-90° y ± 45° de 440 g/m$^2$, con los que se ha obtenido laminados de 4.5 mm de espesor aproximadamente. Como laminado de contraste se ha fabricado laminados con 8 capas de tejido tafetán de 300 g/m$^2$ y un espesor medio de 3 mm.

Como matriz se ha utilizado resinas poliéster ortoftálicas estándar de BASF, con dos grados de reactividad, media (Palatal P5) y elevada (Palatal P6). Los laminados se han curado a temperatura ambiente, 17°C, y en estufa a 40°C, recogiéndose en la tabla 1 las propiedades físicas más relevantes de los mismos: temperatura de curado, densidad del compuesto, $\rho$, volumen de fibras, $V_f$, y volumen de poros, $V_a$.

**Tabla 1.** Propiedades físicas de los laminados obtenidos.

| Laminado | Descripción | T °C | $\rho$ g/cm$^3$ | $V_f$ % | $V_a$ % |
|---|---|---|---|---|---|
| P5 502 | tafetan $(0\text{-}90)_8$ | 17 | 1.62 | 32.2 | 5.0 |
| P5 531 | multiaxial $(0\text{-}90)_8$ | 16 | 1.58 | 33.6 | 9.6 |
| P5 541 | multiaxial $(0\text{-}90/\pm45)_4$ | 19 | 1.58 | 32.3 | 8.0 |
| P6 631 | multiaxial $(0\text{-}90)_8$ | 18 | 1.61 | 32.2 | 4.1 |
| P6 631Q | multiaxial $(0\text{-}90)_8$ | 42 | 1.58 | 33.2 | 8.2 |
| P6 641 | multiaxial $(0\text{-}90/\pm45)_4$ | 16 | 1.59 | 31.7 | 5.3 |
| P6 641Q | multiaxial $(0\text{-}90/\pm45)_4$ | 40 | 1.58 | 32.9 | 7.8 |

## 3. PROCESO EXPERIMENTAL

Las probetas cortadas y preparadas para el ensayo, han sido envejecidas mediante la aplicación de luz UV en una cámara equipada con una lámpara OSRAM Ultra-Vitalux de emisión ajustada al espectro solar con 300 W de potencia, en la que la temperatura era de 50 °C. Las probetas se han ensayado tras 500, 1.000 y 1.500 horas de exposición.

El ensayo de fractura en modo I se realiza de acuerdo a la norma ASTM D 5528, salvo que nunca se descarga la probeta, en una máquina universal de ensayos Instron, modelo 4202. Las probetas a ensayar son del tipo viga en doble voladizo (DCB), con una longitud de 140 mm y una anchura de 25 mm, ensayándose a una velocidad de 1 mm/min.

La pregrieta se ha realizado mediante un inserto de teflón, de 45 micras de espesor, con una anchura de 22.5 ± 1.5 mm y, situado entre las láminas de refuerzo 4ª y 5ª. La probeta se posiciona entre las mordazas mediante dos bisagras pegadas, en ambas caras de la probeta, con adhesivo epoxy estructural bicomponente de curado caliente (2 horas/85 °C).

## 4. RESULTADOS Y DISCUSION

La evaluación de la tenacidad a fractura se ha realizado mediante la determinación de la tasa de energía liberada por deformación (SERR), $G_I$.

Para la determinación de $G_I$ se ha seguido el método analítico propuesto por Kageyama [9], según las ecuaciones 1 y 2:

$$\frac{a}{h} = A_1 \cdot C^{1/3} + A_0 \qquad (1)$$

$$G_I = \frac{3\left(F \cdot C^{1/3}\right)^2}{2\,A_1 \cdot B \cdot h} \qquad (2)$$

en la que a es la longitud de grieta, h el semiespesor, C la flexibilidad (cociente entre apertura de los extremos de la viga $\delta$ y la fuerza aplicada F), $A_1$ y $A_0$ parámetros empíricos, B la anchura de la probeta.

**Tabla 2.** Valores de la tasa de energía liberada por deformación (SERR).

| Lam. | t (h) | $G_{Ic}$ (J/m$^2$) | $G_{IA}$ (J/m$^2$) | $G_{IB}$ (J/m$^2$) |
|---|---|---|---|---|
| P5 502 | 0 | 210 ± 12 | 412 ± 9 | 882 ± 98 |
| | 500 | 219 ± 36 | 392 ± 31 | 832 ± 127 |
| | 1000 | 197 ± 11 | 278 ± 10 | 859 ± 79 |
| | 1500 | 176 | 294 | 788 ± 74 |
| P5 531 | 0 | 267 ± 41 | 393 ± 77 | 1.149 ± 198 |
| | 500 | 148 ± 19 | 237 ± 19 | 1.110 ± 176 |
| | 1000 | 156 ± 27 | 278 ± 19 | 1.068 ± 129 |
| | 1500 | 152 | 234 | 1.008 ± 122 |
| P5 541 | 0 | 242 ± 54 | 318 ± 27 | 664 ± 25 |
| | 500 | 178 ± 28 | 245 ± 13 | 594 ± 23 |
| | 1000 | 177 ± 10 | 214 ± 4 | 640 ± 86 |
| | 1500 | 172 ± 22 | 211 ± 6 | 643 ± 105 |
| P6 631 | 0 | 298 ± 54 | 439 ± 50 | 983 ± 144 |
| | 500 | 297 ± 20 | 427 ± 46 | 902 ± 133 |
| | 1000 | 182 ± 69 | 365 ± 77 | 929 ± 202 |
| | 1500 | 169 ± 37 | 322 ± 79 | 904 ± 80 |
| P6 631Q | 0 | 314 ± 11 | 506 ± 73 | 1.015 ± 225 |
| | 500 | 304 ± 8 | 484 ± 31 | 1.004 ± 140 |
| | 1000 | 244 ± 29 | 419 ± 83 | 972 ± 122 |
| | 1500 | 134 ± 40 | 407 ± 51 | 958 ± 192 |
| P6 641 | 0 | 311 ± 67 | 423 ± 55 | 849 ± 252 |
| | 500 | 278 ± 19 | 343 ± 13 | 869 ± 81 |
| | 1000 | 214 ± 37 | 304 ± 21 | 805 ± 74 |
| | 1500 | 169 ± 22 | 293 ± 47 | 794 ± 115 |
| P6 641Q | 0 | 379 ± 28 | 539 ± 47 | 906 ± 69 |
| | 500 | 317 ± 15 | 459 ± 75 | 917 ± 110 |
| | 1000 | 230 ± 38 | 343 ± 21 | 833 ± 88 |
| | 1500 | 230 ± 35 | 342 ± 57 | 839 ± 103 |

Las magnitudes características objeto del estudio, tabla 2, han sido: $G_{I0}$, tasa de energía inicial, $G_{IA}$, tasa de energía para una grieta de 25'5 ± 1'5 mm, y $G_{IB}$, tasa de energía en la zona en la que $G_I$ es prácticamente invariante con la dimensión de grieta, es decir, en la zona donde el fenómeno de ponteo por fibra es intenso. Podría tomarse como valor de energía crítica $G_{IA}$ ya que se ha observado que para ese tamaño de grieta, la curva δ-F pierde la linealidad.

## 4.1 Sobre el efecto del tiempo de exposición

El modelo de degradación por exposición a la luz solar podemos obtenerlo, a partir de la tabla 2, mediante funciones exponenciales amortiguadas, tal como se indica en la ecuación 3 y se observa en la figura 1.

$$Y = A + B \cdot e^{-K \cdot t} \qquad (3)$$

en el que A representa el valor asintótico, B la diferencia entre la característica Y para t = 0 y el valor asintótico A, y K la constante de extinción en horas$^{-1}$.

Experiencias de exposición prolongada (>7.000 horas) han indicado que los valores de las características mecánicas son aproximadamente el 90% de los que se obtenían para 1500 horas, por lo que podemos hipotetizar la existencia de un valor asintótico un 10% inferior al valor obtenido a las 1500 horas.

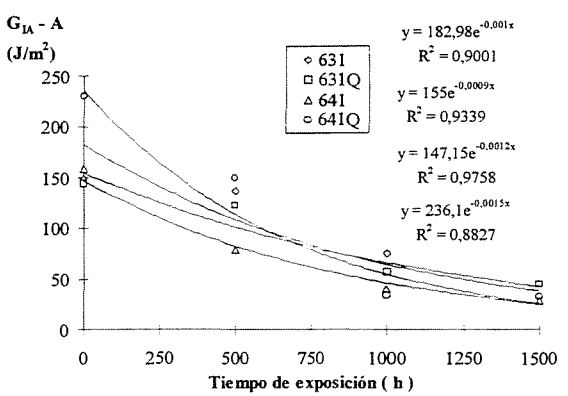



**Fig. 1.** Evolución de $G_{IA}$ normalizada, con el tiempo de exposición.

No obstante, debemos considerar que las diferencias de longitud en la pregrieta inicial, así como la dificultad de seguimiento de la grieta en los primeros instantes, hace que los valores de $G_I$ al inicio y en el momento de respuesta no lineal δ-F deban ser juzgados con precaución, pues si bien es cierto que la variabilidad no es excesiva para la tasa a carga máxima y por ponteo, algunas muestras si vienen afectadas de una gran dispersión.

Con el objeto de poder relacionar con más facilidad entre sí, los resultados obtenidos, referenciamos los mismos a los que presenta el laminado con tafetán sin exposición, lo que nos indicaría la perdida relativa de los diferentes parámetros, o índice de retención extrínseco X, que se recoge en la tabla 3.

**Tabla 3.** Indices de retención extrínseca.

| Lamin. | t (h) | X ($G_{I0}$) | X ($G_{IA}$) | X ($G_{IB}$) |
|---|---|---|---|---|
| P5 502 | 0 | 100 | 100 | 100 |
| | 500 | 104 | 95 | 94 |
| | 1000 | 94 | 67 | 97 |
| | 1500 | 84 | 71 | 89 |
| P5 531 | 0 | 127 | 95 | 130 |
| | 500 | 70 | 58 | 126 |
| | 1000 | 74 | 67 | 121 |
| | 1500 | 72 | 57 | 114 |
| P5 541 | 0 | 115 | 77 | 75 |
| | 500 | 85 | 85 | 67 |
| | 1000 | 84 | 84 | 73 |
| | 1500 | 82 | 51 | 73 |
| P6 631 | 0 | 142 | 107 | 112 |
| | 500 | 141 | 102 | 102 |
| | 1000 | 87 | 105 | 105 |
| | 1500 | 80 | 78 | 102 |
| P6 631Q | 0 | 150 | 123 | 115 |
| | 500 | 145 | 117 | 114 |
| | 1000 | 116 | 102 | 110 |
| | 1500 | 64 | 99 | 109 |
| P6 641 | 0 | 148 | 103 | 96 |
| | 500 | 132 | 99 | 99 |
| | 1000 | 102 | 91 | 91 |
| | 1500 | 80 | 71 | 90 |
| P6 641Q | 0 | 180 | 131 | 103 |
| | 500 | 151 | 104 | 104 |
| | 1000 | 110 | 94 | 94 |
| | 1500 | 110 | 83 | 95 |

Destaca el buen comportamiento de los laminados multiaxiales en referencia al tafetán, tomado como patrón de comparación, sobre todo para los parámetros $G_{I0}$ y $G_{IB}$, mas aún teniendo en cuenta que se trata de materiales algo más porosos. No obstante, el ondulamiento típico de los tafetanes no ha supuesto inicialmente un factor de merma importante en la tenacidad al agrietamiento interlaminar, y concretamente para el parámetro $G_{IA}$ muestra mejores resultados que en los laminados multiaxiales realizados con la resina de media reactividad, sobre todo para las exposiciones largas a la luz solar.

## 4.2 Sobre el efecto de la matriz

Si consideramos los laminados 531 y 631 (multiaxiales reforzados en 2 direcciones), y los laminados 541 y 641 (multiaxiales en 3 direcciones coplanares), los resultados presentan diferencias favorables, en cuanto a $G_{IA}$, a la resina con mayor reactividad, y para los laminados multiaxiales en 2 direcciones, 0-90°, frente a los laminados en tres direcciones, 0-90-45°, tal como puede observarse en la figura 3. Sin embargo, para $G_{IB}$ éstos resultados ya no son tan claros, pues si bien en

los laminados en tres direcciones los resultados son claramente favorables para la resina de mayor reactividad, en los laminados en 2 direcciones se invierte el comportamiento siendo mayor la tenacidad para la resina de reactividad media, figura 2.

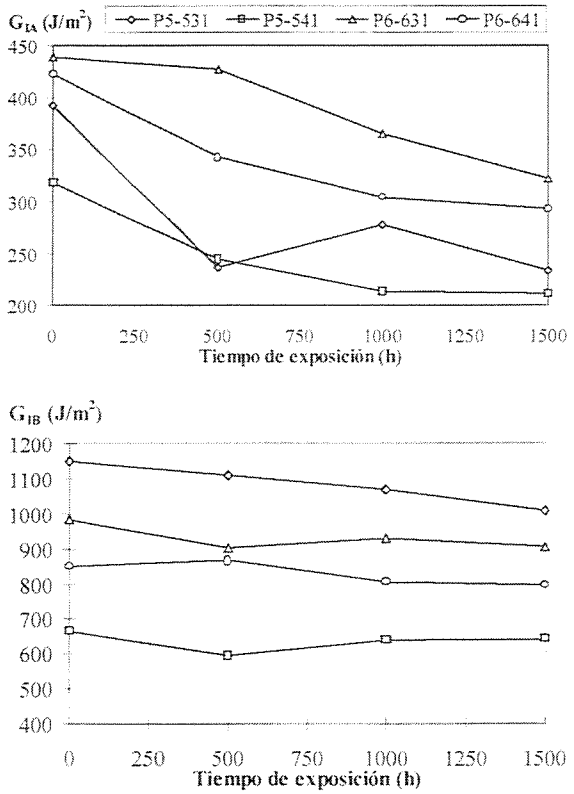



**Fig. 2.** Influencia de la matriz en la evolución de la tasa de energía $G_{IA}$ y $G_{IB}$.

Probablemente, la mayor reactividad de la resina hace que ésta sea más tenaz y plástica como consecuencia de una mayor longitud en las cadenas poliestirénicas entre las estéricas, por lo que también podría ser mayor el valor de $G_{IA}$.

## 4.3 Sobre el efecto de la temperatura de curado

Considerando los laminados 631, 641, 631Q y 641Q, los valores de $G_{IA}$ se ven incrementados en aquellas muestras con temperatura de curado mayor, figura 3. De igual forma se aprecia un claro aumento del valor de energía constante, $G_{IB}$, con la temperatura de curado.

La temperatura de curado influye en completar la polimerización del estireno residual. También es probable que su efecto se note en una mayor adherencia de la fibra a la matriz.

De igual manera que la analizada para el efecto de la resina, se observa que para las dos temperaturas ensayadas, el valor de $G_I$ es mayor para los laminados en dos direcciones frente a los laminados 0-90-45°.

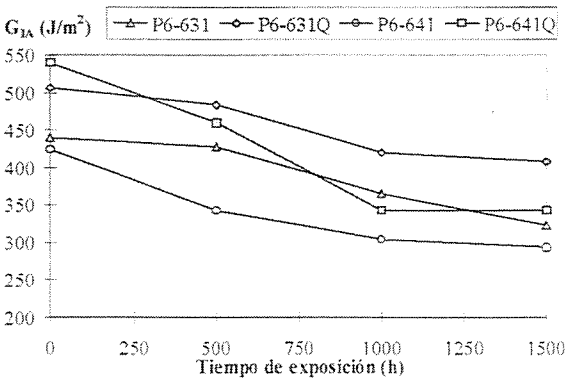



**Fig. 3.** Influencia de la temperatura de curado en la evolución de $G_{IA}$.

## 4.4 Sobre el efecto de la configuración de las láminas de refuerzo

En los laminados tafetán, las fibras están más distribuidas y más tupidas que en los laminados multiaxiales, por lo que $G_{IA}$ es más alto. También se encuentra una menor zona de resina trás la pregrieta originada con el inserto. En la figura 4 se observa la estructura de rotura de un laminado tafetán, cerca de la ubicación del inserto, donde apreciamos la elevada densidad de fibras y la aparición de algunas bolsas de resina en los entrecruzamiento de los mazos de fibras.

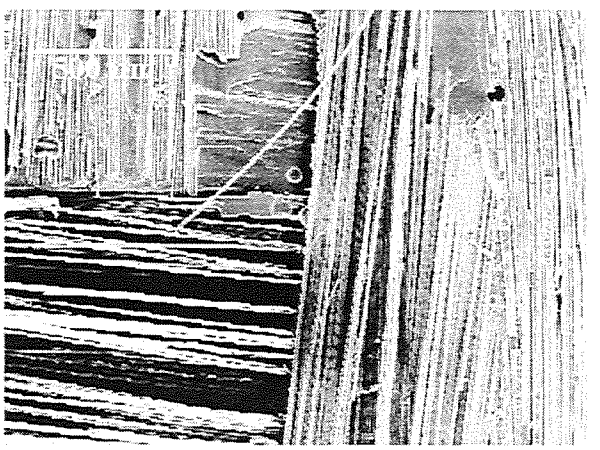


**Fig. 4.** Aspecto de la rotura de un laminado tafetán, P5-502.

En los laminados multiaxiales, las fibras están dispuestas más claramente en mazos y unidos por la costura de empaquetamiento, que los mantiene en el plano, separados por espacios de resina, propicios para el avance de grieta. Esto provoca que el inicio de la grieta sea más favorable en el multiaxial que en el tafetán, por lo que requiere menor valor de $G_I$. Además, la bolsa de resina en el fondo del inserto es mayor en el laminado multiaxial que en el tafetán. En la figura 5 se observa el escalón formado por el avance de la grieta en los primeros momentos de su formación.

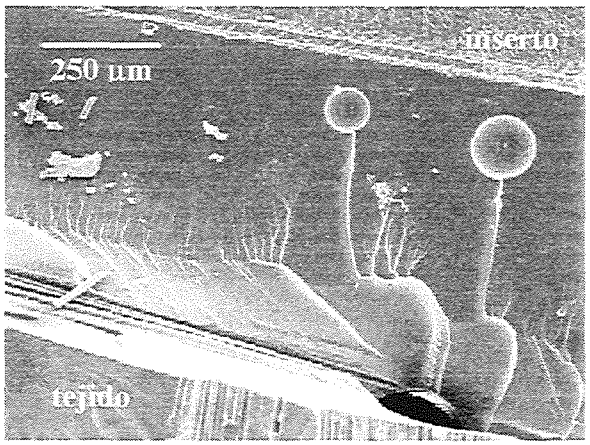



**Fig. 5.** Escalón en la grieta de transición desde el inserto a las capas de fibras, en el multiaxial 631Q.

Una vez la grieta está avanzada, la propagación de ésta es más factible en el laminado tafetán. Para éste, el avance se mantiene en el mismo plano siguiendo el perfil ondulado de la fibra. En los laminados multiaxiales se produce una gran cantidad de rotura interfacial fibra-matriz, y se ha observado la aparición del fenómeno de ponteo por fibra, figura 6, por lo que el avance de la grieta no discurre necesariamente en el mismo plano.

**Fig. 6.** Fenómeno de ponteo de fibras, con derivación de la fisura, en el laminado 631 Q.

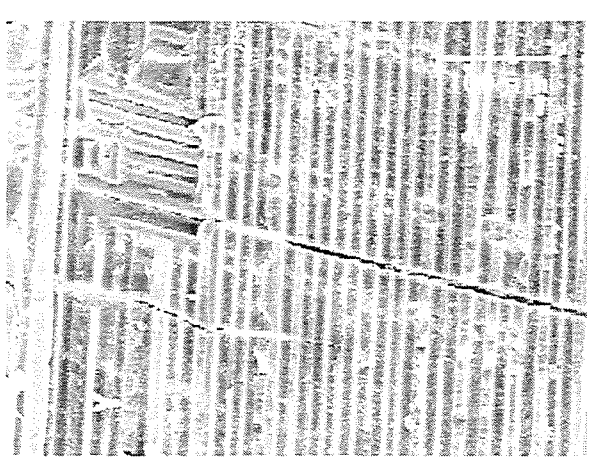


**Fig. 7.** Cara de rotura correspondiente a la cara de resina de la matriz, en el laminado 631 Q.

Este mecanismo, origina que las fibras queden comúnmente en una de las caras de rotura, mientras que en la otra se aprecia claramente los huecos que las fibras dejan en la resina, figura 7.

En los laminados multiaxiales 531, 631 y 631Q la grieta evolucionará entre capas de refuerzo orientadas a 0° (4ª lámina) y 90° (5ª lámina). Recordemos que cada lámina está constituida por dos capas de 90-0°. El laminado con tafetán es algo particular, como ya se ha comentado, ya que al ondulado de la fibra, hay que añadir todas las posibles combinaciones de fibra entre la 4ª y 5ª lámina: 0-0°, 0-90° y 90-90°. En las muestras 541, 641 y 641Q, la grieta transcurre entre la capa a +45° (4ª lámina) y 90° (5ª lámina). Del análisis de los resultados de la tabla 2, se puede establecer el excelente comportamiento en los valores de $G_I$ para las configuraciones en la que la grieta avanza entre capas 0-90°, figura 8.

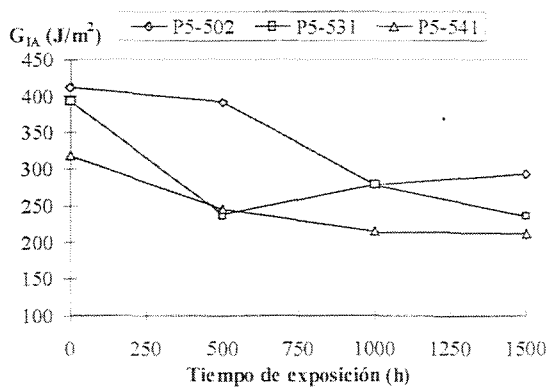



**Fig. 8.** Influencia de la configuración del laminado en la evolución de $G_{IA}$.

4.5 Sobre la relación entre la tenacidad y la resistencia

Analizados los resultados obtenidos, se ha observado una cierta correlación lineal entre la energía liberada por deformación, $G_I$, y las características mecánicas estáticas de los laminados, tanto las correspondiente a su comportamiento elástico como al plástico. Esta correlación se ha obtenido de igual forma con los ensayos realizados a tracción y flexión en los diferentes laminados.

Esta correlación se ha observado igualmente para las diferentes variables ensayadas: resina matriz, configuración del refuerzo y temperatura de curado, y esto en función del tiempo de exposición a la luz solar.

En la figura 9 se observa la correalción entre la tenacidad y la carga de rotura a flexión de los laminados 502, 531 y 631, con diferentes matricez de media y elevada reactividad y tipo de refuerzo multiaxial y tafetán, que presentan orientación 0-90°.

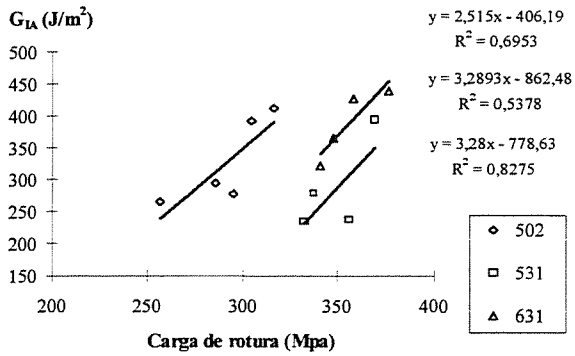



**Fig. 9.** Correlación $G_{IA}$-R a flexión, para diferentes matrices.

En la figura 10 se muestra la correlación lineal, para los mismos parámetros, dependiendo de la orientación de las fibras, laminados 631 y 641, y la temperatura de curado, laminados 631 y 631Q, en los que se hace patente el mejor comportamiento de los laminados curados.

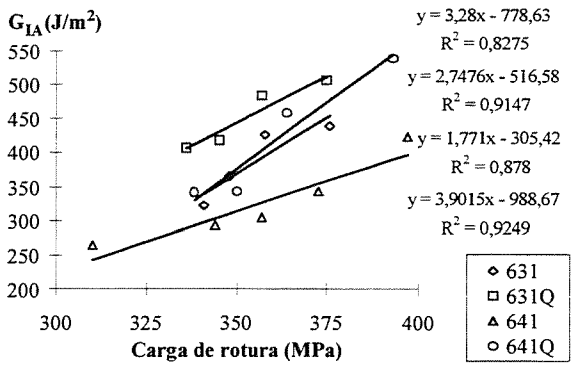



**Fig. 10.** Correlación $G_{IA}$-R a flexión, para diferentes temperaturas de curado.

## 5. CONCLUSIONES

Mediante el análisis de los resultados obtenidos, podemos concluir que:

- La exposición a fuentes lumínicas de espectro solar degrada la resistencia a fractura interlaminar de los materiales laminados compuestos elaborados en resinas poliéster-fibra de vidrio.
- El modelo de degradación sigue una tendencia exponencial amortiguada.
- La aplicación de resinas de poliéster con mayor grado de reticulación, incrementa la resistencia a la fractura interlaminar.
- La temperatura de curado, aumenta la tenacidad a fractura, al completarse la reticulación del estireno residual.
- El tipo de tejido muestra una cierta influencia en el comportamiento a fractura, pero una excesiva complejidad en las orientaciones del refuerzo no aporta un incremento notorio en la tenacidad a la fractura.

## 6. REFERENCIAS

[1] Hojo, M. y Aoki, T. "Thickness effect of Double Cantilever Beam Specimen on Interlaminar Fracture Toughness of AS4/PEEK and T800/Epoxy laminates", en Composite Materials: Fatigue and Fracture, Vol 4 (Ed. Stinchcomb, W. Y Ashbaugh, N.) pp 281-298. ASTM, STP 1156 (1.993).

[2] Selzer. "Influencia de la radiación Γ sobre el comportamiento mecánico de compuestos carbono epoxy". Proceeddings of the 11th Composite Plastics Conferences (1.992), pp 1-18.

[3] Murri G.B. y Martin R.H. "Effect of initial delamination on mode I and mode II fracture toughness and fatigue fracture threshold", en Composite Materials: Fatigue and Fracture, Vol 4 (Ed. Stinchcomb, W. Y Ashbaugh, N.) pp 239-256. ASTM, STP 1156 (1.993).

[4] Iwamoto M, Araki S., Kurashiki K. y Saito K. "Comparison between mode I interlamina and intralamina fracture toughness of thin unidirectional AS4/Epoxy laminates", Proceedings of the Ninth International Conference on Composite Materials, Madrid, España, Vol 5, pp 795-802, (1.993).

[5] Hooper S.J. y Subramanian, R. "Effects of water and jet fuel apsortion on mode I and mode II delamination of graphite/epoxy" en Composite Materials: Fatigue and Fracture, Vol 4 (Ed. Stinchcomb, W. Y Ashbaugh, N.) pp 318-340. ASTM STP 1156 (1.993).

[6] Segovia, F., Amigó, V. Salvador Mª D. y Vicente, A. "Degradación de las características a tracción de poliesteres ecológicos reforzados con fibra de vidrio en medio básico", III Congreso Ibero-americano de Ingeniería Mecánica CIDIM/97, La Habana, Cuba, pendiente de publicación (1997).

[7] Russell, A. y Street, K. "Moisture and temperature effects of mixed-mode delamination fracture of unidirectional grafite epoxi", en Delamination and Debonding of Materials (Ed. W.S. Jhonson) pp. 349, ASTM STP 876 (1985)

[8] Ferrer, C., Segovia, F., Salvador, M.D. y Amigó, V. "Evolución de las características mecánicas a flexión y tracción en materiales compuestos de poliéster-fibra de vidrio expuestos a luz solar" Actas del 3er Congreso Iberoamericano de Fractura, Oporto, Portugal, pp. 243 - 248 (1996).

[9] Kageyama, K. y Hojo, M. "Proposed methods for interlaminar fracture toughness test of composite laminates", Proceedings of the 5th Japan-U.S. Conference on Composites, Tokyo, Japan, pp 227-234 (1990).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# "ESTUDIO DE SUPERFICIES DE FRACTURA INTERLAMINAR EN MATERIALES COMPUESTOS CARBONO/EPOXI Γ-IRRADIADOS".

**J. M. Pintado Sanjuanbenito* y J. Alvarez Alba****

***Dpto. de Tecnologías y Procesos de Materiales Compuestos.**
****Dpto. de Tecnologías y Ensayos de Materiales Metálicos.**
**División de Materiales y Estructuras.**
**Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, E. T.**
**Cra. Ajalvir P.K. 4'5, 28850 Torrejón de Ardoz, Madrid**

**Resumen.** La utilización de materiales compuestos carbono/epoxi en elementos de estructura de sistemas espaciales y su considerable potencial de utilización en determinadas aplicaciones de sistemas de generación de energía nuclear, como consecuencia de la excelentes propiedades específicas de estos materiales estructurales, plantea el problema de la posible degradación de su comportamiento mecánico debido a la exposición prolongada del material a un medio ambiente de servicio caracterizado por la presencia de diferentes tipos de radiación.

Este trabajo, tras una breve presentación de la variación experimentalmente medida en la resistencia a cortadura interlaminar aparente de un material compuesto carbono/epoxi empleado en estructuras primarias aeroespaciales, en función de diferentes dosis totales de irradiación gamma, se centra en examinar de forma breve y meramente descriptiva algunas particularidades de los caracteres o rasgos microfractográficos generales asociados a las fracturas interlaminares provocadas en un material compuesto con una matriz epoxi fuertemente modificada, lo que dificulta enormemente su interpretación, tratando, adicionalmente y en concreto, de ilustrar las sutiles diferencias en los rasgos microfractográficos que pueden poner de manifiesto el hecho de que el material considerado haya sido irradiado o no con anterioridad a su fallo interlaminar.

**Abstract.** Utilization of carbon/epoxy composite materials in structural elements for space systems and its big employ potential in specific aplications for nuclear energy generation systems, as a consequence of the excelent specific properties of this structural materials, raise the problem of its possible mechanical behaviour degradation because material exposure to different radiation kinds service environment.

This work, after a brief presentation of the apparent interlaminar shear strength variation of a carbon/epoxy material employed in aerospace primary structures as a function of different total gamma irradiation doses, will be centered on the examination, in a brief and merely descriptive way, of some general microfractographical features corresponding to interlaminar failures in a carbonfiber composite material with a highly modified epoxy matrix wich poses big interpretative difficulties. In adition, this work intends to illustrate the subtle differences in microfractographical features that can give information about the fact that the considered material could have been irradiated before the interlaminar failure.

## 1. INTRODUCCION

La utilización de un determinado material en aplicaciones estructurales concretas, exige conocer en detalle y con fiabilidad su capacidad para soportar y transmitir cargas satisfactoriamente en las condiciones operativas reales presentes a lo largo de su vida de servicio.

La resistencia mecánica de los materiales compuestos de matriz polimérica puede resultar severamente afectada cuando resultan expuestos a radiaciones de diversos tipos y en dosis determinadas y más aún en combinación con la influencia de medios ambientes hostiles como los que deben soportar las estructurales espaciales, elementos en aceleradores de partículas o determinados sistemas en reactores nucleares.

Las estructuras de sistemas espaciales se encuentran sometidas normalmente a radiación ultravioleta (no penetrante), protones (afectan tan solo a la superficie de la estructura) y electrones de alta energía (altamente penetrantes). La irradiación gamma en estos sistemas puede darse como consecuencia de acciones hostiles directas o debido a la presencia de reactores nucleares para producción de energía o en futuros sistemas de propulsión espacial.

En el caso de utilizar materiales compuestos en instalaciones de reactores nucleares bien para producción de energía, bien con fines de investigación o en subsistemas de aceleradores de partículas, la existencia de irradiación de tipo gamma es una realidad cotidiana.

El diseño fiable y seguro de sistemas estructurales

realizados con materiales compuestos de matriz polimérica que deban operar durante periodos largos de tiempo sometidos a radiación, exige disponer de datos de comportamiento en relación con la posible degradación del comportamiento mecánico del material, originada por el medio ambiente de servicio previsto.

Comprender los motivos de la variación de comportamiento mecánico (de darse) y los posibles mecanismos de fallo que pudieran activarse como consecuencia de los diferentes tipos de radiación, intensidad de la irradiación y dosis totales acumuladas, es, asimismo, tema de considerable interés y escasamente investigado hasta la fecha.

Objetivo fundamental del presente trabajo es comenzar por ilustrar y discutir de forma breve y meramente descriptiva algunos de los caracteres o rasgos microfractográficos generales asociados a las fracturas interlaminares provocadas en un material compuesto a base de fibras contínuas de carbono reforzando una matriz epoxi fuertemente modificada, hecho este último que dificulta enormemente la observación e interpretación de las características topográficas de las superficies de fallo, para, posteriormente y en concreto, tratar de ilustrar las sutiles diferencias en los rasgos microfractográficos que pueden poner de manifiesto el hecho de que el material concreto considerado en esta investigación haya sido sometido a irradiación gamma o no con anterioridad a su fallo interlaminar.

A fin de correlacionar las superficies de fractura con diferentes dosis totales de radiación gamma se han realizado medidas experimentales de la variación de la resistencia a cortadura interlaminar aparente (propiedad dominada por la resistencia de la matriz y de la interfase fibra/matriz) de un material compuesto carbono/epoxi empleado en estructuras primarias aeroespaciales, en función de diferentes dosis totales de irradiación gamma.

## 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES.

El material carbono/epoxi utilizado en este estudio ha sido el preimpregnado "Fiberdux 914C/T300", constituido por una matriz epoxi modificada para controlar el flujo (914C), reforzada con fibras de carbono del tipo "alta resistencia" de primera generación (T300), en forma de cinta unidireccional.

El preimpregnado se laminó con secuencia $[0/90]_{4s}$ (en total 16 láminas) y, posteriormente, se curó en un autoclave Scholz de control automático en el Institute für Strukturmechanik del DLR en Braunschweig, mediante un ciclo con calentamiento constante a 3°C/min. desde temperatura ambiente hasta 180°C, seguido de un curado isotermo de 60 minutos a 180°C y, finalmente, un enfriamiento natural durante la noche con el autoclave cerrado.

La presión absoluta en la bolsa de vacío se mantuvo a 0'2 bares desde el momento de inicio del calentamiento y durante 60 minutos, ventilando posteriormente la bolsa hasta 0'8 bares de presión absoluta mantenida durante 50 minutos adicionales, antes de ventilar totalmente la bolsa de vacío hasta la presión atmosférica de 1 bar. La presión de curado del autoclave se elevó desde presión ambiente hasta 8 bares de presión absoluta en un lapso de tiempo de unos 10 minutos y desde el comienzo del calentamiento, manteniéndose constante durante todo el ciclo de curado (unos 200 minutos) hasta la ventilación final de la vasija del autoclave a presión atmosférica ambiente.

Del panel finalmente obtenido de 400 x 400 mm y 2 mm de espesor nominal, se cortaron mediante disco diamantado piezas rectangulares de 94 mm x 46 mm de modo que cupieran en los contenedores cilíndricos utilizados para someter al material a las diferentes dosis de radiación gamma utilizadas en la presente investigación.

La irradiación gamma de las piezas rectangulares recién citadas se llevó a cabo en el CIEMAT, utilizando fuentes de $^{60}Co$ con una actividad total de 11.000 curies e irradiando a 4'68 Mrads/hora hasta conseguir dosis acumuladas totales de 250 Mrads, 500 Mrads y 1000 Mrads. Un grupo de piezas se mantuvo sin irradiar para servir como referencia de comportamiento mecánico.

El contenido volumétrico en fibra, determinado experimentalmente mediante digestión ácida de la matriz, fue del 59'6% y el contenido volumétrico en microvacíos resultó ser menor del 1%.

De las piezas rectangulares citadas anteriormente y tras la correspondiente irradiación, se cortaron mediante disco diamantado las probetas correspondientes a los ensayos de cortadura interlaminar, todas ellas de forma rectangular y dimensiones 25±1 mm x 6'50±0'25 mm, de forma que en todas las probetas, las láminas exteriores quedaran orientadas con las fibras paralelas al eje longitudinal de la probeta. Antes de realizar los ensayos de "cortadura mediante viga corta" para determinar la cortadura interlaminar aparente del laminado, los especímenes de ensayo se mantuvieron durante al menos tres meses en un área limpia a temperatura de 20±3°C y un 55±10% de humedad relativa.

Las probetas se cargaron mediante flexión en tres puntos, utilizando una máquina universal de ensayos INSTRON (modelo TT CM) de husillos, con velocidad constante de aplicación de carga de 1'00 mm/s y a temperatura ambiente. El utillaje de ensayos utilizado garantiza la perpendicularidad entre el eje longitudinal de la probeta y los ejes de los rodillos de apoyo y de aplicación de carga. La distancia entre rodillos de apoyo se fijó de modo que la relación entre dicha distancia y el espesor de las probetas fuera de 4±0'1. El radio del rodillo de aplicación de carga

utilizado es de 6,35 mm y el de los rodillos de apoyo de 3,2 mm, colocándose siempre las probetas de modo que el rodillo central de aplicación de carga la introdujera sobre la cara de la probeta en contacto con la bolsa de vacío.

Se ensayaron 12 probetas para cada condición de irradiación y el esfuerzo de rotura se calculó de acuerdo con la expresión:

$$\sigma = (3\ P)/(4wt);$$

siendo "P" la carga de rotura, "w" la anchura de la probeta y "t" su espesor.

Adicionalmente se realizaron ensayos para determinar la temperatura de transición vítrea ($T_g$) de la matriz en función de las dosis totales de radiación gamma absorbida por el material, utilizando un equipo de análisis termomecánico y ensayando muestras de 2 mm de espesor y superficie de unos 35 $mm^2$ en atmósfera de nitrógeno y con una velocidad de calentamiento de 10°C/minuto.

Varias probetas que mostraban fracturas interlaminares evidentes, se terminaron de abrir manualmente bajo modo-I para exponer las superficies de fallo de modo que pudieran investigarse las roturas interlaminares en cortadura consecuencia del ensayo mecánico.

Todas las superficies de rotura se recubrieron de oro mediante deposición de vapor en vacío y posteriormente se estudiaron con un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-840, trabajando entre 20 y 25000 aumentos y montando las muestras sobre soportes de aluminio utilizando un adhesivo conductor cargado con carbono. Se empleó un filamento de wolframio, trabajándose con voltajes aceleradores de 10 KV y habiéndose elegido como modo de detección el de electrones secundarios.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

Con el fin de correlacionar las superficies de fractura con el comportamiento del material, en la figura 1 se muestra la variación de resistencia media aparente en cortadura interlaminar obtenida en los ensayos de tipo flexión en tres puntos de "viga corta" en función de las diferentes dosis totales de radiación gamma sobre el material.

El tipo de ensayo elegido en esta investigación no es adecuado para la obtención de valores permisibles de diseño, pero resulta de utilidad para evaluación de materiales y control de calidad y sus resultados son sensibles a la resistencia del enlace fibra-matriz, propiedades de la matriz y contenido en microvacíos del material. Debido a dicha sensibilidad y dado que la escasa información disponible apunta a una posible degradación tanto de la resistencia cohesiva de la propia matriz como de la resistencia de la unión fibra-matriz, como consecuencia de la radiación gamma, se decidió que este

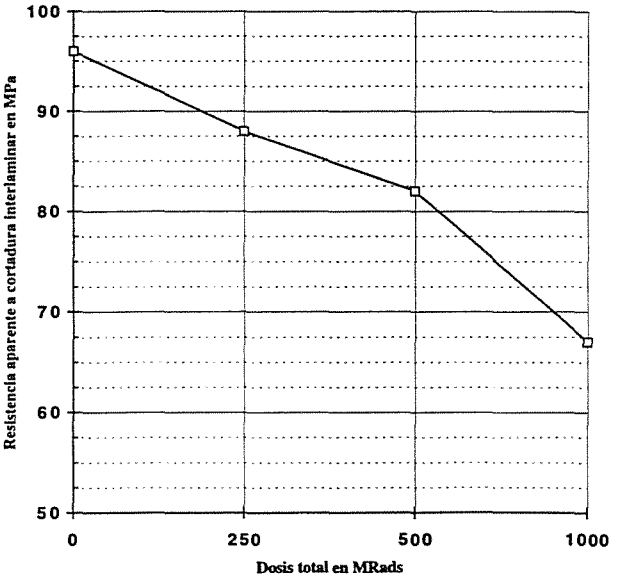



**Fig. 1.** Variación de la resistencia aparente a cortadura interlaminar a temperatura ambiente y en función de las dosis totales de radiación gamma.

tipo de ensayo podría dar indicaciones de los antedichos efectos de presentarse en el material investigado.

La observación de los resultados experimentales resumidos en la figura 1 muestran una clara tendencia, al menos cualitativa, a producirse una disminución de la resistencia aparente a cortadura interlaminar con el aumento de la dosis total de irradiación gamma y la intención de la posterior investigación microfractográfica es la de tratar de encontrar alguna causa a dicho efecto.

Por otro lado, en la figura 2 se muestra la variación obtenida experimentalmente para la $T_g$ en función de las dosis totales de irradiación gamma, quedando patente una disminución del valor de la temperatura de transición vítrea

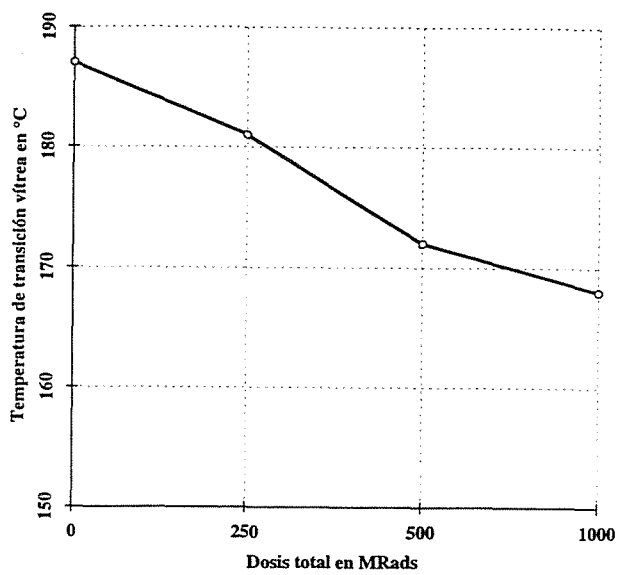



**Fig. 2.** Variación de la temperatura de transición vítrea en función de las dosis totales de radiación gamma.

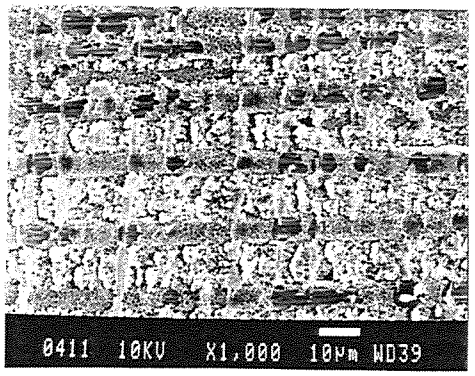



**Fig. 3.** Aspecto general de una de las caras de la superficie de fractura interlaminar provocada bajo modo-II y correspondiente al material sin irradiar.

asociada a un aumento en la dosis total de radiación gamma acumulada por el material, detalle que puede ligarse a un posible deterioro o dañado de la matriz.

Las fracturas interlaminares bajo cortadura observadas en las probetas de tipo "viga corta" ensayadas en este trabajo, se produjeron esencialmente a lo largo de una interlámina 0/90, independientemente de la dosis total de radiación gamma absorbida. Las superficies de fractura obtenidas son en general planas, existiendo muy escasa interacción con las fibras de las dos láminas adyacentes a la interlámina por la que se produjo el crecimiento de la delaminación.

Sobre una de las caras de la superficie de fractura interlaminar (en general corresponde a la superficie de fractura de la semiprobeta inferior o en contacto con el útil durante el curado y con los apoyos durante el ensayo de flexión en tres puntos) se observan claramente a unos 1000 aumentos (figura 3) fibras semienterradas orientadas a 0° (paralelas al eje longitudinal de la probeta) cubiertas por una película o "piel" de matriz (rotura cohesiva de la matriz cerca de la interfase fibra/matriz) que está marcada fuertemente por improntas de "esferoides" de matriz (rasgo microfractográfico típico de matrices epoxi modificadas y que tiene el aspecto de una aglomeración compacta de microesferas más o menos regulares), dando a la superficie de la fibra un aspecto "escamoso".

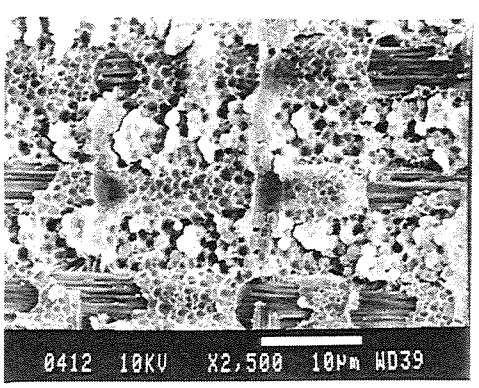



**Fig. 4.** Igual que la figura 3 pero mostrando un detalle a mayores aumentos, apreciándose la textura superficial de la fibra de carbono T300.

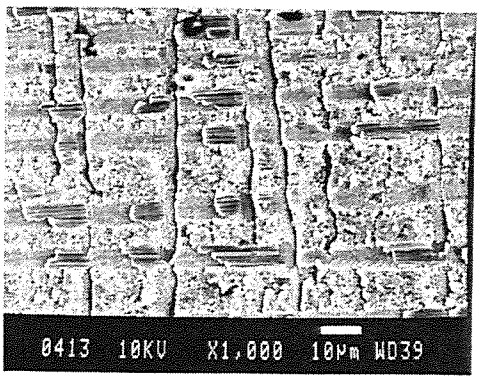



**Fig. 5.** Aspecto general de las cara opuesta de fractura interlaminar a la mostrada en la figura 3. (modo-II y material sin irradiar).

Sobre la superficie de fractura recién descrita y en unas zonas de la rotura con mayor intensidad que en otras, se superponen improntas de fibras orientadas a 90°, es decir, perpendicularmente a las fibras semienterradas, presentando estas últimas en muchos de los cruces con las improntas a 90° "parches" "pelados" de matriz y apareciendo claramente en estos "parches" en los que se ha separado adhesivamente la matriz de la fibra, la superficie desnuda de la fibra de carbono T300 con su ranurado longitudinal característico (figura 4).

Asimismo se aprecian con dificultad, de modo irregular y con una morfología poco definida, entre las fibras semienterradas, "escamas", rasgo típico de una grieta interlaminar creciendo bajo modo-II en matrices termoestables y que en el caso del material considerado en este trabajo (epoxi modificada), aparecen cubiertas de «esferoides» que las enmascaran y deforman considerablemente (figuras 3 y 4).

La cara opuesta de la superficie de fractura interlaminar recién descrita (en general corresponde a la superficie de fractura de la semiprobeta superior o en contacto con la bolsa de vacío durante el curado y con el rodillo de aplicación de carga durante el ensayo de flexión en tres puntos) presenta en general una topografía que a unos 1000 aumentos (vease la figura 5) está dominada por las

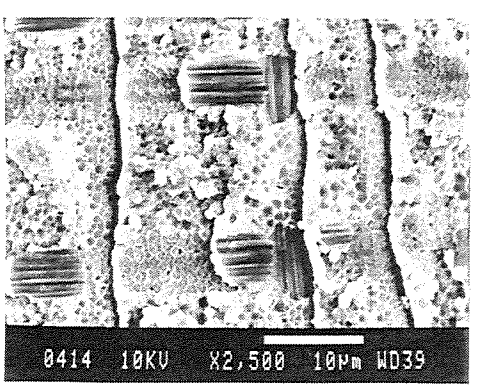



**Fig. 6.** Detalle a mayores aumentos de la zona central mostrada en la figura 3.

improntas correspondientes a las fibras orientadas paralelas al eje longitudinal de la probeta (0°), improntas en las que se aprecian los "esferoides" de la matriz embutidos a modo de inclusiones globulares (figura 6). Localmente sobre las improntas aparecen superpuestos "parches" de matriz con deformación plástica en su borde que tienen grabada la impronta del acabado superficial de la fibra de carbono T300 y que son la contraimagen de las "peladuras" locales de la piel de matriz que cubre a las fibras semienterradas, detalle que se comentó dos párrafos atrás.

Asimismo y con abundancia variable (en algunas zonas de fractura no se aprecian) la superficie de fractura presenta agrietamientos intralaminares periódicos orientados a 90° o perpendicularmente al eje longitudinal de la probeta (figuras 5 y 6). Las mencionadas grietas muestran enterradas en su interior las fibras (figura 6) de la lámina orientada a 90° adyacente a la interlámina a lo largo de la que progresa la delaminación, fibras que están cubiertas por una película o "piel" de matriz que está marcada fuertemente por improntas de "esferoides", dando a la superficie de la fibra el aspecto "escamoso" previamente comentado, aunque en algunas zonas esa "piel" de matriz presenta "peladuras" que dejan al descubierto la superficie de la fibra de carbono desnuda.

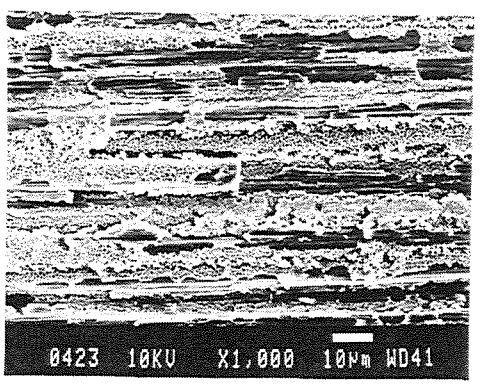



Fig. 7. Aspecto general de la superficie de fractura intralaminar (lámina a 0°) provocada manualmente bajo modo-I y correspondiente al material sin irradiar.

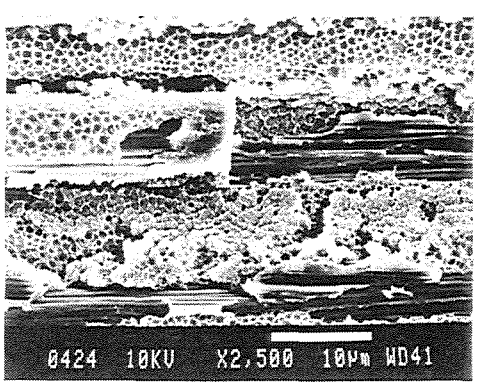



Fig. 8. Detalle a mayores aumentos de la zona central mostrada en la figura 7.

Al pasar a investigar los caracteres microfractográficos de la fractura interlaminar residual provocada manualmente bajo modo-I, se presentan dos casos diferentes y con características bien diferenciadas. En algunas zonas, la fractura bajo modo-I ha progresado de forma intralaminar por la lámina orientada a 0° y en esos casos, el aspecto de la superficie de fractura (figuras 7 y 8) se diferencia claramente de la correspondiente a modo-II creciendo por la interlámina 0/90, dado que la fractura bajo modo-I es, para ambas caras de rotura, irregular y rugosa, presentando una considerable cantidad de extremos rotos de fibras "puente" que, en muchos casos, presentan "alas" de matriz, más o menos desarrolladas y paralelas al plano local de fractura interlaminar, carácter cuya presencia está ligada esencialmente a fracturas bajo modo-I y que no se ha observado en las fracturas bajo modo-II.

Ahora bien, en la mayor parte de los casos, la fractura interlaminar residual bajo modo-I también ha progresado a lo largo de la interlámina 0/90 y en esas circunstancias y a primera vista (figura 9), resulta indistinguible de la fractura inducida bajo modo-II. No se aprecian extremos rotos de fibras puente, debido, posiblemente, a la inexistencia de «anidamiento» de fibras en el caso de interlámina 0/90.

Sin embargo y observando con atención se aprecian diferencias sutiles. Así, las grietas intralaminares perpendiculares a la dirección 0° observadas para modo-II (figura 5), no aparecen como grietas definidas bajo modo-I, sino que aparecen como "cráteres", "torcas" o depresiones alargadas y de bordes más o menos suaves y con cierta deformación plástica, en cuyo fondo se descubren las fibras orientadas perpendicularmente al eje de la probeta generalmente "vestidas" o cubiertas por una piel de matriz de aspecto escamoso debido a las improntas de los esferoides (figura 9).

Por otro lado, las, a primera vista, "escamas" irregulares y enmascaradas por esferoides, resultan diferir de las "escamas" observadas bajo modo-II en que son mas como pequeñas "mesetas" irregulares y no "cuñas" inclinadas un cierto ángulo respecto a la superficie de fractura.

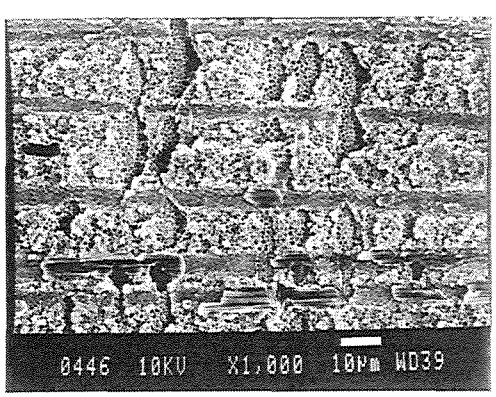



Fig. 9. Aspecto general de la superficie de fractura interlaminar (interlámina 0/90) provocada manualmente bajo modo-I y correspondiente al material sin irradiar.

Existe, sin embargo, una diferencia clara e inequívoca entre modo-I y modo-II que, una vez se conoce, resulta fácil buscar y localizar. Se trata de la forma que presentan las improntas de los esferoides que aparecen sobre las "pieles" de matriz que recubren a las fibras semienterradas y que para el caso de esfuerzos de cortadura (figura 4) tienen forma de herradura o gota, consecuencia del esfuerzo cortante que ha separado al esferoide de su impronta, siendo regulares y equiaxiales cuando el esferoide se separa de la matriz bajo tracción (figura 8), caso correspondiente a modo-I.

En términos generales, la superficie de fractura está dominada por fallo cohesivo de la matriz y sólo localmente se produce fallo adhesivo fibra/matriz, pareciendo que su aparición está fundamentalmente ligada a puntos de cruce de fibras orientadas perpendicularmente que se interfieren entre sí. La resistencia del enlace fibra/matriz parece en general buena o, al menos, mayor que la resistencia local de la matriz cerca de las interfases con las fibras.

En relación con las superficies de fractura de probetas irradiadas, cuya resistencia aparente a cortadura interlaminar resultó menor que la correspondiente a probetas sin irradiar, la producida bajo modo-II no presenta ante una observación general (figura 10), diferencias apreciables respecto a las superficies de fractura de probetas sin irradiar. No se observa evidencia de una posible degradación de la resistencia del enlace fibra/matriz, detalle éste que se manifestaría por un aumento relativo en el porcentaje de fractura adhesiva fibra/matriz, aumento que no se aprecia en las fracturas de las probetas irradiadas en relación con las correspondientes a las no irradiadas. Quizás, el acabado superficial de la fibra de carbono T300, muy irregular, contribuye a constituir un "anclaje" o unión "mecánica" con la matriz curada que no resulta afectada por variaciones no excesivas en la adhesión "química" de la interfase o pudiera darse una degradación correlativa en la union fibra/matriz y en la propia matriz, lo que conduciría a un porcentaje similar de fractura adhesiva de la interfase.

A bajos aumentos y tanto para el caso de rotura bajo modo-II como para el de fractura bajo modo-I, las superficies de fractura de probetas irradiadas y sin irradiar parecen idénticas, aunque se "intuye" o "siente" alguna diferencia general e indefinible difícil de concretar.

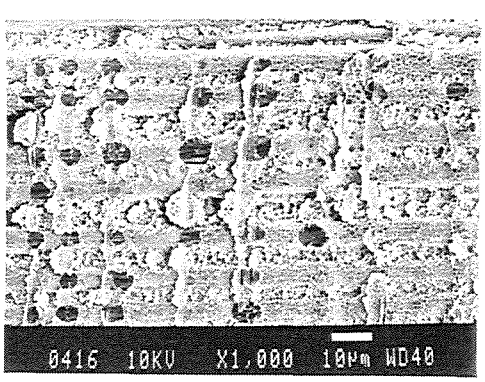



Fig. 10. Aspecto general de la superficie de fractura interlaminar provocada bajo modo-II y correspondiente al material irradiado (dosis total de 1000 Mrads).

Sin embargo y tras observar durante un cierto tiempo comparando las superficies de fractura de ambos casos y utilizando mayores aumentos, centrando la observación en las zonas de fractura cohesiva de la matriz, las diferencias empiezan a ser evidentes (compárense las figuras 4 y 11), observándose en el caso de las probetas irradiadas grandes zonas en las que la matriz que "viste" fibras semienterradas (figuras 11 y 14) aparece mucho más plana y con las improntas de los esferoides mucho menos marcadas que en el caso de las fracturas de probetas sin irradiar. Además, este efecto es mayor cuanto mayor es la dosis total de irradiación absorbida por las probetas antes del ensayo.

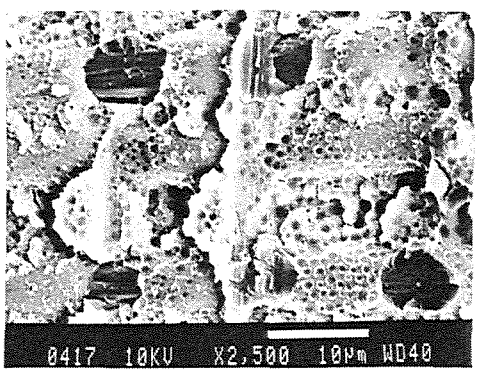



Fig. 11. Detalle a mayores aumentos de la zona central mostrada en la figura 10.

Cuando se observa la cara complementaria de fractura cohesiva de la matriz, es decir, los esferoides en las improntas de fibras (figuras 12 y 13), se aprecia un incremento en la textura o "granulación" de la matriz que parece irse "disgregando" con el aumento de dosis total de radiación gamma absorbida por el material antes del ensayo. Exactamente el mismo efecto se aprecia en el caso de las superficies de fractura bajo modo-I (figura 14) y bajo modo-II (figura 11).

## 4. CONCLUSIONES

- La resistencia aparente a cortadura interlaminar del material carbono/epoxi T300/914C (laminado con secuencia $[0/90]_{4s}$), se reduce progresivamente al someter al mateial a irradiación gamma a 4,68 Mrads/hora y al menos hasta dosis totales de 1000 Mrads.

- La reducción observada en la resistencia aparente a cortadura interlaminar, parece poder asociarse a una modificación sufrida por la matriz epoxi y puesta de manifiesto por una disminución de su temperatura de transición vítrea para niveles crecientes de irradiación gamma.

- Las investigaciones fractográficas de las superficies de rotura obtenidas, muestran que se produce algún tipo de modificación en la matriz, más evidente para dosis totales mayores de irradiación gamma absorbida por el material considerado en el presente estudio.

- No se observa, sin embargo, evidencia microfractográfica de una posible modificación (reducción) de la resistencia del enlace fibra/matriz.

- Resulta posible distinguir el crecimiento bajo modo-I del crecimiento bajo modo-II de grieta interlaminar a lo largo de interláminas 0/90 para el material considerado en este trabajo, en base a la morfología de las improntas de los "esferoides" sobre la película de matriz que viste a las fibras semienterradas.

- Asimismo puede conocerse, en base al estudio microfractográfico de las superficies de fractura interlaminar, si el material T300/914C pudo estar sometido a un ambiente de irradiación dura (gamma) con anterioridad a su fallo.

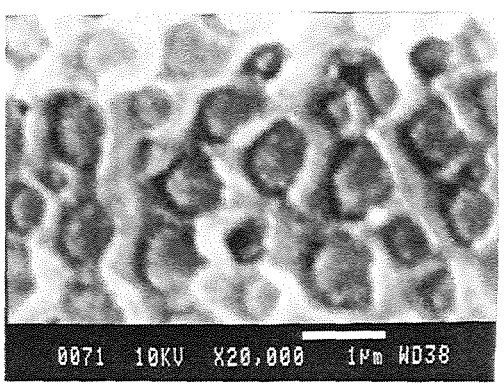



**Fig. 12.** Detalle de los esferoides en la impronta de una fibra en el material sin irradiar.

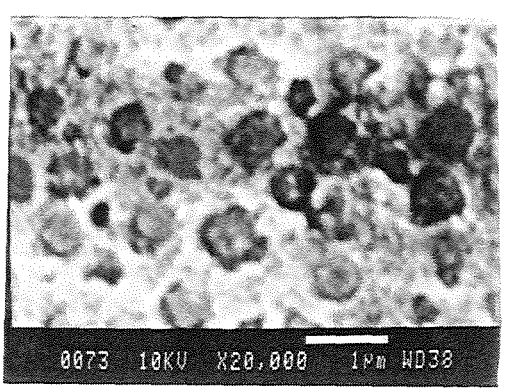



**Fig. 13.** Detalle de los esferoides en la impronta de una fibra y en el caso de material irradiado (dosis total de 1000 Mrads).

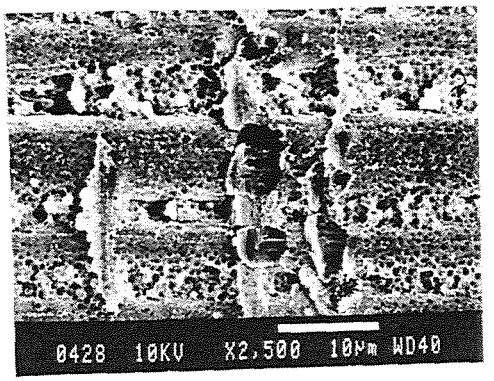



**Fig. 14.** Aspecto general de la superficie de fractura interlaminar (interlámina 0/90) provocada manualmente bajo modo-I y correspondiente al material irradiado (dosis total de 1000 Mrads).

## 5. AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean expresar su agradecimiento a las personas que han hecho posible la realización del presente trabajo: Prof. G. Niederstadt y Mr. Pabsch del Institute für Strukturmechanik del DLR por la elaboración del panel de ensayo y por su apoyo para realizar el trabajo; al Dr. J. Fuentes del «CIEMAT» por la irradiación de las probetas; a Dña. Pilar Matute por la caracterización físico-química del laminado ($T_g$, $V_f$ y $V_v$), a D. M. Salomón por la realización de los ensayos mecánicos y a D. J.M. Morales† por el corte de las probetas, todos ellos pertenecientes a la División de Materiales y Estructuras del INTA.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACION DE LA RESISTENCIA A LA DESLAMINACION EN MODOS I Y II DE COMPOSITES FIBROSOS

**F. J.Belzunce**

**Departamento de Ciencia de Materiales**
**Universidad de Oviedo**
**E.T.S.I.Industriales, Campus de Viesques, 33203 Gijón**

**Resumen.** El propósito de este trabajo es mostrar la problemática experimental existente a la hora de determinar los valores críticos de la tasa de relajación de energía en Modos I y II, $G_{Ic}$ y $G_{IIc}$ de materiales compuestos confeccionados a base de resinas plásticas reforzadas con tejidos de fibra de vidrio. Nos basaremos para ello en el Protocolo de Norma que está desarrollando el Grupo de trabajo de Plásticos y Composites de la European Structural Integrity Society. Se han utilizado las diferentes formulaciones de cálculo propuestas y los distintos métodos que nos permiten definir el inicio del crecimiento de la deslaminación. Asímismo, se ha caracterizado el comportamiento de estos materiales mediante sus curvas de resistencia y se han observado microscópicamente los mecanismos de fallo operativos.

**Abstract.** The experimental metodology proposed in order to determine the critical energy release rate in Modes I and II, $G_{Ic}$ and $G_{IIc}$, of woven fabric reinforced plastics has been evaluated in this paper. We have used the Protocols for interlaminar fracture testing of composites developed by the Plastics and Composites working Group from the European Structural Integrity Society. Different G expressions and various metodologies to define the onset of delamination growth from an insert have been evaluated. The mechanical behaviour of these materials has also been characterized by means of their resistance curves and their damage mechanisms observed using optical microscopy techniques.

## 1. INTRODUCCION

Los materiales compuestos formados a base de resinas plásticas diversas reforzadas con fibras, normalmente fibra de vidrio, debido a su bajo coste, constituyen una de las familias de materiales cuyas aplicaciones en ingeniería más están creciendo en el curso de los últimos años. Ello es debido a las excelentes propiedades de estos productos, entre las que destacan, sobre todo, su rigidez y resistencia específicas y su comportamiento frente a la corrosión. Sin embargo, todos estos materiales, bien sean laminados multidireccionales o materiales reforzados a base de tejidos o de fibras aleatoriamente distribuidas, son susceptibles de sufrir deslaminaciones, es decir, dado que la dirección normal al plano del refuerzo (normalmente el espesor de la pieza) es una dirección particularmente débil desde el punto de vista mecánico, es relativamente frecuente la generación y crecimiento de grietas a lo largo de las intercaras de separación entre láminas adyacentes. Estas grietas constituyen uno de los factores fundamentales que limitan la vida de las estructuras realizadas con composites.

Las deslaminaciones aparecen en los composites, bien ya durante la fase de procesado y fabricación de las piezas o elementos estructurales, o como consecuencia de las solicitaciones de servicio. A este último respecto, existen detalles estructurales comunes en los que las tensiones normales de servicio, aunque se apliquen en el plano de la lámina, originan concentración de tensiones y aparición de tensiones interlaminares (en la dirección del espesor) capaces de generar deslaminaciones bajo esfuerzos estáticos o de fatiga. Algunos de estos detalles son los bordes libres, biseles, agujeros y uniones, tanto de tipo mecánico como adhesivas [1]. Otras posibles causas que motivan la aparición de deslaminaciones tienen su origen en la aplicación de esfuerzos de compresión o impactos de baja energía.

La deslaminación de las estructuras realizadas a base de composites es una forma de fallo subcrítico (las deslaminaciones normalmente crecen de modo estable), que produce los siguientes efectos: a) una pérdida de rigidez, que tiene una repercusión menor desde el punto de vista del fallo de la estructura, b) una concentración local de la deformación en las capas que soportan las

cargas, y c) una inestabilidad local, que puede ser el origen de un fallo a compresión. En los dos últimos supuestos, la deslaminación acarrea la redistribución de las cargas entre las diferentes capas del composite, lo que puede originar finalmente su fractura catastrófica. De este modo, las deslaminaciones pueden ser, indirectamente, la causa del fallo de la estructura [2].

## 2. TASA DE RELAJACION DE ENERGIA

La medida habitual de la resistencia de un material a la propagación de una deslaminación se realiza mediante la tasa de relajación de energía, G , y la caracterización de un material basada en este parámetro se fundamenta en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, que nos permite determinar el valor crítico de la tasa de relajación de energía, $G_c$, característico del comportamiento de ese material.

La propagación de una deslaminación, suponiendo siempre una estructura de composite, tal que la magnitud del espesor sea muy pequeña en comparación con las otras dos direcciones características de la pieza o estructura, puede tener lugar bajo un Modo I (esfuerzo perpendicular al plano de la deslaminación), Modo II (esfuerzo paralelo al citado plano) o Modos Mixtos I/II. Por otro lado, a diferencia de lo que ocurre con los materiales isótropos, como las aleaciones metálicas, polímeros o cerámicas, la fractura de los materiales compuestos, anisótropos, no se puede caracterizar mediante un único parámetro, $G_c$, ya que esta energía crítica variará con el tipo de refuerzo utilizado (fibras aleatoriamente orientadas, tejidos o refuerzos unidireccionales) y con la orientación del plano de la deslaminación en relación a la dirección de orientación de las fibras de refuerzo del material.

Se han venido utilizando diferentes aproximaciones a la hora de evaluar los parámetros críticos $G_{Ic}$, $G_{IIc}$ y $G_{I/IIc}$ [1,3,4]. Habitualmente los valores del parámetro $G_{IIc}$ son bastante mayores que los correspondientes al parámetro $G_{Ic}$ y la variación entre ambos extremos, para los modos de carga mixtos, puede ser desde lineal a exponencial, dependiendo del material en cuestión [3]. El propósito de este trabajo es mostrar la problemática experimental existente a la hora de determinar los valores críticos de la tasa de relajación de energía en Modos I y II, $G_{Ic}$ y $G_{IIc}$ de materiales compuestos confeccionados a base de resinas plásticas reforzadas con tejidos de fibra de vidrio. Nos basaremos para ello en el Protocolo de Norma que está desarrollando el Grupo de trabajo de Plásticos y Composites de la European Structural Integrity Society [5]. La tasa de relajación de energía se calcula a partir de la fórmula general siguiente:

$$G = \frac{P^2}{2B}\left(\frac{dC}{da}\right) \quad (1)$$

## 3. MATERIAL

El material que hemos utilizado en la experimentación realizada ha sido un composite formado a base de resina epoxi XB5082 de Ciba-Geigy reforzada con un 47% en volumen de tejido bidireccional de vidrio E. Esta determinación se realizó mediante el ensayo de calcinación, de acuerdo con la Norma ASTM D2584. Este material ha sido fabricado en nuestro laboratorio en una prensa de platos calientes, previa impregnación con resina de 14 capas de tejido. Entre las capas séptima y octava (plano medio en el sentido del espesor) se colocó un inserto, que serviría como iniciador de la deslaminación, para lo que se utilizó una lámina de aluminio de 16 μm de espesor. Las placas obtenidas fueron curadas bajo presión en la propia prensa, aplicando el ciclo recomendado por el fabricante de la resina, consistente en un calentamiento a 30°C durante 12 horas, seguido de 10 horas a 60°C.

De las planchas se cortaron probetas de 25 mm de ancho (B), espesor nominal de 3mm (h) y longitud total respectivamente igual a 160 mm para los ensayos en Modo I y 120 mm en el caso de los ensayos en Modo II. Uno de los cantos de las probetas se cubrió con una fina capa blanca, utilizando para ello líquido corrector mecanográfico, con el fín de poder visualizar durante todo el ensayo el avance del frente de la grieta. Igualmente, el otro canto de algunas probetas se pulió metalográficamente con el fín de observar en un microscopio metalográfico el avance de la deslaminación a través del material.

## 4. ENSAYOS EN MODO I

### 4.1. Procedimiento experimental

Se han utilizado probetas DCB (Figura 1), de acuerdo con el Protocolo de ensayos anteriormente aludido [5]. La aplicación de la carga se realizó recurriendo al uso de unas finas bisagras (tipo piano) adheridas en uno de los extremos de la probeta mediante un adhesivo de curado a temperatura ambiente (Araldite). El tamaño de la deslaminación, a, en el inicio del ensayo fué siempre igual a 50 mm. Por otro lado, se utilizó siempre una velocidad de carga de 2 mm/min y durante todo el transcurso del ensayo, aparte de registrar gráficamente la fuerza frente al desplazamiento (P-δ), se realizaron igualmente, con la ayuda de una lupa, medidas de la longitud de la deslaminación sobre el canto de la probeta .

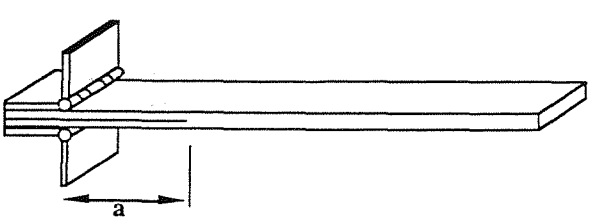



**Fig. 1.** Probeta DCB (deslaminación en Modo I)

Aplicando la fórmula (1) al caso de la viga en doble voladizo (probeta DCB) se obtiene una expresión de $G_I$ que debe corregirse por medio de un factor $\Delta$, para tener en cuenta que el empotramiento en el dispositivo de ensayo no es perfecto. Se obtiene así:

$$G_I = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \quad (2)$$

Otro método alternativo de cálculo de $G_I$, denominado Método de Berry, consiste en representar los valores de la flexibilidad de la probeta ($C=\delta/P$) tomados en el curso del ensayo frente al tamaño de grieta observado visualmente en el canto de aquella. La relación entre ambas variables es del tipo:

$$C = Ka^n \quad (3)$$

resultando entonces:

$$G_I = \frac{nP\delta}{2Ba} \quad (4)$$

4.2. Resultados de los ensayos en Modo I

La Figura 2 muestra el gráfico fuerza-desplazamiento típico de estos ensayos, que presenta después de una zona de comportamiento lineal, en la que no se observa crecimiento alguno de la deslaminación, una desviación clara de la linealidad inicial hasta alcanzar el máximo de la curva, y luego un descenso progresivo de la carga motivado por el crecimiento estable de la grieta hasta el final del ensayo. El valor crítico del parámetro $G_I$, o momento en el que la deslaminación comienza a crecer desde el inserto, se puede definir segun distintos criterios: a) en el punto en el que el gráfico deja de ser lineal (NL), b) en el punto de corte del gráfico con una línea de pendiente 5% inferior a la pendiente inicial (5%), y c) en el punto correspondiente al inicio del crecimiento de la deslaminación observado visualmente en el canto de la probeta (VIS).

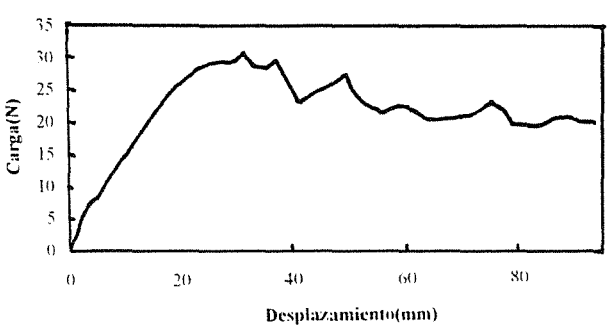



**Fig.2.** Curva fuerza-desplazamiento durante la deslaminación de resina epoxi reforzada con tejido de vidrio

En todos los ensayos realizados se ha puesto de manifiesto que, en este material, el método de cálculo de $G_I$ basado en la formulación de Berry (4) da resultados entre un 10 y un 15% superiores a los obtenidos empleando la fórmula de la teoría de vigas corregida (2). Por esta razón éste último método se estima más adecuado para calcular la energía de fractura de estos materiales, tal y como la norma ASTM recientemente editada igualmente recomienda [6].

La Tabla 1 muestra el valor medio del parámetro crítico $G_{Ic}$ (5 ensayos) de acuerdo con los diferentes criterios de iniciación expresados anteriormente:

| $G_{Ic}^{NL}$ | $G_{Ic}^{VIS}$ | $G_{Ic}^{5\%}$ |
|---|---|---|
| 336 | 423 | 523 |

**Tabla 1.** Valores críticos de $G_I$ para la resina epoxi reforzada con tejido de vidrio ($J/m^2$)

Dado que no resulta facil definir sobre el gráfico de ensayo el punto de pérdida de la linealidad (NL) y como el método visual proporciona valores de $G_{Ic}$ inferiores al correspondiente al punto del 5%, estimamos que la mejor defincion del inicio del crecimiento de la deslaminación corresponde a la medida realizada visualmente en el canto de la probeta (VIS), aunque otros autores han demostrado que la deslaminación se inicia antes en el centro de las probetas DCB, ya que el valor de $G_I$ es un 10% mayor [6,7].

Por otro lado este ensayo permite igualmente caracterizar el proceso completo de fractura por deslaminación del material y obtener la curva de resistencia o curva R, que expresa la variación de $G_I$ en el transcurso del crecimiento de la deslaminación. La Figura 3 da cuenta de una curva típica, en la que se aprecia una primera zona ascendente y una estabilización posterior. El rango de variación de los valores de $G_I$ medidos en las distintas probetas en la zona estabiliazada es 800-1200 $J/m^2$. Visualmente se han observado fenómenos de puenteo de fibras, uniendo las dos semiprobetas, que podrían justificar el comportamiento observado.

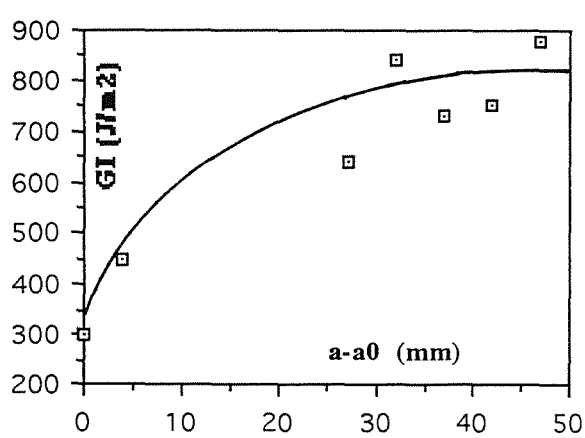



**Fig. 3.** Curva R en el transcurso de la deslaminación de resina epoxi reforzada con tejido de vidrio.

## 5. ENSAYOS EN MODO II

### 5.1 Procedimiento experimental

La geometría de las probetas utilizadas eran del tipo ENF (Figura 4). Las probetas se cargaron tal y como se observa en la misma figura, a flexión en tres puntos, manteniendo una longitud entre apoyos, 2L, igual a 100 mm.

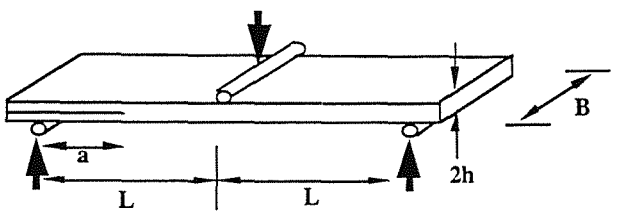



**Fig. 4.** Geometría de la probeta ENF (deslaminación en Modo II)

Previamente a la ejecución del ensayo propiamente dicho se realizó una calibración experimental de cada una de las probetas. Para ello se procedió a la carga y descarga de la probeta situada en los apoyos del útil de ensayo, dentro del régimen elástico, de tal manera que el tamaño de grieta, a, fuera igual a 0, 15, 20, 25, 30, 35 y 40 mm (para ello se desplazaba lateralmente la probeta ente los dos apoyos). De esta manera se obtiene la relación entre la flexibilidad, C y el tamaño de grieta, a, que se ajustará a una ley del tipo:

$$C = C_0 + ma^3 \quad (5)$$

El valor de la tasa de liberación de energía elástica, $G_{II}$, se obtiene entonces a partir de la expresión general (1) como:

$$G_{II} = \frac{3mP^2a^2}{2B} \quad (6)$$

Por otro lado, utilizando las conocidas fórmulas de resistencia de materiales aplicables al caso de una viga flexionada en tres puntos, se puede calcular, empleando igualmente la expresión (1):

$$G_{II} = \frac{9Pa^2\delta}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (7) \text{ ó}$$

$$G_{II} = \frac{9P^2a^2}{16B^2Eh^3} \quad (8)$$

E es el módulo elástico longitudinal del material, que se determina a partir de las medidas realizadas durante la fase de calibración ($E=L^3/4BC_0h^3$).

Una vez realizada la fase previa de calibración de la flexibilidad se procede a la ejecución del ensayo bajo una velocidad de 2 mm/min., manteniendo una relación inicial a/L igual a 0,5.

Por otro lado, el valor crítico $G_{IIc}$ para el inicio de la deslaminación se define de la misma manera que en los ensayos realizados en modo I.

### 5.2. Resultados de los ensayos en Modo II

La Figura 5 muestra un gráfico carga-desplazamiento típico obtenido en la ejecución de uno de estos ensayos. El gráfico es inicialmente lineal para desviarse despues de la linealidad como consecuencia del crecimiento de la deslaminación, hasta que se alcanza la carga máxima, momento para el que sobreviene la rotura catastrófica de la probeta. La Tabla 2 muestra los valores críticos medios obtenidos al aplicar los tres criterios aludidos con anterioridad para definir el inicio de la deslaminación.

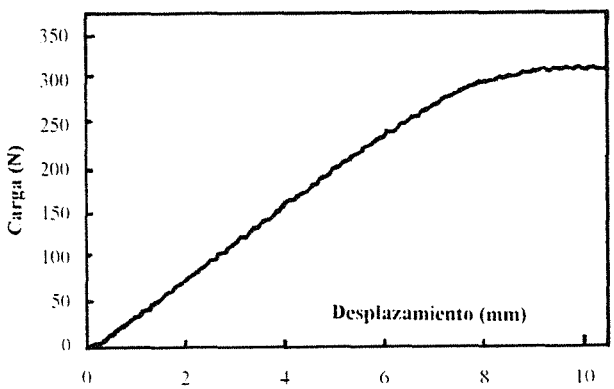



**Fig. 5.** Curva fuerza-desplazamiento del ensayo de flexión (probeta ENF).

| NL | 5% | VIS |
|---|---|---|
| 566 | 1155 | 1471 |

**Tabla 2.** Valores críticos de $G_{II}^{flex}$ de la resina epoxi reforzada con tejido de vidrio ($J/m^2$)

Corresponde siempre el valor inferior al método NL y el superior al método VIS. Además, dado que el punto de pérdida de la linealidad resulta habitualmente dificil de definir y, por otro lado, la definición visual del inicio del crecimiento de la grieta es muy dificil detectarla con exactitud en este ensayo, y basados igualmente en el tratamiento de esta problemática en normas de ensayo similares aplicables a otros materiales, pensamos, al igual que otros autores [6], que el método del 5% es el más apropiado. Utilizando los datos obtenidos en la fase de calibración inicial de las probetas de ensayo -expresión (5)-, este criterio equivale a estimar el inicio de la deslaminación para un crecimiento de la misma de aproximadamente 2 mm.

Por otro lado, la Tabla 3 muestra los resultados obtenidos con los materiales ensayados utilizando las diferentes formulaciones referidas anteriormente: $G_{II}^{flex}$ (6), $G_{II}^{TVD}$ (7) y $G_{II}^{TVE}$(8). En todos los casos el valor inferior de $G_{II}$ ha correspondido al parámetro denominado $G_{II}^{flex}$, que además al utilizar los datos de la calibración previa de la propia probeta de ensayo, estimamos es el mejor valor. Destacamos también que las dos formulaciones basadas en la teoría de vigas producen resultados muy parecidos.

| $G_{II}^{flex}$ | $G_{II}^{TVD}$ | $G_{II}^{TVE}$ |
|---|---|---|
| 1414 | 1494 | 1528 |

**Tabla 3.** Valores críticos $G_{II}$ (5%) usando diferentes expresiones (J/m2)

Sobre este ensayo hemos hecho pruebas adicionales con el propósito de comprobar la influencia de un preagrietamiento previo -realizado en Modos I y II- en relación a los valores obtenidos en los ensayos realizados directamente desde el inserto. Las diferencias observadas han sido siempre inferiores a un 15%, por lo que no las estimamos significativas. Otros autores han llegado a conclusiones semejantes [8].

Otra crítica frecuente aducida a este ensayo es la disipación de energía por fricción como consecuencia del deslizamiento existente entre las dos semiprobetas en el curso del ensayo. Con objeto de disminuir la fricción hemos procedido a colocar en dos ensayos una mina de grafito de 0,5 mm de diámetro entre los dos brazos de la probeta y paralelamente al frente de grieta. No se han obtenido diferencias significativas, lo que confirma las prediciones teóricas de que el efecto de la energía de fricción en los valores de $G_{II}$ son solo del orden del 2-5% [1].

Por otro lado, el gráfico carga-desplazamiento de la Figura 5 muestra una clara desviación de la linealidad antes de alcanzarse la carga máxima y la rotura súbita de la probeta, lo que supone la existencia de un crecimiento estable de la deslaminación que nos indica la posibilidad de obtener a partir de estos gráficos las curvas de resistencia o curvas R. Para ello es necesario determinar para cada punto del gráfico el incremento de grieta producido, $\Delta a$, lo que podemos hacer apoyándonos en la curva de calibración C-a calculada inicialmente, es decir, definido un punto del gráfico, se calcula su flexibilidad ($C=\delta/P$) y utilizando la curva de calibración se obtiene el valor de a ($\Delta a=a-a_0$). Este modo de operar implica asumir que cualquier descarga en el curso del ensayo es lineal y pasa por el origen de coordenadas. Esta aseveración ha sido confirmada realizado ensayos en los que se han efectuado varias descargas y cargas sucesivas, antes de la propagación súbita de la grieta, y simultáneamente se ha procedido a medir en los cantos de la probeta el tamaño real de la grieta en dichos instantes [9].

Utilizando entonces el método comentado en el párrafo anterior se han determinado las curvas de resistencia al crecimiento de la deslaminación en Modo II de este material. El tipo de curvas que se obtienen se muestran en la Figura 6. Se hace notar el incremento notable de la energía de deslaminación $G_{II}$ que tiene lugar con el avance de la deslaminación y el crecimiento estable de la misma antes de la rotura súbita final, que de cualquier manera ocurre al cabo de aproximadamente solo 10 mm. Esta magnitud equivale al ancho de dos mechas contiguas del tejido bidireccional utilizado (una longitudinal y otra transversal).

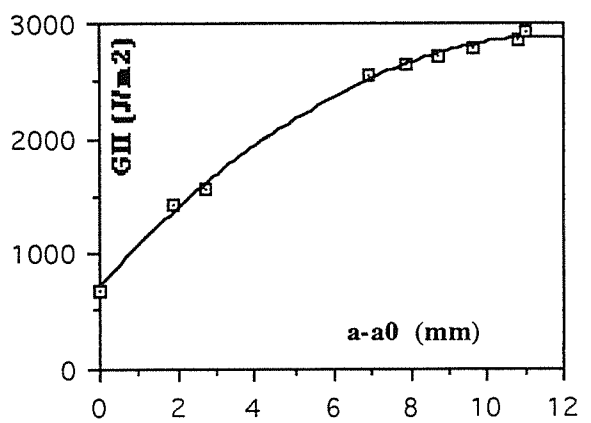



**Fig. 6.** Curva de resistencia $G_{II}$-$\Delta a$

## 6. ANALISIS MICROSCOPICO

Hemos procedido finalmente a observar microscópicamente los cantos de algunas probetas al final de los ensayos en Modo II con el fín de determinar los mecanismos de daño operativos en estos materiales en el curso de estas pruebas. La Figura 7 representa el inicio del crecimiento de la deslaminación desde el inserto de papel de aluminio, mostrando de manera clara que la grieta progresa siempre a través de los haces de fibra transversales del tejido bidireccional y la influencia en dicho avance de la existencia de porosidades internas, inevitables en nuestro proceso de fabricación. Por otro lado, la Figura 8 muestra un detalle del frente de grieta en el que observamos especialmente roturas dispersas de la intercara fibra-matriz y progreso de la grieta por cizalladura de la resina. Este tipo de daño, unido a la naturaleza del

tejido de refuerzo bidireccional empleado, justifica la necesidad de incrementar GII, sobre unos 10 mm, -Curva R- con el fín de atravesar las regiones en las que desaparecen las mechas de orientación transversal, que hemos visto son las más débiles.

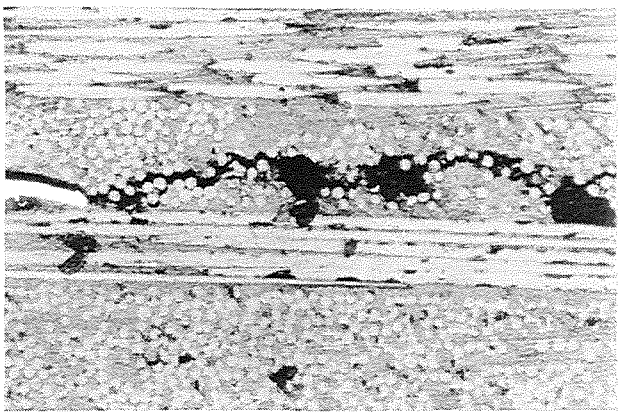


**Fig. 7.** Inicio del crecimiento de la deslaminación

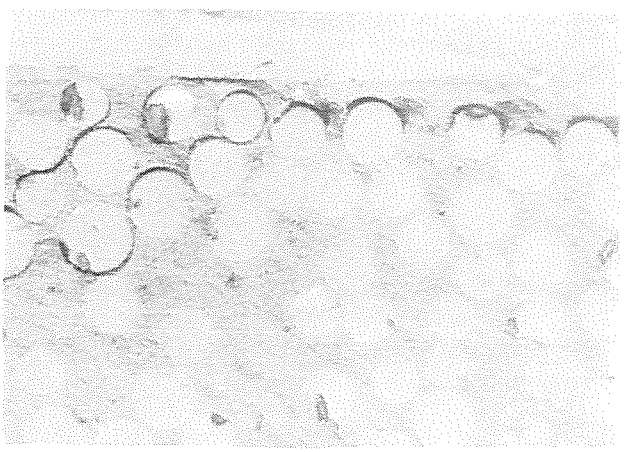


**Fig. 8.** Frente de la deslaminación al final del ensayo

Diferentes investigadores han atribuido el superior comportamiento de los materiales fibrosos en Modo II respecto al Modo I de fractura, al mayor consumo energético que tiene lugar durante la deformación plástica a cizalladura de las resinas.

## 7. CONCLUSIONES

Este trabajo nos ha permitido extraer las conclusiones siguientes:

1) La formulación de los parámetros de fractura G correspondientes a la teoría de vigas corregida y al método de la flexibilidad son respectivamente los estimadores más adecuados en el caso de los ensayos en Modo I y Modo II.

2) En relación a la estimación del inicio de la deslaminación, ésta se define mejor por observación directa con la ayuda de una lupa en los ensayos en Modo I, siendo preciso recurrir al método basado en la pérdida del 5% de rigidez en el caso de los ensayos en Modo II.

3) Las resinas plásticas reforzadas con tejidos bidireccionales equilibrados de vidrio muestran un aumento sustancial de la energía de fractura, tanto en Modo I como en Modo II, con el crecimiento de la deslaminación.

4) La deslaminación se propaga siempre en estos materiales -zonas mecánicamente más débiles -a través de los haces de fibra transversales-, por rotura de la intercara fibra-matriz y coalescencia final de este daño a través de la propia fase matriz.

## 8. REFERENCIAS

[1] Carlsson L.A. y Gillespie J.W., "Mode-II interlaminar fracture of composites", Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials, Elsevier Science Pub., 135-144 (1989).

[2] O´Brien T.K., "Delamination of composite materials", Fatigue of Composite Materials, Elsevier Science Pub., 181-198 (1990).

[3] Hashemi S., Kinloch A.J. y Williams J.G.,"Mechanics and mechanisms of delamination in a polyether sulphone-fibre composite", Comp. Scie. and Tech., **37**, 429-462 (1990).

[4] Davies P. y Benzeggagh M.L., "Interlaminar Mode-I fracture testing", Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials, Elsevier Science Pub., 81-112 (1989).

[5] Davies P., "Protocols for interlaminar fracture testing of composites", European Structural Integrity Society, Polymers & Composites Task Group (1993).

[6] O'Brien T.K. y Martin R.H., "Round robin testing for Mode-I interlaminar fracture toughness of composite materials", J. Composite Tech. & Res., **15**, 4 , 269-281 (1993).

[7] Hojo M., Kageyama K. y Tanaka K., "Prestandardization study on mode I intelaminar fracture toughness test for CFRP in Japan", Composites, **26**, Num.4, 243-255 (1995).

[8] Tanaka K., Kageyama K. y Hojo M., "Prestandardization study on Mode II interlamianar fracture toughness test for CFRP in Japan", Composites, **26**, Num.4, 257-267 (1995).

[9] Candelier L., Ledeme E., Chamorro A. y Belzunce F.J., "Analisis de la resistencia a la deslaminación en Modo II de resinas epoxi reforzadas con tejidos equilibrados de fibra de vidrio", Anales de Ingeniería Mecánica, 11, Vol.4, 281-286 (1997)

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# DIMENSIONADO Y REDUCCIÓN DE DATOS DE PROBETAS CARBONO/EPOXI PARA ENSAYOS DE TIPO FLEXIÓN CON ENTALLA FINAL EN CARGA ESTÁTICA Y DINÁMICA

**Fernando Cabrerizo García**

**Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial Esteban Terradas (I.N.T.A.)**
**Dpto. de tecnologías y Procesos de Materiales Compuestos**
**División de Materiales y Estructuras**
**Ctra. de Ajalvir Km. 4**
**28850 Torrejón de Ardoz (MADRID)**

**Resumen.** . El presente trabajo es la antesala teórica a un completo programa de ensayos de crecimiento de grieta bajo Modo-II en carga estática y dinámica. El tipo de probeta elegida es la de flexión con entalla final (ENF). Se estudiarán varios parámetros del ensayo como tipos de fibra y matrices, velocidades de aplicación de carga, frecuencia, etc. En la actualidad, no existe un método de ensayo aceptado por la comunidad científica y por lo tanto el dimensionado se realizará de forma teórica.

**Abstract.** This is a preliminary work to a complete characterization program of Mode-II crack growth under static and cyclic loads in carbon/epoxy composites. The type of specimen tested is the End Notched Flexure (ENF) one. Several parameters will be studied like, fiber elastic modulus, resine toughness, static loading speed, frequency, desplacement rate and so on. Actually, there is no standard test method. All the specimen sizing must be developed from theoretical analysis.

## 1.- INTRODUCCIÓN

Dentro del estudio de crecimiento y propagación de grietas interlaminares en materiales compuestos carbono/epoxi, el crecimiento por carga, ya sea estática ó dinámica, introducida mediante cortadura en modo II presenta unas características propias que requieren de una evaluación preliminar al ensayo. Tres materiales de distintas matrices y fibras cuyo ámbito de aplicación más habitual es el campo aeronáutico se han elegido de manera que permitan comparar fibras de alta resistencia, como la AS4, con fibras de módulo intermedio, como la IM7, y resinas de baja tenacidad, como la 3501-6, con resinas de tenacidad mejorada, como la 8552

## 2.- PROBETA "ENF"

Hay una serie de razones que hacen de la probeta ENF [2] la más cómoda de utilizar en ensayos de Modo-II:

- Fácil laminación y posicionamiento del frente de grieta.

- Fácil mecanización debido a su forma rectangular.

- Geometría sencilla de cara al uso de análisis por teoría de vigas.

- Ensayo y utillaje sencillo. Flexión en tres puntos.

- No es necesario ningún aditamento o suplemento de agarre en la probeta.

- Obtención de un Modo-II puro con rasgos fractográficos muy diferenciados.

- Los intentos de normalización del ensayo [13] contemplan este tipo de probeta.

## 3.- DETERMINACIÓN DE GEOMETRÍA

Partiendo de la forma geométrica de la probeta ENF, es necesario determinar las dimensiones que hagan posible el cumplimiento de todas las hipótesis que se van a considerar durante el desarrollo de las teorías necesarias para el análisis de los ensayos. Dichas dimensiones serían, la longitud entre apoyos de la probeta **2L**, la anchura **w**, el semiespesor de probeta **t** y la longitud de grieta inicial $\mathbf{a_0}$.

En cuanto a la distancia **L** se escoge un valor de 50 mm primordialmente por una razón, la posibilidad de comparación del resultado con el de otros autores, ya que es la longitud entre carga y apoyo más utilizada . El mismo razonamiento es aplicable a la anchura **w**, se establece en 25 mm [1,2,4,5,6,7,9,10,12,13].

En definitiva el único parámetro que quedaría por determinar razonablemente sería el semiespesor de probeta **t**. En principio este espesor debe de ser minimizado para disminuir el coste del ensayo.

Los dos requisitos más importantes a imponer a nuestra probeta para poderle aplicar un estudio analítico reproducible en el ensayo serían:

- Probeta con comportamiento elástico-lineal y pequeños desplazamientos.

- No se produzca fallo por flexión dentro del régimen lineal-elástico.

Carlsson y Gillespie [2] proponen dos expresiones para minimizar el espesor a considerar. La viga a considerar, estaría compuesta por dos efectos, la fuerza de cortadura y el momento flector distribuidos a lo largo de la longitud **2L**. En estas condiciones, se tendría:

$$G_{II} = \frac{P^2}{2w}\frac{dC}{da} \tag{1}$$

Donde **C** es la flexibilidad de la probeta, definida como el cociente entre el desplazamiento del punto medio $\delta$ y la carga aplicada en dicho punto **P**.

De acuerdo con la teoría elástica de vigas de Timoshenko [14] y la formulación propuesta por Carlsson [2], se obtiene un valor de flexibilidad de:

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{2L^3+3a^3}{8E_1 w t^3}\left[1 + \frac{2(1.2L+0.9a)t^2E_1}{(2L^3+3a^3)G_{13}}\right] \tag{2}$$

Expresión en la que el segundo término de la derecha de la igualdad representa la contribución a la flexibilidad debida a la cortadura en la viga. En el caso de que no se consideren estos efectos de cortadura, la flexibilidad quedaría reducida al primer término. Si denotamos con superíndice **FC** a las propiedades que incluyan efectos debidos a flexión y cortadura y con **F** a las propiedades que sólo incluyan efectos de flexión, se puede expresar:

$$\frac{C^{FC}}{C^F} = 1 + \frac{2(1.2L+0.9a)t^2E_1}{(2L^3+3a^3)G_{13}} \tag{3}$$

$$\frac{G_{IIc}^{FC}}{G_{IIc}^{F}} = 1 + 0.2\frac{E_1}{G_{13}}\left(\frac{t}{a}\right)^2 \tag{4}$$

Dando valores a estas expresiones y variando los distintos parámetros dentro de valores típicos, se puede obtener la tabla 1 para una distancia entre apoyo y punto de aplicación de carga **L** de 50 mm.

En dicha tabla, puede apreciarse que la diferencia máxima que se produce al incorporar efectos de cortadura está en torno al 6% para $G_{IIc}$ en la condición más extrema de parámetros y por lo tanto no parece necesario arrastrar dichos términos durante el dimensionado de la probeta.

| a (mm) | t (mm) | E1/G13 | $C^{FC}/C^F$ | %ΔC | $GII^{FC}/GII^F$ | %ΔGII |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 25,00 | 1,50 | 10 | 1,013 | 1,2% | 1,007 | 0,7% |
| | | 20 | 1,025 | 2,4% | 1,014 | 1,4% |
| | | 30 | 1,038 | 3,6% | 1,022 | 2,1% |
| | | 40 | 1,050 | 4,8% | 1,029 | 2,8% |
| | | 50 | 1,063 | 5,9% | 1,036 | 3,5% |
| 25,00 | 2,00 | 10 | 1,022 | 2,2% | 1,013 | 1,3% |
| | | 20 | 1,044 | 4,3% | 1,026 | 2,5% |
| | | 30 | 1,067 | 6,3% | 1,038 | 3,7% |
| | | 40 | 1,089 | 8,2% | 1,051 | 4,9% |
| | | 50 | 1,111 | 10,0% | 1,064 | 6,0% |
| 35,00 | 1,50 | 10 | 1,011 | 1,1% | 1,004 | 0,4% |
| | | 20 | 1,022 | 2,1% | 1,007 | 0,7% |
| | | 30 | 1,033 | 3,2% | 1,011 | 1,1% |
| | | 40 | 1,043 | 4,2% | 1,015 | 1,4% |
| | | 50 | 1,054 | 5,2% | 1,018 | 1,8% |
| 35,00 | 2,00 | 10 | 1,019 | 1,9% | 1,007 | 0,6% |
| | | 20 | 1,039 | 3,7% | 1,013 | 1,3% |
| | | 30 | 1,058 | 5,5% | 1,020 | 1,9% |
| | | 40 | 1,077 | 7,2% | 1,026 | 2,5% |
| | | 50 | 1,097 | 8,8% | 1,033 | 3,2% |
| 45,00 | 1,50 | 10 | 1,009 | 0,9% | 1,002 | 0,2% |
| | | 20 | 1,017 | 1,7% | 1,004 | 0,4% |
| | | 30 | 1,026 | 2,5% | 1,007 | 0,7% |
| | | 40 | 1,035 | 3,3% | 1,009 | 0,9% |
| | | 50 | 1,043 | 4,1% | 1,011 | 1,1% |
| 45,00 | 2,00 | 10 | 1,015 | 1,5% | 1,004 | 0,4% |
| | | 20 | 1,031 | 3,0% | 1,008 | 0,8% |
| | | 30 | 1,046 | 4,4% | 1,012 | 1,2% |
| | | 40 | 1,061 | 5,8% | 1,016 | 1,6% |
| | | 50 | 1,077 | 7,1% | 1,020 | 1,9% |

**Tabla 1.** Comparación de términos con efectos de cortadura y sin ellos

De esta manera se tomaría la expresión de $G_{II}$ que incluye sólo efectos de flexión:

$$G_{IIc} = \frac{9P_c^2 a^2}{16E_1 w^2 t^3} \tag{5}$$

Donde el subíndice **c** denota valor crítico, es decir, aquel para el que se produce un avance de grieta.

Combinando las ecuaciones (5) y (2), incluyendo efectos de flexión únicamente y concretando para valores críticos, se obtiene:

$$\delta_c = \frac{2L^3+3a^3}{6a}\sqrt{\frac{G_{IIc}}{E_1 t^3}} \tag{6}$$

Siendo $\delta_c$ el desplazamiento crítico del punto de aplicación de carga.

Con la hipótesis de pequeños desplazamientos, la pendiente máxima de la elástica de la probeta, $y'(x)_{max}$ en función del desplazamiento del punto de aplicación de carga, $\delta$, [2,3,10,11] se expresa como:

$$y'(x)_{max} = \frac{3(L^2+3a^2)}{2L^3+3a^3}\,\delta \qquad (7)$$

Dentro de la hipótesis anteriormente citada, se limita el valor de la pendiente máxima a uno determinado ($y'(x)_{max}$= tg $\theta \approx \theta$) y se impone que el desplazamiento en esas condiciones, sea al menos el crítico, $\delta_c$, obteniéndose que el espesor debe de cumplir:

$$t \geq \sqrt[3]{\frac{G_{IIc}(L^2+3a^2)^2}{4\,y'(x)^2_{max}\,a^2 E_1}} \qquad (8)$$

Con este espesor se estarían cumpliendo la condición de pequeños desplazamientos y régimen elástico-lineal.

Para que se cumpla la segunda condición, que no haya fallo por flexión dentro del tramo elástico-lineal, hay que imponer un determinado $\delta_c$ máximo, en este caso, menor que el máximo desplazamiento admisible relativo a la máxima deformación admisible $\varepsilon_{m\,a}$ para obtener comportamiento lineal, es decir:

$$\epsilon_m = \frac{6Lt\delta}{2L^3+3a^3} \quad \Rightarrow \quad \epsilon_{ma} = \frac{6Lt\delta_a}{2L^3+3a^3} \qquad (9)$$

Y por lo tanto, imponiendo la condición $\delta_c < \delta_a$ y haciendo uso de la ecuación (6), se obtiene:

$$t \geq \frac{L^2 G_{IIc}}{a^2 \epsilon^2_{ma} E_1} \qquad (10)$$

Representando las ecuaciones (8) y (10) con $y'(x)_{max}$=0.2 ($\theta$=0.1974) y $\varepsilon_{m\,a}$=5% se obtienen la figura 1.

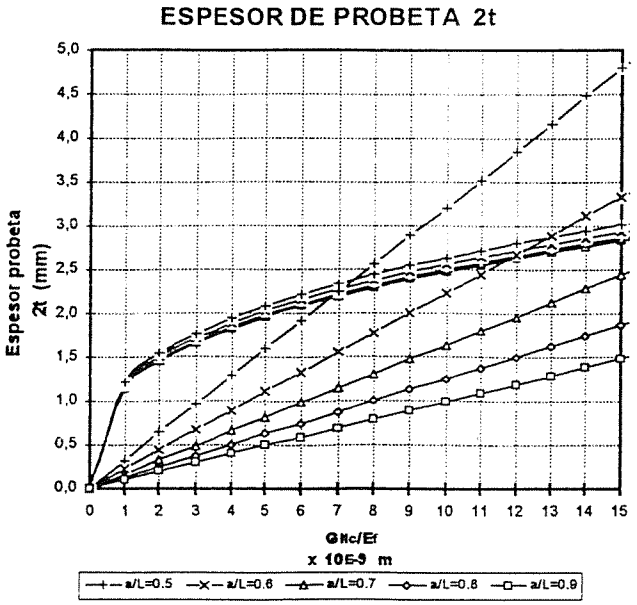



**Figura 1**. Espesor mínimo de probeta.

Se puede apreciar en esta figura, que el espesor 2t mínimo de probeta requerido para cumplir las hipótesis depende del material que se utilice. Si se estiman las propiedades de los materiales que se van a estudiar y se agrupan en una tabla (tabla 2), se tienen [8,15] los siguientes valores:

| Material | E (GPa) | $G_{II}$ (GPa) | $G_{IIc}$ (J/m$^2$) | $G_{IIc}$/E (x 10$^{-6}$ m) | E/$G_{II}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| AS4/3501-6 | 130 | 6,2 | 734 | 5,6 | 21,0 |
| AS4/8552 | 130 | 6,0 | 1769 | 13,6 | 21,7 |
| IM7/8552 | 150 | 7,0 | 1344 | 9,0 | 21,4 |

**Tabla 2.** Propiedades estimadas materiales estudiados.

A la vista de los materiales en estudio, se pueden tomar valores de espesor en el entorno de los 4 mm. de tal manera que habrá materiales que cumplan las hipótesis establecidas en el límite y otros que las cumplan con holgura.

La longitud total de las probetas se toma de 150 mm y la longitud de grieta inicial será 50 mm. La figura 4 muestra las dimensiones elegidas definitivas de la probeta ENF.

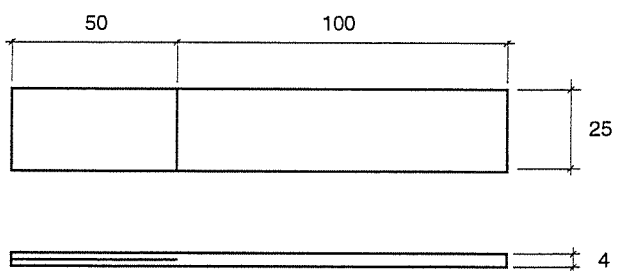



**Figura 4.** Dimensiones de la probeta ENF elegida.

## 4.- REDUCCIÓN DE DATOS ENSAYO ESTÁTICO

Los distintos tipos de métodos para calcular $G_{IIc}$ a partir de ensayos en probetas ENF, se basan en definitiva en medir el valor crítico de carga $P_c$ necesario para hacer crecer una grieta de tamaño **a** en una probeta de flexibilidad **C** o en medir directa o indirectamente la energía necesaria para que la grieta progrese [2,3,10]. Estos método se reducen básicamente a tres:

### 4.1.- Análisis mediante teoría de vigas.

Basándose en teoría lineal elástica de vigas en flexión se obtienen ecuaciones como las (2) y (5) [2,3,10,11,12].

$$G_{IIc} = \frac{9 P_c^2 a^2}{16 E_1 w^2 t^3} \quad (11)$$

En dicha ecuación, a partir de la curva carga-deformación se puede obtener el valor de la carga crítica $P_c$ a partir del cual avanza una grieta de tamaño **a**. Sobre dicha ecuación se pueden añadir términos que expresen la influencia de efectos tales como fuerza cortante (ya analizada), correcciones por elementos finitos o correcciones por la flexibilidad del conjunto útil-máquina de ensayos. Incluyendo los efectos de la fuerza cortante y de la flexibilidad del conjunto útil-máquina de ensayos, quedaría una expresión del tipo:

$$G_{IIc} = \frac{9 P_c^2 a^2}{2w(2L^3+3a^3)}(C_m - C_u - C_c) \quad (12)$$

Siendo $C_m$ la flexibilidad medida en el ensayo de la probeta, $C_u$ la flexibilidad del conjunto útil-máquina de ensayo que se determina mediante el ensayo de una probeta a flexión "infinitamente" más rígida que la de carbono y $C_c$ la flexibilidad debida al término de cortadura.

El término $C_m$ se obtiene como la pendiente de la curva **P-δ** y la flexibilidad $C_c$ analíticamente, y en general con las hipótesis ya comentadas, se desprecia.

4.2.- Calibración de la flexibilidad.

Como se vio en la ecuación 2, la flexibilidad es una función polinómica cúbica de la longitud de grieta **a**. Dicha expresión, sin tener en cuenta efectos de cortadura, se reduce a:

$$C_m = m a^3 + n \quad (13)$$

De esta manera quedaría:

$$G_{IIc} = \frac{3}{2}\frac{P_c^2 m}{w} a^2 \quad (14)$$

En general la obtención de esta curva de calibración de flexibilidad se obtiene a partir de una probeta idéntica a la que se está ensayando. La probeta se va desplazando entre los apoyos y se va cargando en flexión para valores de grieta **a** conocidos sin que se llegue a valores críticos de propagación de grieta, obteniéndose la curva $C_m(a)$.

4.3.- Método de las áreas.

A partir de la figura 5, se puede observar que el área rayada **A** corresponde a la energía utilizada para hacer crecer la delaminación una superficie $a_1$ w - $a_0$ w, (considerando frente de grieta recto, no parabólico) es decir, desde una longitud de grieta $a_0$ hasta $a_1$ en una probeta rectangular de anchura w. El valor de $G_{IIc}$ quedaría en este caso:

$$G_{IIc} = \frac{A}{w(a_1 - a_0)} \quad (15)$$

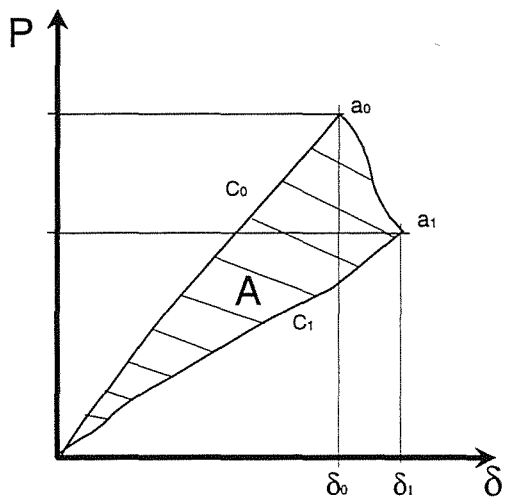



**Figura 5.** Curva P-δ.

## 5.- PARÁMETROS DE ENSAYO DINÁMICO

En la mayoría de los casos, el control de la máquina de ensayos durante el ensayo a fatiga, se realiza por control de desplazamientos.

Un primer parámetro a fijar es la frecuencia de carga. Los distintos autores optan por ensayar en el rango de los 3 a 9 Hz. [1,5,6,10]. Valores inferiores a 3 Hz. no producen avances de grieta mas que a relaciones de esfuerzo mayores al 90% del valor de crecimiento por carga estática ($\Delta G/G_{IIc} \approx 0.9$) o con configuraciones de laminación distintas de unidireccionales lo cual hace aparecer inestabilidades.

Valores superiores a 9 Hz pueden producir calentamiento en la probeta suficiente como para sospechar que la energía disipada para hacer crecer la grieta está influenciada por estos efectos térmicos.

Un valor comúnmente utilizado en las distintas bibliografías [1,5,6,10] está en torno a los 5 Hz y será este el que se tome en principio.

En cuanto a la relación entre desplazamientos mínimo y máximo, se elegirá esta de tal manera que no exista fatiga por carga reversa (**R**≥0) y la probeta no quede en ningún momento descargada (**R**>0) para evitar que se pueda desplazar de su posición inicial. Se tomarán valores de ensayo de **R**=0.1 y **R**=0.3.

El parámetro más difícil de precisar para el ensayo es la diferencia entre el máximo desplazamiento y el mínimo, Δδ. La razón es que se precisa de cierta experiencia para asegurarse el crecimiento de grieta de

manera estable durante la carga. Fijando $\delta_{min}$, es necesario determinar cual será el $\delta_{max}$. Este valor tiene que ser menor que $\delta_c$ ya que si no lo fuera, la grieta progresaría de manera estática en el primer ciclo de carga.

Partiendo de la ecuación:

$$G_{II} = \frac{9a^2P^2C}{2w(2L^3+3a^3)} \tag{16}$$

Y aplicando incrementos, se obtiene:

$$\Delta G_{II} = \frac{9a^2(\Delta\delta)^2}{2w(2L^3+3a^3)C} \tag{17}$$

Si se considera comportamiento elástico-lineal en la curva **P-δ**:

$$R = \frac{\delta_{min}}{\delta_{max}} = \frac{P_{min}}{P_{max}} \tag{18}$$

Y considerando:

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{\Delta\delta}{\Delta P} \tag{19}$$

Se puede normalizar la tasa de liberación de energía de deformación cíclica $\Delta G_{II}$ con un valor de $G_{IIc}$ obtenido para una apertura de grieta $(a/L)_c$ y en función de la apertura de grieta:

$$\frac{\Delta G_{II}}{G_{IIc}} = \frac{\left[2+3\left(\frac{a}{L}\right)_c^3\right]^2}{\left(\frac{a}{L}\right)_c^2}(1-R)^2\left(\frac{\delta_{max}}{\delta_c}\right)^2\frac{\left(\frac{a}{L}\right)^2}{\left[2+3\left(\frac{a}{L}\right)^3\right]^2} \tag{20}$$

Donde los valores críticos han sido obtenidos para el caso estático para una apertura de grieta $(a/L)_c$. Representando esta ecuación (20) para determinados valores críticos en la figura 6, se puede observar [1] que para un valor elegido de $\delta_{max}/\delta_c$, hay un valor máximo en torno a **(a/L)=0.7** antes del cual la energía necesaria para abrir la grieta va aumentando y pasado este punto la energía disminuye.

En el ensayo se tiene que asegurar que la grieta crecerá independientemente de la apertura que tenga la grieta. Los distintos autores establecen que los valores críticos de referencia deben tomarse en el rango $(a/L)_c$**=0.5-0.7**. Dentro de este rango se produce crecimiento de grieta sin ningún tipo de valor umbral para relaciones $\delta_{max}/\delta_c$ a 0.4.

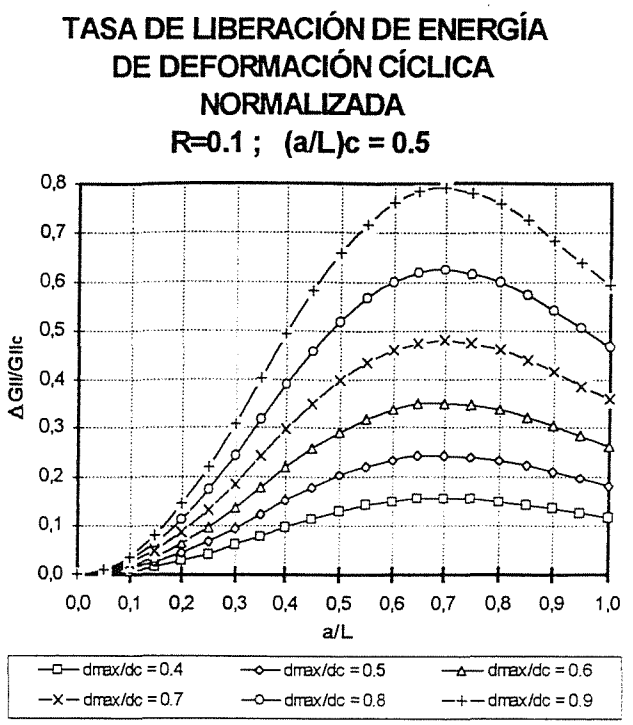



**Figura 6.** Tasa de energía de deformación cíclica

## 6.- REDUCCIÓN DE DATOS ENSAYO DINÁMICO

Son dos, básicamente y de manera general, las propiedades que se intentan obtener en los ensayos en fatiga de crecimiento de grietas bajo modo-II. En primer lugar, la existencia de valores umbrales que marquen los límites de crecimiento ó bloqueo de la grieta. En segundo lugar, la ley de crecimiento de grieta, es decir, cómo varía la derivada de la apertura de grieta respecto al número de ciclos con los incrementos de energía necesarios para producir esa apertura, es decir:

$$\frac{da}{dN} \equiv f(\Delta G) \tag{21}$$

Esta ley para metales se conoce clásicamente como la ley de Paris cuando la relación es de tipo exponencial.

El procedimiento para calcular esta relación combina una parte analítica y otra experimental. Los pasos son los siguientes:

1.- Para parámetros **f**, **R** y $\Delta\delta$ dados, se comienza a cargar la probeta en $\Delta N$.

2.- Al terminar el bloque de ciclos, se realiza una carga estática sin que haya crecimiento de grieta, obteniéndose la flexibilidad $C_n$ para ese bloque de carga.

3.- A partir de la curva obtenida por carga estática **C-a**, se obtiene una apertura de grieta.

4.- Con estos valores se va repitiendo la carga para varios ciclos, obteniéndose la curva **N-a** y por lo tanto **da/dN.**

5.- A través de la curva **C-a** y la ecuación (17), se obtiene $\Delta G_{IIc}$.

6.- Con **da/dN** y $\Delta G_{IIc}$ se obtiene la curva buscada.

La forma mas general de esta curva suele ser de tipo exponencial de parámetros $\alpha$ y $\beta$.

$$\frac{da}{dN} = \alpha (\Delta G_{II})^{\beta} \qquad (22)$$

Lógicamente los parámetros $\alpha$ y $\beta$ dependen tanto del material como de los parámetros de carga.

En definitiva, como puede apreciarse, evaluar las propiedades derivadas de un ensayo en Modo-II es una tarea que precisa de una planificación detallada de los distintos pasos a realizar. No es dificil imaginar lo que supondría añadir a todas las consideraciones anteriores una probeta cuya fabricación supusiese mecanizados más complejos ó incluso uniones adicionales de elementos de agarre.

## 7.- REFERENCIAS

[1] Zhao S., Gaedke M. and Prinz R.: **"Mode II delamination behavior of carbon/epoxy composites"**, *Adv. Composites Materials, Vol. 4, No. 2*, 1994, pp 111-127.

[2] Carlsson L.A., Gilespie J.W. and Pipes R.B.:**"On the analysis and design of the End Notched Flexure (ENF) specimen for Mode II testing"**, *Journal of Composite Materials, Vol. 20*, 1986, pp 594-604.

[3] Carslsson L.A., Gillespie J. W. Jr: **"Mode II Interlaminar Fracture of Composites"**, *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, K. Friedrich, Elsevier Science Publishers. pp 113-157.

[4] Prel, Y.j., Davies, P., Benzeggagh, M.L., and de Charentenay, F.-X.: **"Mode I and Mode II Delamination of Thermosetting and Thermoplastic Composites"**, *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volumen, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1089, pp 251-269.

[5] Trethewey, B.R. Jr., Gillespie, J.W. Jr., and Carlsson, L.A.: **"Mode II Cyclic Delamination Growth"**, *Journal of Composite Materials, 22*, 1988, pp 459-483.

[6] Mall, S., Yun, S.-T. and Kochlar, N. K.:**"Characterization of Matrix Toughness Effect on Cyclic Delamination Growth in Graphite Fiber Composites,"**, *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 296-310.

[7] Kageyama, K., Kikuchi, M., and Yanagisawa, N., **"Stabilized End Notched Flexure Test: Characterization of Mode II Interlaminar Crack Growth,"***Composite Materials: Fatigue and Fracture (Third Volume), ASTM STP 1110*, T. K. O'Brien, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1991, pp. 210-225.

[8] Carlsson, L.A., Gillespie, J.W. and Trethewey, B.R.: **"Mode II Interlaminar Fracture of Graphite/Epoxy and Graphite/PEEK,"** *Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol 5 July*, 1986, pp. 170-187.

[9] Martin, R.H. and Murri, G.B.,**"Characterization of Mode I and Mode II Delamination Growth and Thresholds in AS4/PEEK Composites,"** *Composite Materials:Testing and Design (Ninth Volume), ASTM STP 1059, S. P. Garbo, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 251-270.*

[10] Russell, A.J. and Street, K.N., **"The Effect of Matrix Toughness on Delamination: Static and Fatigue Fracture Under Mode II Shear Loading of Graphite Fiber Composites,"** *Toughened Composites, ASTM STP 937*, Norman J. Johnston, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, pp. 275-294.

[11] Russell, A.J. and Street, K.N.: **"Factors affecting the Interlaminar Fractre Energy of Graphite/Epoxy laminates"**.*Progress in Science and Engineering of Composites. ICCM-IV*. Tokyo 1982, pp. 279-287.

[12] O'Brien, T.K., Murri, G.B., and Salpekar, S.A., **"Interlaminar Shear Fracture Toughness and Fatigue Thresholds for Composite Materials,"** *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012*, Paul A. Lagace, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 222-250.

[13] AITM 1.0006. Airbus Industrie Test Method:**"Determination of interlaminar fractura toughness energy. Mode II $G_{IIc}$ Test,"** Isuue 2, June 1984.

[14] Timoshenko S.:**"Resistencia de Materiales, Tomo I"**, *Capítulo VII*, Ed, Espasa-Calpe Madrid, 1944.

[15] Hercules Data Sheet.**"Prepreg Data"**.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FRACTURA A BAJA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN DE POLIPROPILENO COPOLÍMERO CARGADO CON HIDRÓXIDO DE MAGNESIO

[1] J. I. Velasco, [2] C. Morhain, [1] A. B. Martínez

[1]Dpto. de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Universidad Politécnica de Cataluña (UPC)
Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

[2]Centro Catalán del Plástico (CCP)
Colom 114, 08222 Terrassa (Barcelona).

**Resumen.** Se ha estudiado el comportamiento a la fractura de compuestos de polipropileno copolímero e hidróxido de magnesio. El análisis de la mecánica de la fractura se ha llevado a cabo a temperatura ambiente y a baja velocidad de deformación (1 mm/min) sobre probetas SENB, aplicando el concepto de la integral *J*. Los resultados se discuten en términos de los mecanismos de deformación plástica que se observan en la matriz polimérica, e indican que se produce una reducción de la tenacidad a la fractura del material a medida que se aumenta la fracción en volumen de partículas.

**Abstract.** Fracture behaviour of magnesium hydroxide filled polypropylene copolymer was studied. Fracture mechanics analysis, based on the J-integral concept, was carried out on SENB specimens at room temperature and at a low crosshead speed (1 mm/min). Results are discussed in terms of the observed plastic deformation mechanisms in the pólymer matrix, and indicate that a fracture toughness reduction occurs as the filler volume fraction increases in the composite.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las nuevas normativas sobre toxicidad están obligando a eliminar los aditivos halogenadas de las formulaciones de plástico. Por tal motivo, los aditivos ignifugantes halogenados, que se han venido usando tradicionalmente en los plásticos, comienzan a sustituirse por otros de menor toxicidad potencial.

Las cargas minerales del tipo $Mg(OH)_2$ y $Al(OH)_3$ actúan como ignifugantes eficaces en termoplásticos como el polipropileno (PP), basándose su efecto en la descomposición endotérmica que genera óxido de magnesio (MgO) y vapor de agua a partir de 340 °C. Sin embargo, para alcanzar un grado de ignifugación satisfactorio se requiere la incorporación de muy altos porcentajes de estas cargas (teniéndose que llegar incluso hasta el 70%), lo que origina un acusado cambio en las propiedades mecánicas del material, condicionando por tanto su aplicación práctica.

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento a la fractura, a baja velocidad de deformación, de compuestos de polipropileno copolímero altamente cargados con hidróxido de magnesio. Debido al amplio intervalo de no linealidad que muestran los copolímeros de PP, la tenacidad a la fractura se ha caracterizado mediante la aproximación de la integral *J* basada en las curvas de resistencia. Los aspectos morfológicos asociados a la fractura se han analizado mediante microscopía electrónica de barrido.

## 2. EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales

El hidróxido de magnesio ($Mg(OH)_2$) ha sido gentilmente suministrado por MARTINSWERK. El grado elegido para este trabajo fue *Magnifin* H5L. Se trata de un tipo de alta pureza y forma regular de cristal (hexagonal), con un tamaño medio de partícula de 1.4 μm, modificado superficialmente para su empleo con polipropileno, lo que garantiza una buena procesabilidad.

El polipropileno (PP) empleado como matriz ha sido gentilmente suministrado por Repsol Química S.A. Se trata de un grado comercial, copolímero en bloque de alto impacto de índice de fluidez 3.3 g/10 min (230 ° C y 2.16 kg.), recomendado para la fabricación de piezas técnicas.

La preparación de los compuestos se llevó a cabo mediante una extrusora de laboratorio (Collin) de dos tornillos corrotatorios. El diámetro de tornillo es de 24 mm y la relación L/D es de 25. La velocidad de giro de los tornillos fue de 60 rpm, y el perfil de temperaturas seleccionado fue el siguiente: 140, 180, 185, 190, 195.

La configuración de los tornillos utilizados asegura un óptima dispersión de las partículas de $Mg(OH)_2$ en el seno de la matriz de PP, pues disponen de una zona de mezcla formada por elementos trilobares y dos zonas de compresión. A la extrusora se le adaptó una boquilla de sección de salida circular de 2 mm de diámetro, y el

extruído así obtenido fue refrigerado en un baño de agua y granceado para el posterior moldeo de probetas.

**Tabla 1.**- Caracterización inicial de los materiales.

| Material | [1] Fracción en peso de $Mg(OH)_2$ (%) | [2] Fracción en vol. de $Mg(OH)_2$ (%) | [3] MFI (g/10 min) | [4] HDT (° C) |
|---|---|---|---|---|
| PP | 0 | 0 | 3.33 | 54 |
| PP40 | 40 | 20 | 3.24 | 67 |
| PP60 | 60 | 36 | 1.65 | 74 |

[1] Por medidas de calcinación. [2] Por medidas de densidad. [3] 230 ° C y 2160 g. [4] 120 ° C/h y 1.8 MPa.

De esta manera se han preparado dos materiales compuestos, con concentraciones nominales de $Mg(OH)_2$ del 40% (PP40) y del 60% (PP60). El PP de referencia también fue objeto del mismo proceso de extrusión para igualar las condiciones de procesado de todos los materiales. En la Tabla 1 se indican las características iniciales de los materiales estudiados.

## 2.2. Preparación de probetas y condiciones de ensayo

La caracterización de la fractura se llevó a cabo mediante ensayos de integral $J$ a una velocidad de 1 mm/min sobre probetas de flexión por tres puntos (SENB) de dimensiones $B$ x $W$ x $L$ = 6.35 x 12.7 x 63.5 $mm^3$, que se obtuvieron al cortar por la mitad de su longitud barras prismáticas inyectadas de dimensiones 6.35 x 12.7 x 127 $mm^3$. Tal como se muestra en la Fig. 1, en el centro de cada probeta se practicó una entalla aguda, en dos etapas; primero, mediante una entalladora motorizada (Ceast) con una cuchilla en forma de V de 45° y 0.25 mm de radio hasta una profundidad de 6 mm; posteriormente la punta de esta entalla se agudizó deslizando manualmente una cuchilla de afeitar de aproximadamente 10 μm de radio, hasta completar una profundidad de grieta inicial ($a$) de unos 6.35 mm, y así disponer de una relación $a$/W = 0.5. La relación distancia entre apoyos a anchura de probeta (S/$W$) ha sido igual a 4.

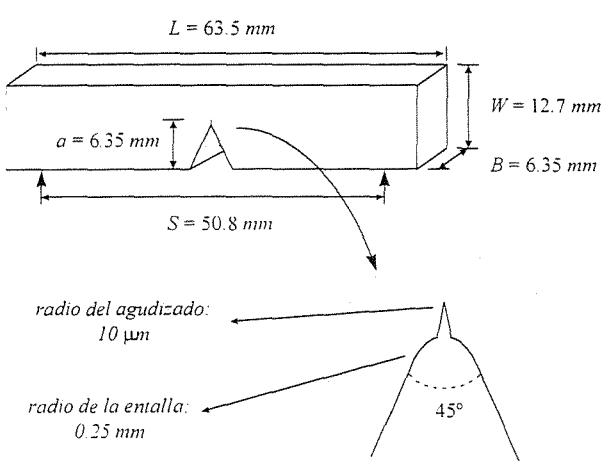



**Fig. 1.** Probeta SENB y detalle de la grieta inicial.

También se realizaron ensayos de flexión por tres puntos, empleando probetas sin entallar, para determinar el módulo de elasticidad y la tensión de cedencia en las mismas condiciones de velocidad (1 mm/min) y con la misma geometría que los ensayos de integral $J$.

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas normalizadas en forma de halterio (tipo 1 según ASTM D-638). Tanto las probetas de tracción como las barras prismáticas se obtuvieron por moldeo por inyección, empleando una máquina 90/440 (Mateu y Solé), y un molde multicavidad como el de la figura 4 de la norma ASTM D-647. La presión nominal de inyección fue de 100 MPa, la temperatura del fundido 195 °C y no se conectó la refrigeración del molde para disminuir en lo posible las contracciones y la anisotropía. Antes de ser ensayados, todas las probetas se sometieron a un recocido a 100°C durante 24 horas con el fin de aliviar las tensiones residuales del moldeo.

Todos los ensayos se han realizado a temperatura ambiente con una máquina universal de ensayos (Adamel DY-34) dotada de una célula de carga de 1 KN. Para analizar la influencia de la velocidad de deformación sobre las propiedades mecánicas de estos materiales, los ensayos de tracción se llevaron a cabo a tres velocidades de desplazamiento distintas: 1, 10 y 100 mm/min. Se obtuvieron las curvas tensión-deformación, para lo cual se dispuso de un extensómetro óptico (Hounsfield 500-L) con una resolución del 0.01 %.

## 2.3. Caracterización de la fractura

Se han construido las curvas de resistencia ($J$-$\Delta a$) según el protocolo que establece la ESIS [1] para materiales plásticos, empleando la técnica de múltiples probetas. El valor de $J$ para cada probeta se determinó a partir de la curva carga-desplazamiento mediante la ecuación aproximada propuesta por Rice [2] corregida para el crecimiento de grieta:

$$J = J_0 \left[ 1 - \frac{\left(0.75\eta - 1\right) \Delta a}{\left(W - a\right)} \right] \qquad (1)$$

con:

$$J_0 = \frac{\eta U}{B(W - a)} \qquad (2)$$

donde la energía, $U$, se ha tomado como el área bajo la curva carga-desplazamiento menos la energía de indentación, y $B$, $W$ y $a$ son respectivamente el espesor, la anchura y la longitud de la grieta inicial. Para la geometría SENB $\eta$ toma el valor de 2.

La extensión de grieta para propagación estable, $\Delta a$, se evidenció colocando una gota de tinta china en la raíz de la entalla antes de cargar la probeta. A medida que la grieta se propaga la tinta penetra en ella por capilaridad,

revelando la extensión de grieta alcanzada en cada ensayo. Las probetas ensayadas fueron completamente fracturadas en condiciones de fragilidad una vez seca la tinta, y de esta forma se pudo medir $\Delta a$ con un microscopio óptico de reflexión sobre las superficies de fractura.

Los puntos experimentales se ajustaron a curvas potenciales

$$J = B\,\Delta a^{\,C} \tag{3}$$

Como valor de inicio de propagación de grieta ($J_{IC}$) se ha tomado el valor dado por la intersección de la línea de enrromamiento

$$J = 2\sigma_y \Delta a \tag{4}$$

con la curva potencial de ajuste ($J$-$\Delta a$), y se ha comparado con el valor $J_{0.2}$ propuesto como criterio por el ESIS.
La resistencia del material a la propagación de la grieta, una vez superado el $J_{IC}$, se caracterizó por el valor del llamado módulo de desgarro [3]

$$T_M = \frac{E}{\sigma_y^{\,2}} \frac{dJ}{d\Delta a} \tag{5}$$

el cual depende principalmente de la pendiente de la curva $J$-$\Delta a$.

También se ha comprobado si las dimensiones de las probetas empleadas aseguraban condiciones de deformación plana en la punta de la grieta para estos materiales, de acuerdo al criterio que establece ASTM [4]

$$B,\ W - a\ >\ 25\frac{J_{IC}}{\sigma_y} \tag{6}$$

2.4. Fractografía

Las superficies de fractura se examinaron por microscopía electrónica de barrido (SEM) usando un equipo Jeol (JSM-820), después de recubrirlas con una delgada capa de oro para conseguir una óptima conductividad.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Características Mecánicas

En la Fig. 2 se presentan comparativamente los registros tensión-deformación para los tres materiales, que fueron obtenidos por tracción a 10 mm/min. De su observación se infiere que la presencia de $Mg(OH)_2$ en el PP origina un incremento de la rigidez del material, tal como se espera de la mayor rigidez del mineral respecto al polímero, y una disminución de la tensión de cedencia ($\sigma_y$) y del alargamiento. La disminución de $\sigma_y$ viene motivada por una débil resistencia de la interfase partícula-matriz, que provoca el despegue de las partículas (*debonding*) a bajos niveles de esfuerzo, haciendo disminuir la sección transversal efectiva y con ella, la tensión de cedencia del material compuesto. La reducción de los alargamientos se debe a que las partículas dispersadas restringen la deformación plástica de la matriz.

Los resultados numéricos se muestran en la Tabla 2. El módulo de Young (E) se han determinado como la pendiente de la zona recta inicial de las curvas tensión-deformación, y se ha considerado el punto de cedencia como el máximo de esta curva. Debido a la naturaleza viscoelástica del polipropileno, tanto E como $\sigma_y$ aumentan con la velocidad de deformación impuesta en el ensayo.

Aunque la geometría de las partículas de $Mg(OH)_2$ es claramente laminar, con forma hexagonal, su relación diámetro-espesor es muy pequeña (~ 5), y como puede observarse en la Fig. 3, los valores del módulo de Young de los compuestos coinciden aceptablemente bien con los que predicen los modelos clásicos basados en la ecuación de Kerner [5] para materiales cargados con partículas esféricas, en función de su fracción volumétrica ($V_p$).

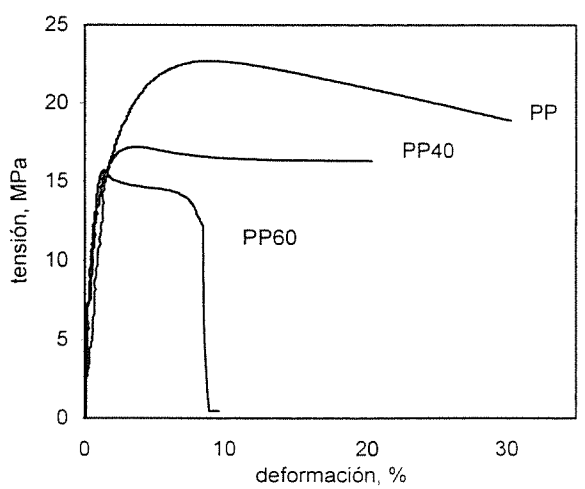



**Fig. 2.** Tracción. Curvas tensión-deformación a 10 mm/min.

Se ha empleado la ecuación de Kerner-Nielsen:

$$E_C = E_m \left( \frac{1 + ABV_p}{1 - BV_p} \right) \tag{7}$$

en la cual

$$A = \frac{7 - 5\nu_m}{8 - 10\nu_m} \qquad B = \frac{E_p / E_m - 1}{E_p / E_m + A}$$

y la de Lewis-Nielsen:

$$E_c = E_m \left( \frac{1 + ABV_p}{1 - B\psi V_p} \right) \tag{8}$$

con

$$\psi = 1 - \exp\left( \frac{-V_p}{1 - \left( V_p / V_p^{max} \right)} \right) \tag{9}$$

En estas expresiones los subíndices "*c*", "*m*" y "*p*" hacen referencia al material compuesto, a la matriz y las partículas, respectivamente. El coeficiente de Poisson de la matriz ($\nu_m$) se ha tomado igual a 0.42 [6], el módulo elástico de las partículas ($E_p$) igual a 64 GPa [7] y la fracción de máximo empaquetamiento de las partículas ($V_p^{max}$) igual a 0.5 [8].

**Tabla 2.** Características a tracción.

| Material | 1 mm/min | | 10 mm/min | | 100 mm/min | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | E (GPa) | $\sigma_y$ (MPa) | E (GPa) | $\sigma_y$ (MPa) | E (GPa) | $\sigma_y$ (MPa) |
| PP | 1.10 | 20.1 | 1.21 | 22.8 | 1.49 | 25.3 |
| PP40 | 1.50 | 17.3 | 1.78 | 17.2 | 1.93 | 19.8 |
| PP60 | 2.18 | 14.7 | 3.06 | 15.6 | 3.65 | 15.8 |

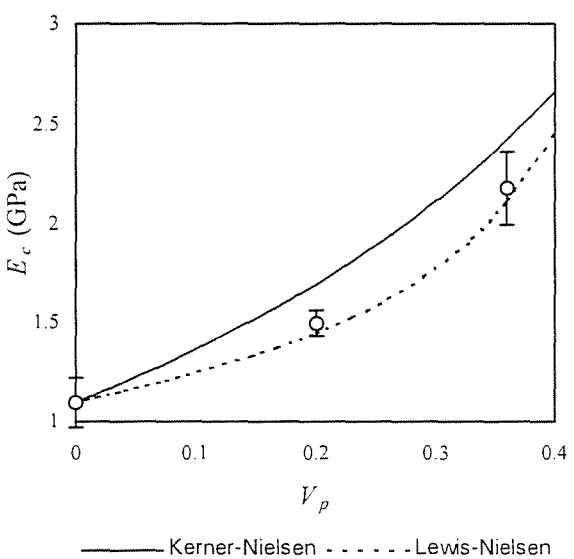



**Fig. 3.** Valores experimentales de *E* y modelos de Kerner-Nielsen y Lewis-Nielsen. Velocidad 1 mm/min.

Por otra parte, la tendencia decreciente de la tensión de cedencia de los compuestos ($\sigma_y$) frente a la fracción volumétrica de partículas ($V_p$) se ha mostrado concordante con la que predice el modelo teórico para compuestos cargados con fibra corta [9] de longitud ($l$) inferior a la crítica; es decir, en los que sólo actúa la cizalladura interfacial como mecanismo de transmisión de tensiones entre la matriz y la carga:

$$\sigma_y = \sigma_{ym}(1 - V_p) + 2\tau V_p \frac{l}{d} \tag{10}$$

Para la relación longitud-diámetro de fibra ($l/d$) hemos empleado un valor de 5, que corresponde a la relación diámetro equivalente de partícula-espesor, para el $Mg(OH)_2$ utilizado. Se observa (Fig. 4) que el mejor ajuste conduce a un valor de la resistencia interfacial a la cizalladura ($\tau$) de 0.55 MPa, lo que representa un bajo nivel de adhesión entre la matriz y las partículas.

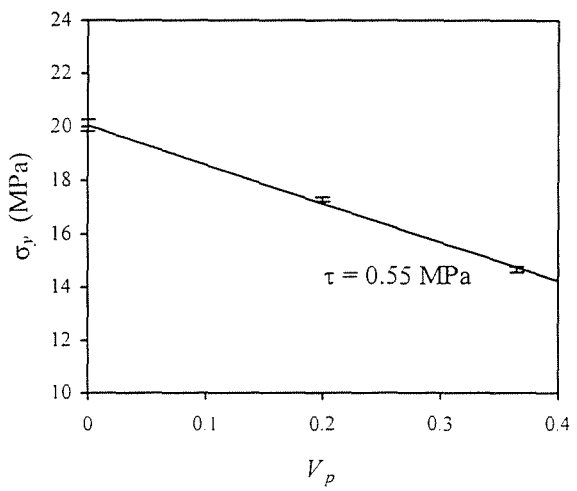



**Fig. 4.** Valores experimentales de $\sigma_y$ y ajuste según modelo para fibra corta de $l < l_c$. Velocidad 1 mm/min.

Los resultados de los ensayos de flexión se presentan en la Tabla 3. Es de destacar que los valores de la tensión de cedencia ($\sigma_y^f$) resultan aproximadamente el doble que los obtenidos a tracción. En este sentido, Wu [10] indica que el paso desde condiciones de tensión plana a deformación plana supone aumentar al doble la tensión a la que ocurre la cedencia del material, lo que resulta coherente con la diferencia de espesor que existe entre las probetas empleadas en los ensayos de flexión (6.35 mm) y en los de tracción (3.175 mm).

**Tabla 3.** Características a flexión.

| Material | E (GPa) | $\sigma_y^f$ (MPa) |
|---|---|---|
| PP | 0.852 | 38.3 |
| PP40 | 1.266 | 31.9 |
| PP60 | 1.794 | 25.6 |

### 3.2. Curvas de resistencia y parámetros de la fractura

En la Fig. 5 se presentan las curvas de resistencia

obtenidas para los tres materiales, y en la Tabla 3 los valores numéricos de los parámetros de la fractura.

El criterio del tamaño de probeta (Ec. 6) ha indicado que el espesor empleado (6.35 mm) no asegura condiciones de deformación plana en la punta de la grieta para el PP.

No obstante, el valor de $J_{IC}$ obtenido (14.7 KJ/m$^2$) concuerda muy bien con el obtenido por Hashemi y Williams [11], también para un PP copolímero, en condiciones de deformación plana (15.5 KJ/m$^2$). Por otra parte, este espesor sí ha resultado suficiente en el caso de los compuestos cargados con $Mg(OH)_2$.

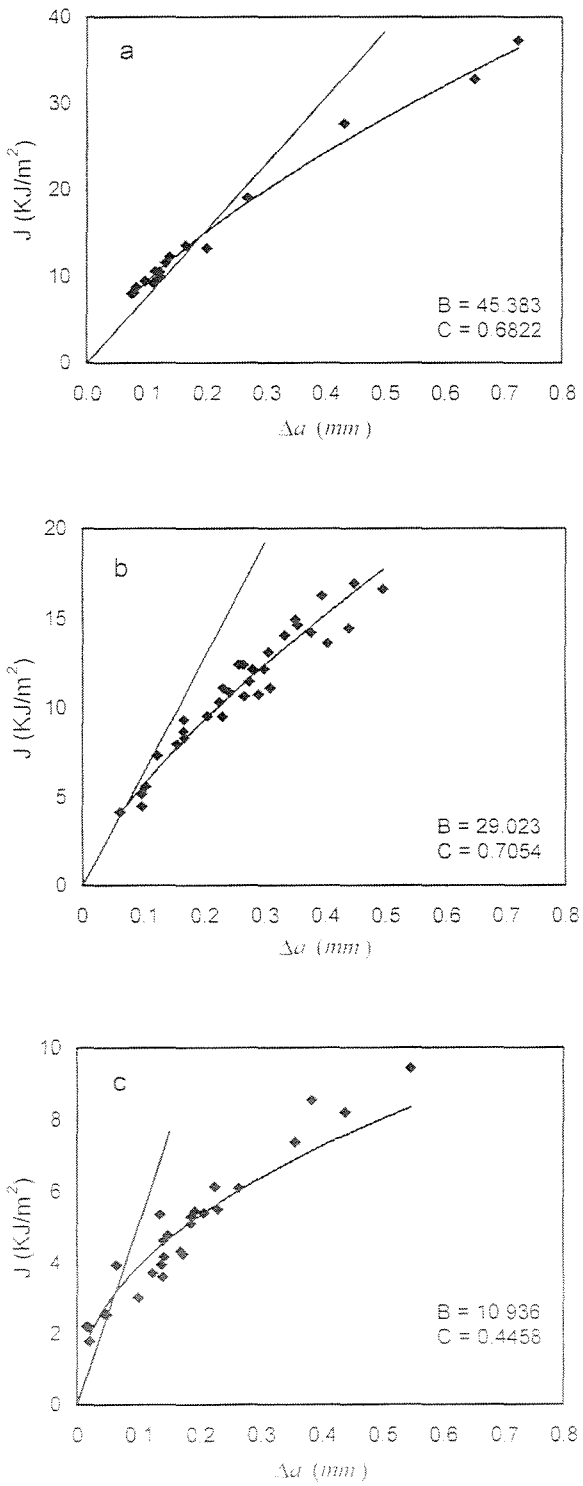



Fig. 5. Curvas de resistencia para a) PP, b) PP40 y c) PP60 indicando los coeficientes B y C del ajuste potencial.

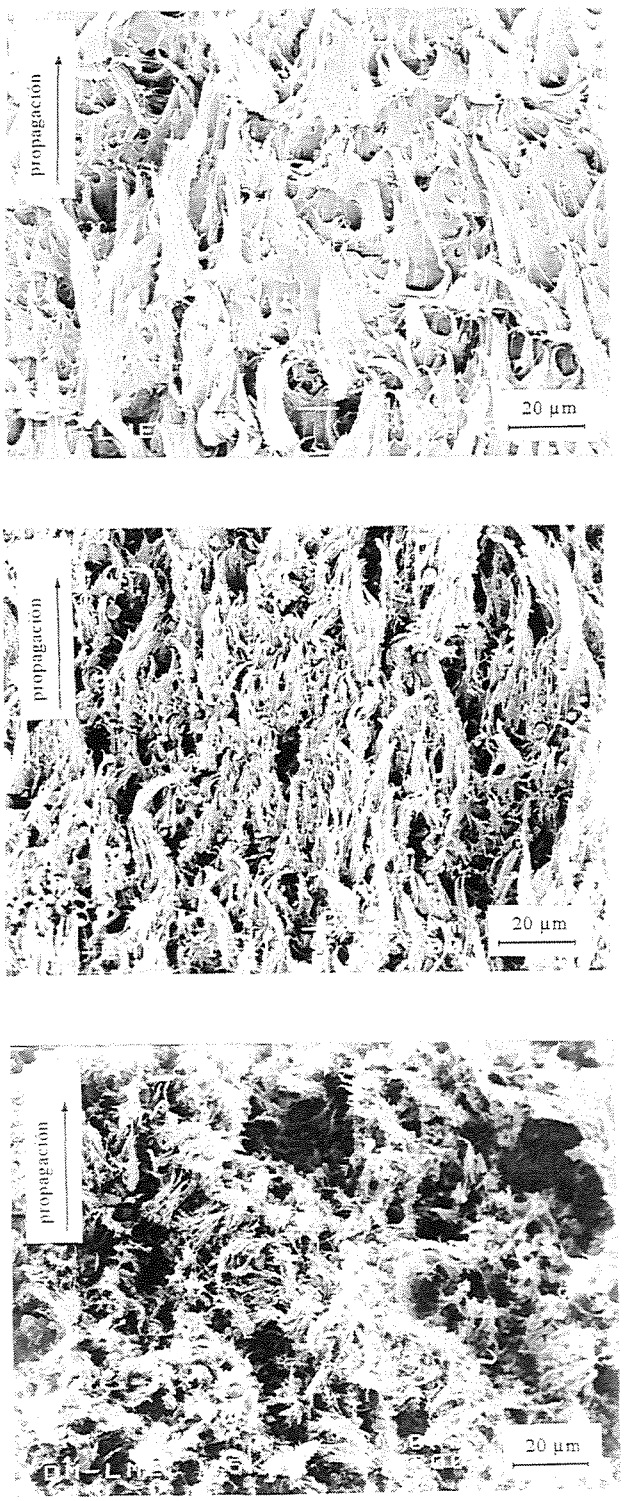



Fig. 6. Micrografías por SEM de las superficies de fractura de a) PP, b) PP40 y c) PP60.

**Tabla 3.** Parámetros de la fractura

| Material | $J_{0.2}$ (KJ/m$^2$) | $J_{IC}$ (KJ/m$^2$) | $T_M$ |
|---|---|---|---|
| PP | 15.1 | 14.7 | 30.3 |
| PP40 | 9.3 | 4.4 | 55.9 |
| PP60 | 5.3 | 3.1 | 62.5 |

A pesar, por lo tanto, de que para el PP sin carga no podemos asignar los valores críticos de $J$ obtenidos como criterios de fractura en deformación plana, se ha encontrado una clara tendencia decreciente de estos valores (tanto $J_{IC}$ como $J_{0.2}$) a medida que aumenta el porcentaje de $Mg(OH)_2$, indicando que la presencia de estas partículas provoca la disminución de la resistencia al inicio de la propagación de grieta en el copolímero. Esta tendencia es coincidente con la que encuentran distintos autores para, por ejemplo, compuestos de PP copolímero con fibra corta de vidrio [12], o compuestos de PP homopolímero con partículas de talco [13]. Sin embargo, a nivel cuantitativo, los valores de $J_{IC}$ para los compuestos basados en el homopolímero resultan inferiores a los que se obtienen empleando el copolímero como matriz. El mayor alargamiento y la menor tensión de cedencia del copolímero frente al homopolímero son los principales factores responsables de la mayor tenacidad a la fractura de los compuestos basados en el copolímero, pues con estas propiedades se potencian los mecanismos de disipación de energía plástica durante el proceso de fractura.

Los valores $J_{IC}$ han resultado menores, y por tanto más conservativos de cara a diseño que los $J_{0.2}$, de lo que se desprende la conveniencia de usar la línea de enrromamiento como criterio de inicio de propagación en estos compuestos, en lugar del criterio arbitrario de corte de la curva de resistencia con la abscisa 0.2 mm.

La observación de las superficies de fractura por SEM revela que el proceso de fractura de los compuestos transcurre a través de un mecanismo de desgarro dúctil de la matriz. Inicialmente se nuclean microcavidades en los puntos más débiles del material, que para el copolímero sin carga son las zonas intercristalinas o incluso zonas de interfase PP-PE, y que para los compuestos con $Mg(OH)_2$ son principalmente las zonas de interfase partícula-matriz.

La matriz polimérica situada entre microcavidades contiguas se deforma progresivamente por flujo plástico, provocando microestricciones. La rotura progresiva de estas regiones microestriccionadas es lo que genera el avance de la grieta. En las superficies de fractura, estas microzonas estriccionadas y rotas (desgarradas) aparecen, vistas al microscopio electrónico de barrido, como unas "crestas" de polímero deformado (Fig. 6).

A medida que aumenta el contenido de partículas de $Mg(OH)_2$ en el material, aumenta el número de estas crestas sobre las superficies de fractura, pero disminuye claramente su nivel de deformación (altura) como puede observarse en las micrografías. Como han indicado los resultados, el efecto global es el de una disminución de la energía absorbida por el material para iniciar la propagación de la grieta ($J_{IC}$).

En el PP sin carga, las crestas de polímero deformado que se observan sobre las superficies de fractura (Fig. 6-a) son las de mayor grosor de los tres materiales estudiados, debido a la pequeña densidad de defectos o zonas débiles capaces de nuclear las microcavidades iniciales, y también son las más deformadas o de mayor altura, debido a una mayor resistencia a la tracción. Por su parte, las del compuesto PP60 (Fig. 6-c) aparecen como las de menor grosor y altura, pues el elevado porcentaje de partículas dispersadas favorece la nucleación de un mayor número de microcavidades iniciales, además de restringir el posterior flujo plástico del polímero. El aspecto de la superficie de fractura del compuesto PP40 (Fig. 6-b) aparece como un caso intermedio de los otros dos.

Se ha encontrado que el módulo de desgarro del material ($T_M$) se incrementa con el contenido de partículas de $Mg(OH)_2$, lo que indica una mayor resistencia a la propagación de la grieta, una vez superado el $J_{IC}$, de los compuestos cargados frente al copolímero sin cargar. El efecto responsable de esta tendencia es la restricción de la deformación plástica de la matriz que causan estas partículas dispersadas en su seno. Los valores obtenidos confirman la estabilidad de la propagación de la grieta que se observa durante la realización de los ensayos, pues se satisface la condición de desgarro estable propuesta por Paris [3]:

$$T_M > \frac{2\,(W-a)^2\,S}{W^3} \qquad (11)$$

siendo el término de la derecha el denominado módulo de desgarro aplicado, que para la geometría utilizada toma el valor de 2.

## 4. CONCLUSIONES

- El módulo elástico de los compuestos de PP copolímero y partículas de $Mg(OH)_2$ puede predecirse con los modelos basados en la ecuación de Kerner. Por su parte, la tensión de cedencia puede predecirse con el modelo teórico para compuestos con fibra de longitud inferior a la crítica.

- La fractura de estos compuestos transcurre a través de un mecanismo global de desgarro dúctil, iniciado por la nucleación de microcavidades en regiones interfaciales.

• Al aumentar el porcentaje de partículas del compuesto se reduce la resistencia al inicio de la propagación de grieta ($J_{IC}$), si bien aumenta la resistencia a la propagación superado el inicio, debido a la restricción de deformación que provocan las partículas sobre la matriz.

**Agradecimientos**

Los autores agradecen al Centro Catalán del Plástico (CCP) la cesión de sus equipos, y C. Morhain agradece a la CIRIT la concesión de una beca predoctoral.

## 5. REFERENCIAS

[1] ESIS Technical Committee 4, "*A testing protocol for conducting J-R curve test on plastics*", March 1991.

[2] J. R. Rice, *J. Appl. Mech.* **35** (1968) 379.

[3] P. C. Paris, H. Tada, A. Zahoor, H. Ernst, "*Elastic Plastic Frcature*" ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1979) p.5.

[4] ASTM Committee E-24, Task Group E24.01.09, "*Recommendad Procedure for $J_{IC}$ Determination*", Task Group Meeting in Norfolk, Virginia, USA (March 1977).

[5] T. B. Lewis, L. E. Nielsen, *J. Appl. Polym. Sci.*, **14**, (1970) 1449.

[6] P. H. T. Vollenberg, D. Heikens, *Polymer*, **30**, (1989) 1656.

[7] J. Jancar, *J. Mat. Sci.*, **24**, (1989) 3947.

[8] C. M. Liauw, G. C. Lees, S. J. Hurst, R. N. Northon, D. C. Dobson, *Plast. Rubb. Comp. Proc. Appl.*, **24**, (1995) 249.

[9] L. Mascia, "*Los efectos de los aditivos en los plásticos*", Index, Madrid (1974) p 110.

[10] S. Wu, *J. Appl. Polym. Sci.*, **35**, (1988) 549.

[11] S. Hashemi, J. G. Williams, *Polym. Eng. Sci.*, **26**, (1986) 760.

[12] J. Karger-Kocsis, *J. Polym. Eng.*, **12**, (1993) 77.

[13] J. I. Velasco, J. A. de Saja, A. B. Martínez, *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, (1993) 174.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FRACTURA DE UN POLIMETACRILATO DE METILO (PMMA) MODIFICADO CON MICROESFERAS DE VIDRIO

**M.LL. Maspoch y A.B. Martínez**

**Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica**
**Universidad Politécnica de Cataluña (E.T.S.E.Industriales de Barcelona)**
**Avda. Diagonal , 647, 08028-Barcelona**

**Resumen.** En este trabajo se presentan y discuten los resultados obtenidos al estudiar el comportamiento mecánico y a la fractura de un material compuesto por una matriz de PMMA y una segunda fase de microesferas de vidrio. Se utilizan las geometrías SENB y de torsión doble (DT). Se estudia el efecto de la fracción en volumen y del tratamiento superficial de las microesferas.

**Abstract.** This paper analizes the mechanical and fracture behaviour of composite materials composed by a matrix of PMMA and glass beads. The fracture toughness was monitored by SENB and double torsion (DT) test. The changes in properties were interpreted for different volume fractions of microspheres and for different surface treatments.

## 1. INTRODUCCIÓN

Muchos materiales plásticos se comercializan cargados con partículas rígidas. Estas cargas, generalmente inorgánicas, se añaden al polímero a fin de modificar distintas propiedades de la matriz, o bien para abaratar costes si el precio en volumen de la carga es menor que el de la matriz.

Es importante conocer la dependencia de las propiedades con la composición del polímero cargado a fin de optimizar el aprovechamiento del material.

Varios autores [1-5] han estudiado el comportamiento a la fractura de estos materiales encontrando que la dispersión de partículas de carga no sólo afecta a las magnitudes de las propiedades mecánicas, sino que también modifica la resistencia a la propagación de las grietas produciéndose un aumento de la tenacidad a la fractura en función de la fracción en volumen de partículas y también del grado de adhesión en la interfase partícula-matriz.

El material estudiado en este trabajo está formado por una matriz de polimetacrilato de metilo (PMMA) a la que se han dispersado diferentes fracciones en peso de microesferas de vidrio. El PMMA es un termoplástico amorfo cuya temperatura de transición vítrea está alrededor de los 100°C, por tanto a temperatura ambiente presenta un comportamiento rígido y frágil.

Antes de dispersar las partículas en el polímero éstas han sido tratadas superficialmente a fin de modificar el grado de adhesión en la interfase partícula-matriz.

En este trabajo se caracteriza el comportamiento mecánico (tracción y flexión) de estas mezclas, analizando la variación de propiedades en función del porcentaje en volumen de microesferas.

El comportamiento a fractura se estudió utilizando dos geometrías diferentes, Torsión Doble (DT) y SENB.

En un ensayo donde $K_{Ic}$ sea independiente de la longitud de la grieta, como el de DT, se pueden distinguir claramente en el gráfico carga desplazamiento las dos formas de propagación de grieta, continua y estable o inestable ("stick-slip")[6]. Los termoplásticos normalmente presentan propagaciones del tipo estable y continua, en este caso aumentamos la carga sobre la probeta hasta que se inicia la propagación, avanzando la grieta a carga constante o lo que es lo mismo con la carga correspondiente a $K_{Ic}$. En contraste, en los materiales termoestables las grietas normalmente se propagan de forma inestable y los gráficos carga-desplazamiento presentan una forma característica de dientes de sierra.

Las superficies de fractura se examinaron por microscopía electrónica de barrido (MEB).

## 2. MATERIALES

Los materiales objeto de este estudio son composites formados por una matriz de PMMA y una segunda fase de microesferas de vidrio.

las planchas de los materiales se obtuvieron mediante la polimerización de un jarabe (monómero de metacrilato de metilo prepolimerizado) que fue colado en un molde formado por dos placas de vidrio y un separador de 7mm de espesor que garantizó la estanqueidad. La elaboración de las planchas fue realizada por la empresa IRPEN S.A.

Se prepararon planchas de PMMA sin modificar y con distintas fracciones en peso de microesferas de vidrio, en este caso , las microesferas se lavaron con monómero de metacrilato de metilo y sin secarlas se mezclaron y dispersaron en el prepolímero. Para evitar en lo posible la sedimentación de las microesferas, se utilizó un prepolímero o jarabe de elevada viscosidad, así se obtuvieron planchas con una distribución bastante homogénea de partículas.

El monómero de metacrilato de metilo (MMA) se polimeriza vía radicalaria agregándole un 0.05% en peso de compuestos azo que actúan como iniciador de la reacción. Así se obtiene un prepolímero en el que se dispersan distintas fracciones en peso de microesferas de vidrio y posteriormente la mezcla se introduce en el molde. A fin de completar la polimerización del MMA, el molde se coloca en un baño con circulación de agua a 55°C durante 6 horas. Finalmente se realiza un postcurado en un horno a 120°C durante 2 horas.

Se han utilizado dos tipos diferentes de microesferas de vidrio suministradas por SOVITEC IBERICA S.A. las características más relevantes se indican en la tabla 1. La única diferencia entre ambos tipos consiste en el tratamiento superficial. Las microesferas referenciadas como **10** no han sido tratadas superficialmente, mientras que las referenciadas como **15** sí lo han sido. Según indicaciones del fabricante el tratamiento consiste en un acondicionamiento de la microesfera a base de ácido acético al 80% y agua a fin de obtener una superficie limpia y adecuada para recibir el tratamiento posterior a base de silanización. El tratamiento final se efectúa utilizando ácido silano A-1100, ácido acético y agua y pretende garantizar la adhesión de las microesferas.

Para determinar con precisión el porcentaje en peso de microesferas de vidrio contenidas en cada material compuesto, se calcinaron en un horno mufla a 600°C tres porciones de cada plancha. En la tabla 2 se indican los porcentajes en peso de microesferas, la existencia o no de tratamiento superficial de las microesferas, el espesor (e) en mm, así como la referencia que se va ha utilizar en adelante.

**Tabla 1.** Características de las microesferas de vidrio.

| **Composición química:** | |
|---|---|
| **$SiO_2$** | 70-73% |
| **$Al_2O_3$** | 0.5-2% |
| **CaO** | 7-11% |
| **$Na_2O$** | 13-15% |
| **MgO** | 3-5% |
| **$K_2O$** | 0.2-0.6% |
| **Diámetro medio** | 45 μm |
| **Peso específico** | 2.46 g/cm$^3$ |
| **Módulo Young (E)** | 76 MPa |

**Tabla 2.** Composición de los materiales preparados.

| Ref. Material | % Peso | Trat. | e (mm) |
|---|---|---|---|
| PMMA-0 | 0 | - | 6.85 |
| PMMA-20-10 | 15.96 ± 0.05 | SIN | 6.6 |
| PMMA-50-10 | 33.13 ± 0.54 | SIN | 6.45 |
| PMMA-100-10 | 49.51 ± 0.32 | SIN | 6.6 |
| PMMA-20-15 | 16.77 ± 0.03 | CON | 6.7 |
| PMMA-50-15 | 32.12 ± 0.14 | CON | 6.5 |
| PMMA-100-15 | 50.50 ± 0.03 | CON | 6.55 |

Se determinó la densidad de los diferentes materiales por el método de la balanza hidrostática. Conocidas la densidad del PMMA, de las microesferas de vidrio y del material compuesto se calculó el porcentaje en volumen de partículas a partir de la relación:

$$\rho_c = \rho_m V_m + \rho_p V_p \qquad (1)$$

donde $V_{M.}$ y $V_p$ son las fracciones en volumen de la matriz y de las partículas respectivamente y $\rho_c$, $\rho_m$ y $\rho_p$ las densidades del material compuesto, de la matriz y de las partículas respectivamente.

En la tabla 3 se indican las densidades determinadas y las fracciones en volumen calculadas para cada material.

**Tabla 3.** Densidad y fracción en volumen.

| Ref. Material | Densidad (g/cm$^3$) | % vol. microesferas |
|---|---|---|
| PMMA-20-10 | 1.31 | 8.5 |
| PMMA-50-10 | 1.45 | 19.5 |
| PMMA-100-10 | 1.60 | 32.4 |
| PMMA-20-15 | 1.32 | 9.0 |
| PMMA-50-15 | 1.44 | 18.8 |
| PMMA-100-15 | 1.61 | 33.3 |

## 3. ENSAYOS

Los parámetros de la fractura se han determinado mediante dos geometrías de ensayo diferentes, torsión

doble (DT) y SENB, mostradas en las figuras 1 y 2 respectivamente. Las probetas para estos ensayos se han obtenido a partir de las diferentes planchas por mecanizado, los espesores de las mismas se indican en la tabla 2 y las otras dimensiones en la figura correspondiente.

Todos los ensayos de la Mecánica de Fractura se realizaron en una máquina universal de ensayos a temperatura ambiente y a una velocidad de separación de las mordazas de 1mm/min. Previamente al ensayo las entallas de las probetas se agudizaron con una cuchilla de afeitar.

El ensayo DT nos permite determinar de una forma rápida y fácil los parámetros de la fractura de un material. Esta técnica se encuentra descrita en detalle [7-9] y se puede demostrar que $K_{Ic}$ es independiente de la longitud de la grieta, además para un material elástico que se encuentre en un estado de deformación plana [8]:

$$K_{Ic} = P_c + W_m\left[\frac{3}{W\,t^3\,t_n(1-\nu)\,\Psi}\right]^{1/2} \qquad (2)$$

donde $P_c$ es la carga crítica para la propagación de la grieta, $W_n$ es el brazo del momento aplicado, $\nu$ es el coeficiente de Poisson del material (en nuestro caso $\nu$ = 0.33), W y t son la anchura y el espesor de la probeta respectivamente, $t_n$ el espesor de la probeta en el plano de la grieta y $\psi$ es una corrección geométrica que viene dada por [8]:

$$\Psi(d) = 1 - 0.6302d + 1.2de^{-\pi/d} \qquad (3)$$

donde d = 2t/W.

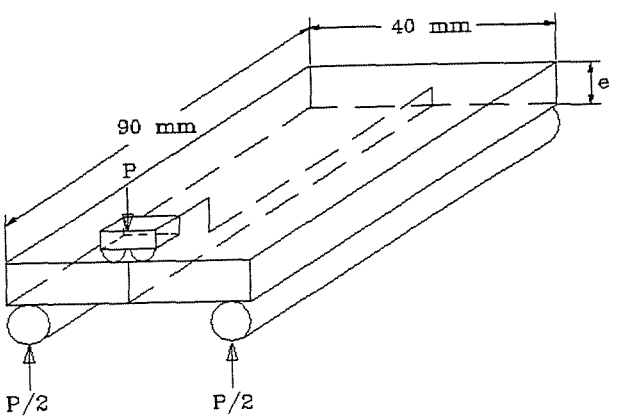



**Fig. 1.** Geometría del ensayo DT

La entalla longitudinal en las probetas DT se mecanizó a una profundidad de 1.9mm.

Los ensayos SENB se han realizado conforme al protocolo de norma para materiales plásticos propuesto por el Grupo Europeo de Fractura [10].

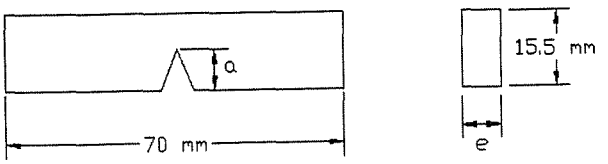



**Fig. 2.** Geometría SENB

La distancia entre apoyos fue de 50.88mm.

El valor de $K_{Ic}$ en condiciones de deformación plana se calcula a partir de la siguiente relación:

$$K_{Ic} = f\frac{P_c.S}{B.W^{3/2}} \qquad (4)$$

donde $P_c$ es el valor de la carga, B y W son las dimensiones de la probeta, S es la distancia entre apoyos (50.88mm) y f un factor geométrico adimensional función de (a/W).

El valor de $G_{Ic}$ se obtiene mediante la ecuación:

$$G_{Ic} = \frac{U}{BW\phi} \qquad (5)$$

donde U es la energía almacenada por la probeta en el instante de la propagación de la grieta y $\phi$ es un factor geométrico adimensional [10].

Estos ensayos se han realizado con probetas entalladas a diferentes profundidades (a = 3, 4, 5, 6, 6.6, 7, 7.75, 8 y 9 mm). De esta forma, las respectivas pendientes de las representaciones de $P_c$ S / B $W^{3/2}$ en función de 1/f y de U en función de B W $\phi$ nos proporcionan unos valores de $K_{Ic}$ y $G_{Ic}$ que teóricamente son independientes de la longitud de la entalla.

Los ensayos mecánicos se han realizado a temperatura ambiente y a una velocidad de separación de las mordazas de 1mm/min. La resistencia y el módulo elástico a tracción se han determinado sobre probetas en forma halterio obtenidas por mecanizado de las planchas. Para la determinación del módulo elástico se ha utilizado un extensómetro óptico de largo recorrido. Mediante el ensayo de flexión se calcularon tanto el valor del módulo elástico como el del esfuerzo de la fibra exterior en el momento de la rotura. Se utilizaron probetas prismáticas de dimensiones 70*15.5*espesor mm, siendo la distancia entre apoyos de 50.88mm.

Las superficies de fractura se examinaron en un microscopio electrónico de barrido, previamente a la observación, las muestras, se metalizaron con una delgada capa de oro para hacer la superficie conductora.

## 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los gráficos de las figuras 3 y 4 muestran la variación de la resistencia a la tracción y a la flexión respectivamente en función de la fracción en volumen de microesferas de vidrio.

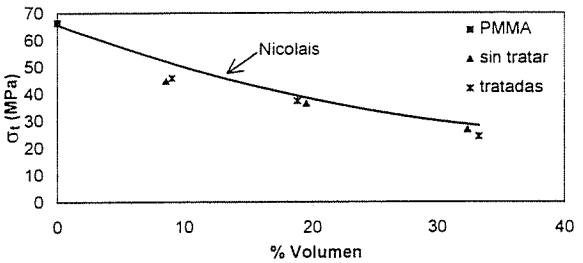



**Fig. 3.** Resistencia a la tracción versus % volumen.

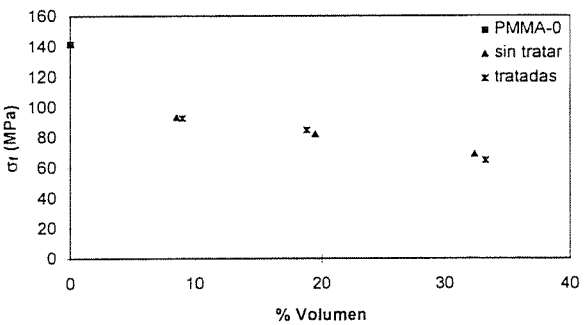



**Fig. 4.** Resistencia a la flexión versus % volumen

Se observa que a medida que aumenta la fracción en volumen de segunda fase tanto la resistencia a la tracción como a la flexión disminuyen, además, los valores obtenidos con los materiales con tratamiento superficial y sin tratamiento son muy parecidos. Este último hecho parece indicar que el tratamiento ha sido poco efectivo, tal como se podrá demostrar más adelante mediante la observación de las superficies de fractura por MEB.

Varios autores han estudiado la resistencia a la tracción de diferentes composites con partículas rígidas [11-13]. La aproximación que más se ajusta a los resultados obtenidos es la de Nicolais [11]. Este análisis está basado en la hipótesis de que si no hay adhesión entre las partículas y la matriz, la carga es soportada únicamente por la matriz polimérica y por simples consideraciones geométricas derivaron la expresión:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - 1.21\, V_p^{2/3}) \qquad (6)$$

donde $\sigma_c$ y $\sigma_m$ son las resistencias a tracción del composite y de la matriz respectivamente, y $V_p$ es la fracción en volumen de partículas. Esta ecuación representa el límite inferior para la resistencia a la tracción de un material compuesto cargado con partículas. El límite superior, para el caso de adhesión perfecta, se obtiene considerando que la resistencia del composite es igual a la de la matriz. Tal como se observa en la figura 3 nuestros materiales se ajustan al modelo propuesto por Nicolais.

En la figura 5 se representa el valor del módulo elástico frente a la fracción en volumen de microesferas. Los valores del módulo elástico obtenidos mediante el ensayo de tracción y el de flexión prácticamente coinciden, en el gráfico de la figura 5 se ha representado el valor medio. En este gráfico se indica también la evolución del módulo en base a diferentes modelos teóricos existentes en la literatura.

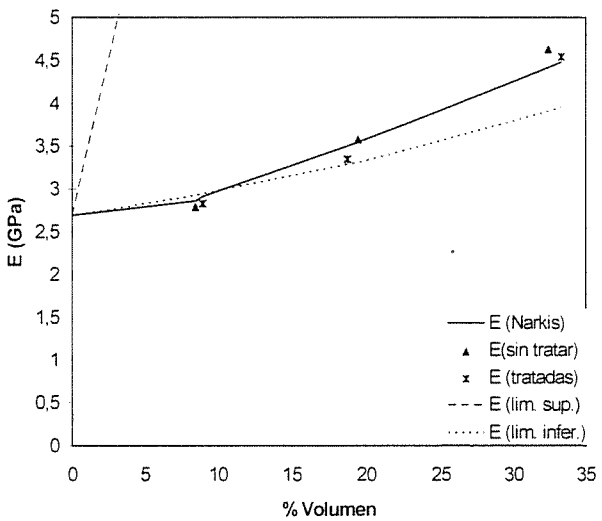



**Fig. 5.** Módulo elástico versus % volumen.

Los resultados presentados en la figura 5 indican que el valor del módulo elástico aumenta al incrementar la fracción en volumen de partículas de segunda fase, y que los valores obtenidos con los composites de partículas tratadas y sin tratar son muy parecidos.

Los valores experimentales se comparan con dos modelos teóricos simples. En un caso el modelo se basa en suponer que en el composite ambas fases están sometidas a las mismas condiciones de deformación o tensión (isodeformación o isotensión), la aplicación de este modelo nos da el límite superior e inferior entre los que estarán los límites elásticos del composite. Las expresiones resultantes son, para el límite superior:

$$E_c = E_m V_m + E_p V_p \qquad (7)$$

y para el límite inferior:

$$E_c = \frac{E_m E_p}{E_p V_m + E_m V_p} \qquad (8)$$

donde $E_c$, $E_m$ y $E_p$ son respectivamente los módulos elásticos del composite, de la matriz y de las

partículas. $V_m$ es la fracción en volumen de matriz y $V_p$ la de partículas. El límite superior, de predicción más optimista, es el modelo de isodeformación mientras que el límite inferior corresponde al de isotensión. Estas aproximaciones tienen una utilidad limitada debido a que los límites que predicen están muy separados. El segundo modelo utiliza una ecuación semiempírica propuesta por Narkis [14]:

$$E_c = \frac{E_m}{K(1 - V_p^{\frac{1}{3}})} \qquad (9)$$

donde K es un parámetro empírico independiente de $V_p$ , aparentemente similar a un factor de concentración de tensiones, con valores comprendidos entre 1.4 y 1.7. La aplicación de esta ecuación está limitada a inclusiones esféricas y a concentraciones en volumen de partículas entre 0.1 y 0.5, ambas limitaciones se cumplen para el caso de nuestros composites.

La figura 5 muestra que los resultados experimentales se ajustan bastante bien al modelo de Narkis tomando un valor de K=1.7, el ajuste es mejor para porcentajes altos de microesferas.

Tal como se ha indicado, el factor crítico de intensidad de tensión ($K_{Ic}$) se ha determinado utilizando dos geometrías diferentes. En principio los valores obtenidos con ambos ensayos tienen que ser muy parecidos.

Mediante la geometría DT se puede determinar el tipo de propagación de grieta. Las curvas carga-desplazamiento obtenidas durante el ensayo DT indicaban que tanto el PMMA-0 como todos los composites presentaban una propagación de tipo estable y continua, la carga se iba aumentando hasta que se iniciaba la propagación y se mantenía constante durante el avance de la grieta. No se observaron saltos ni discontinuidades. Las superficies de fractura de estas probetas se examinaron por MEB y se observó que tenían una apariencia lisa y sin zonas deformadas plásticamente, no se apreciaron líneas de paro características de una propagación de tipo discontinua o "stick-slip".

En el gráfico de la figura 7 se muestra la evolución de la tenacidad a la fractura en función del porcentaje en volumen de microesferas de vidrio, indicándose el tipo de ensayo y el tratamiento de las microesferas.

Del gráfico de la figura 7 se aprecia que los valores de $K_{Ic}$ obtenidos con ambas geometrías, para iguales porcentajes en volumen de microesferas, son muy parecidos, tal como cabría esperar. Por otro lado, no se observan diferencias importantes en los valores obtenidos de los composites con microesferas tratadas y sin tratar, lo cual parece indicar que el tratamiento superficial ha sido poco efectivo.

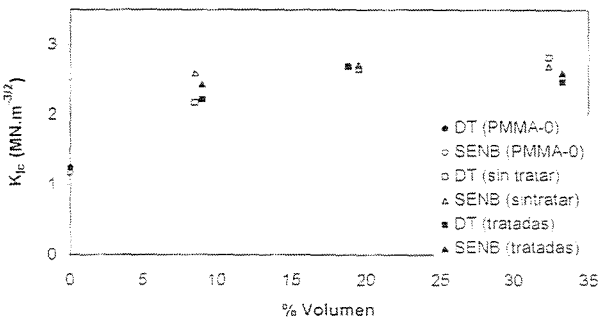



Fig.7. $K_{Ic}$ versus % en volumen de microesferas.

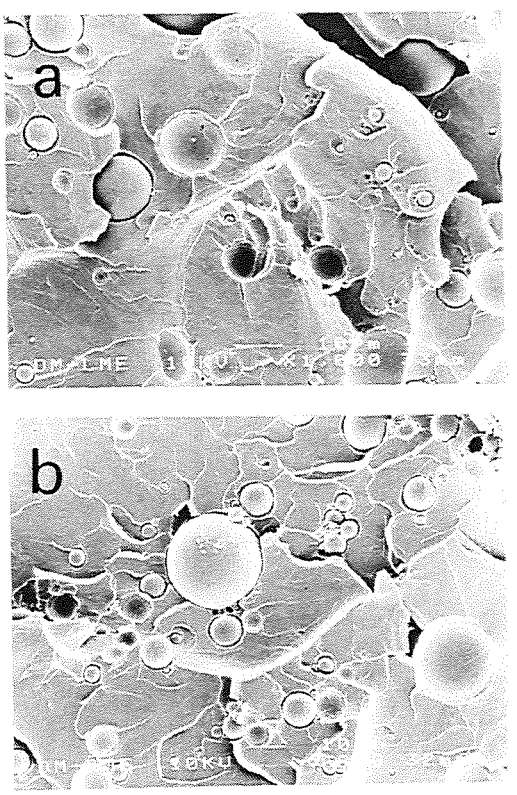



**Fig. 8.** Micrografías MEB de las superficies de fractura de los materiales:
a) PMMA-100-10
b) PMMA-20-15

Al examinar las superficies de fractura por MEB se observa que en la interfase partícula-matriz no hay adhesión tanto en los materiales tratados como en los sin tratar, (figura 8). Algunas microesferas parece que están algo unidas a la matriz, este hecho puede ser debido a las contracciones durante la polimerización del PMMA y no se puede atribuir al tratamiento superficial puesto que se puede apreciar en ambos tipos de materiales, sin tratar (figura 8-a) y tratados (figura 8-b).

Los resultados indicados en la figura 7 indican que al añadir microesferas de vidrio se mejora la tenacidad a

la fractura del PMMA, sin embargo, parece que no hay una dependencia con el porcentaje de microesferas añadido. Con poca cantidad de partículas se obtiene un aumento del valor de $K_{Ic}$ y no se consigue mejorar el incrementar la proporción de segunda fase. Este resultado coincide con el presentado por otro material compuesto por una matriz termoestable (poliéster insaturado) y microesferas de vidrio, en el caso de que no haber adhesión en la interfase [15].

En la figura 9 se indican los valores de $G_{Ic}$ obtenidos por el ensayo SENB frente al porcentaje en volumen de microesferas.

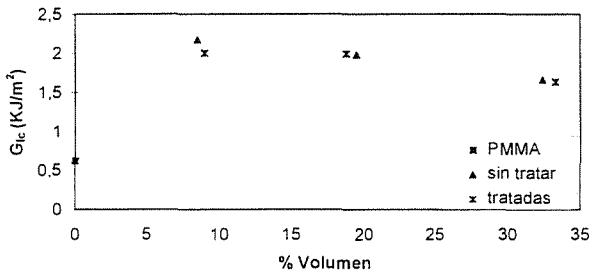



**Fig. 9.** $G_{Ic}$ versus % volumen.

El valor de $G_{Ic}$ aumenta con la adición de microesferas de vidrio, a medida que el porcentaje de partículas se incrementa $G_{Ic}$ va disminuyendo como consecuencia de que el material tiene un módulo elástico superior.

## 5. CONCLUSIONES

El tratamiento superficial utilizado no ha producido adhesión entre las microesferas de vidrio y el PMMA, por tanto, los valores de las propiedades mecánicas y de los parámetros de la fractura de los materiales tratados y sin tratar son iguales. Será necesario probar otros agentes de acoplamiento.

En este tipo de material compuesto por una matriz de PMMA y microesferas de vidrio no adheridas a la matriz, al incrementar el porcentaje en volumen de segunda fase, el módulo elástico (E) aumenta siguiendo el modelo de Narkis, mientras que la resistencia a la flexión y a la tracción disminuyen, en este último caso conforme al modelo de Nicolais.

Los valores de $K_{Ic}$ obtenidos mediante las geometrías DT y SENB son prácticamente iguales, dentro del error experimental.

La tenacidad a la fractura del PMMA mejora cuando se modifica mediante la dispersión de microesferas de vidrio. Este incremento de la tenacidad no depende del porcentaje en volumen de partículas.

Tanto el PMMA-0 como los composites presentan un tipo de propagación de grieta estable y continua.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a IRPEN S.A. el haberles suministrado el PMMA utilizado en este trabajo así como la preparación de las planchas de los materiales, y a SOVITEC IBERICA S.A. por facilitarles la microesferas de vidrio.

## 7. REFERENCIAS

[1] Molenoy A.C., Kausch H.H., Steiger H.R., J. Mater. Sci., **18**, 208, (1983).

[2] Heredia A.B., Martínez A.B., Rev. Plást. Mod., **363**, (1986).

[3] Martínez A.B., Heredia A.B., Rev. Plást. Mod., **366**, (1986).

[4] Yamini S., Young R.J., J. Mater. Sci., **14**, (1979).

[5] Molenoy A.C., Kausch H.H., SteigerH.R., J. Mater. Sci., **19**, (1984).

[6] Kinloch A.J., Young R.J., "Fracture behaviour of polymers", Appl. Sci. Pub., London, (1983).

[7] Pletka B.J., Fuller Jr E.R. Koepke B.G., ASTM STP 678, 19-37, (1979).

[8] Biswas D.R., Pujari W.K., J. Am. Cer. Soc., **64**, 98, (1981).

[9] Heredia A.B., Martínez A.B., Anales Mec. Frac., **3**, 199-206, (1986).

[10]EGF, "A Linear Elastic Fracture Mechanics Standard for determining $K_c$ and $G_c$ for plastics", Testing Protocol, March (1990).

[11]Nicolais L., Narkis M., Polym. Eng. Sci., **11**, 194, (1971).

[12]Spanoudakis J., Young R.J., J. Mater. Sci., **19**, 487, (1984).

[13]Nicolais L., Nicodemo L., Int. J. Polym. Mat., **4**, 229-243, (1974).

[14]Narkis M., J. Appl. Polym. Sci., **20**, 1597, (1976)

[15]Heredia A. B., Tesis Doctoral, UPC, (1987).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LA DEGRADACION DE LAS FIBRAS Y DE LA INTERCARA EN LA RESISTENCIA A FRACTURA A ALTA TEMPERATURA DE MATERIALES CERAMICOS REFORZADOS CON FIBRAS.

**C. González, J. A. Celemín, J. Y. Pastor y J. LLorca.**
Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid.
E. T. S. I. de Caminos, Canales y Puertos. 28040 - Madrid.

**Resumen.** El presente trabajo estudia la influencia de la degradación de las fibras y de la intercara fibra-matriz en las propiedades mecánicas de un material compuesto formado por una matriz de $ZrSiO_4$ reforzada unidireccionalmente con un 25% en volumen con fibras de SiC. Las curvas de resistencia a la fractura entre 20°C y 1400°C se han obtenido a partir de los ensayos de flexión sobre vigas entalladas, suponiendo válida la hipótesis de la fisura elástica equivalente. El comportamiento del material se ha simulado utilizando el modelo de fisura cohesiva, donde las propiedades micromecánicas de los materiales necesarias para el modelo se obtuvieron a partir de los ensayos mecánicos. Los resultados parecen estar en buena concordancia con los obtenidos experimentalmente.

**Abstract.** The influence of fiber an interface degradation on the mechanical properties is analyzed in a ceramic matrix ($ZrSiO_4$) unidireccionally reinforced with 25% vollume SiC fibers. Crack growth resistance curves between 20°C and 1400°C were obtanined through flexure tests on notched beams using the equivalent elastic crack approach. The fracture behaviour was modeled through the cohesive crack model, where the micromechanical data required for the model were estimated from the mechanical tests. Numerical results are in reasonable agreement with experiments.

## 1. INTRODUCCION.

Los materiales cerámicos reforzados con fibras cerámicas de alta resistencia combinan las excelentes propiedades de los cerámicos (baja densidad, gran estabilidad química, alta resistencia al desgaste y a la fluencia, así como un elevado punto de fusión) con una resistencia a la fractura aceptable. Es bien conocido que un diseño adecuado de la intercara fibra-matriz, permite desviar una parte de la energía suministrada para propagar la fisura, en energía elastica de deformación de las fibras no fracturadas, y consumir otra parte por rozamiento en la intercara fibra-matriz durante el *pull-out* de las mismas. Sin embargo, este comportamiento se ve alterado a alta temperatura debido a la degradación de las propiedades mecánicas de las fibras y de la intercara fibra-matriz.

El campo natural de aplicación de estos materiales es a alta temperatura ( >1000°C ) y por lo tanto, es necesario realizar un análisis profundo de los diversos mecanismos de degradación y de su influencia sobre las propiedades mecánicas. El presente artículo analiza este problema en un material compuesto formado por una matriz de silicato de zirconia ($ZrSiO_4$) reforzada unidireccionalmente con un 25% en volumen con fibras de SiC. La excelente compatibilidad termoquímica entre fibra y matriz origina una intercara débil y proporciona una buena resistencia a la fractura a temperatura ambiente [1]. Sin embargo, el material se fragiliza rápidamente por encima de 1000°C. El origen de esta degradación se ha estudiado a partir del análisis de los mecanismos de rotura y de la simulación del comportamiento mecánico mediante un modelo de fisura cohesiva.

## 2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES.

El material compuesto estaba formado por una matriz cerámica de $ZrSiO_4$ reforzada unidireccionalmente con un 25% en volumen con fibras de SiC obtenidas mediante un proceso de deposición en fase gaseosa sobre un alma de carbono. Las fibras fueron posteriormente recubiertas con una capa de carbono de 3 μm de espesor, alcanzando un diámetro final de unas 142 μm. El material compuesto se fabricó incorporando la matriz pulverizada a una preforma uniaxial y consolidando

posteriormente el conjunto mediante prensado en caliente en atmósfera de nitrogeno a 1600°C. Se mecanizaron probetas de sección paralelepipédica de 4 mm x 1.3 mm para los ensayos de flexión en tres puntos. Los ensayos de fractura se realizaron mediante flexión en tres puntos de vigas entalladas. Las entallas se introdujeron mediante hilo de diamante siendo el radio en el fondo de entalla de 150 μm y la profundidad del 20% del canto. La relación canto-luz para todos los ensayos fue aproximadamente 1/10.

Se realizaron ensayos de flexión y fractura entre 20°C y 1450°C mediante un horno acoplado a una máquina de ensayos servomecánica. La carga se aplicó a la probeta mediante dos barras de alúmina conectadas respectivamente al actuador y a la célula de carga. Todos los ensayos fueron realizados en control de desplazamiento. En los ensayos de flexión en tres puntos se midió la carga aplicada P, y el desplazamiento del punto de carga δ (mediante un extensómetro láser [2]). En los ensayos de flexión sobre probetas entalladas, se midió de la carga P y el desplazamiento del actuador (mediante un captador inductivo LVDT).

Las probetas fracturadas fueron seccionadas en la dirección ortogonal a la superficie de fractura mediante una cortadora de diamante de baja velocidad. Las superficies fueron pulidas sucesivamente mediante paños de diamante de 40, 9, 3 y 1 μm de tamaño de grano y finalmente con alúmina de 0.3 μm de tamaño de grano. A continuación se procedió a remover la alúmina residual del pulido mediante un baño en acetona con agitación por ultrasonidos. Las secciones transversales se recubrieron con una fina capa de Au-Pd durante tres minutos antes de introducirse en el microscopio electrónico de barrido.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

La resistencia a la flexión en función de la temperatura se obtuvo a partir de la carga máxima en los ensayos de flexión suponiendo válidas las hipótesis de la Resistencia de Materiales. La pendiente inicial de la curva P-δ permitió obtener también el módulo de elasticidad del material en flexión. Los valores de la tenacidad de fractura nominal se calcularon a partir de la carga máxima de los ensayos de fractura y la longitud de entalla inicial, de acuerdo con los postulados de la Mecánica de la Fractura Elástica y Lineal (MFEL) sin tener en cuenta la propagación de la fisura previa a alcanzar la carga máxima. Todos estos resultados se encuentran reflejados en la Fig. 1.

La resistencia a la fractura en un material elástico y lineal puede evaluarse a partir :

$$K_R = \sqrt{\frac{EP^2}{2B}\frac{dC}{da}} \quad (1)$$

donde, B es el espesor de probeta, E el módulo de elasticidad, C la flexibilidad en la línea de carga y $a$ la longitud de grieta. La hipótesis de fractura elástica y lineal desprecia los desplazamientos residuales y permite calcular la flexibilidad (y por lo tanto la resistencia a la fractura) a partir de las curvas experimentales P-δ medidas sobre probetas entalladas [3,4]. La resistencia a la fractura en función de la longitud de la fisura ( normalizada por el canto W ) se ha representado en la Fig. 2. para probetas ensayadas a varias temperaturas.

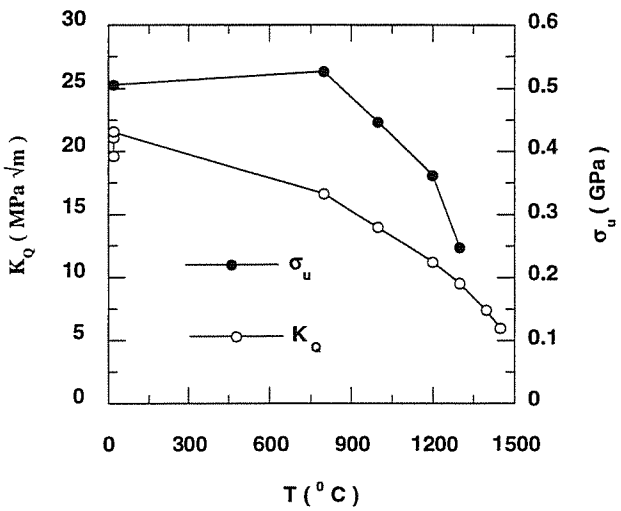



**Fig. 1.** Degradación de las propiedades mecánicas del material compuesto $ZrSiO_4$-SiC.

Es necesario señalar que este método infravalora la resistencia a la fractura debido a que no están incluidos los mecanismos de disipación de energía no lineales. Sin embargo la precisión de este método es suficiente para establecer la relación entre los cambios microestructurales que ocurren a alta tempertura y la respuesta a la fractura de este tipo de compuestos.

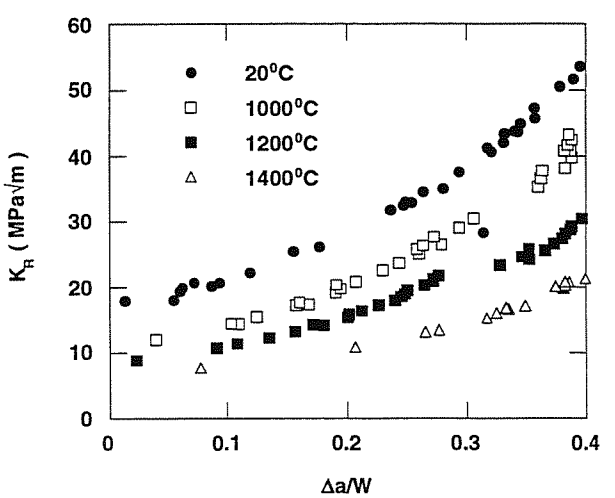



**Fig. 2.** Curvas de resistencia a la fractura a distintas temperaturas en el material compuesto $ZrSiO_4$-SiC

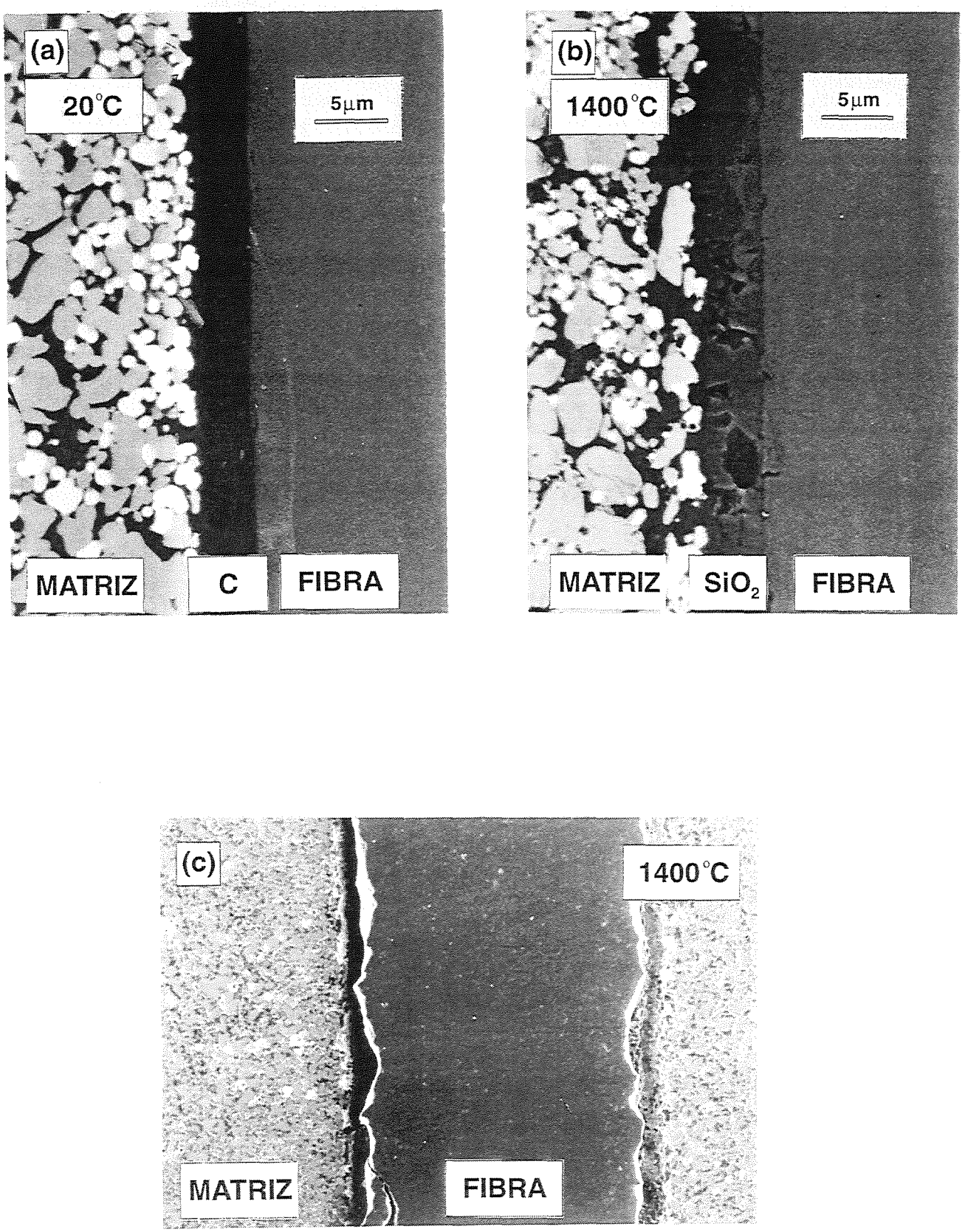



Fig . 3 . (a.b) Progresiva sustitución del recubrimiento de C por $SiO_2$. (c) Defectos generados por la temperatura en las fibras a 1400°C

## 4. MECANISMOS DE DEGRADACION

Las fibras empleadas en la fabricación de este material se encuentran recubiertas por una capa de carbono de 3 mm de espesor. Esta capa actúa como "fusible mecánico" y permite la deflexión de la grieta y deslizamiento de la fibra con respecto a la matriz a temperatura ambiente Fig. 3 (a). Los ensayos realizados a temperaturas intermedias muestran una progresiva sustitución de la capa de carbono, por otra nueva que comienza a crecer desde la matriz para temperaturas superiores a 800°C, sustituyéndola por completo a 1400°C Fig. 3 (b). El análisis mediante EDX indicó que la composición química de la nueva capa era $SiO_2$.

La reducción de la resistencia mecánica de las fibras es otra de las fuentes posibles de degradación de las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos reforzados con fibras cerámicas [5]. Esta degradación suele ir acompañada de la formación de defectos en la superficie de las fibras y fue observada en la superficie de las fibras ensayadas por encima de 800°C. Un ejemplo de la degradación de las fibras a 1400°C puede verse en la Fig. 3 (c).

## 5. MODELIZACION DEL COMPORTAMIENTO MECANICO.

El comportamiento en fractura se ha simulado mediante el modelo de fisura cohesiva [6]. La resistencia a la fractura puede ser evaluada a partir de la contribución de la tenacidad de fractura de la matriz $K_M$ y de las tensiones cohesivas $\sigma(w)$ transmitidas por las fibras a través de la fisura de acuerdo con:

$$K_R(a) = K_M + \int_{a_0}^{a} \frac{2\sigma[w(a,x)]}{\sqrt{\pi a}} H(a/W, x/W)dx \quad (2)$$

donde $a_0$ es la entalla inicial, w la apertura de fisura a una distancia $x$ del extremo de la grieta y H es la función de Green adecuada al tipo de probeta que se está utilizando. La ecuación integral (2) no es lineal y para para su resolución, se utilizó el método de las matrices de influencia de Petterson [7].

El modelo utilizado para la determinación de la relación $\sigma(w)$ es el propuesto por Thouless y Evans [8]. Este modelo supone que la intercara fibra-matriz es débil de manera que se produce la decohesión entre ambas en presencia del campo tensional generado en el extremo de la fisura. Las fibras deslizan con respecto a la matriz y la interacción entre ellas se realiza mediante una tensión de rozamiento constante $\tau$. La longitud de la zona decohesionada es función de las propiedades elásticas de la fibra y de la matriz. Las tensiones transmitidas a través de la fisura también son función de la resistencia mecánica de las fibras que se supone que sigue la distribución estadística de Weibull. Esta distribución se define por dos parámetros: una resistencia característica, $\Sigma$, y el módulo de Weibull. Valores de m pequeños indican fibras con tamaños de defectos muy diferentes y una dispersión importante de la resistencia mecánica de las fibras lo que provoca que una parte importante de los fallos de éstas se produzcan en la zona deslizada, posiblitando aún transmisión de tensiones mediante mecanismo de *pull-out*.

De acuerdo con los resultados de la literatura, el módulo de elasticidad de las fibras se tomó igual a 390GPa y constante con la temperatura [9]. El módulo de elasticidad de la matriz $E_m$, se obtuvo a partir de $E_f$ y de los resultados experimentales del módulo de flexión E Fig. 4 del material suponiendo válida la regla de las mezclas.

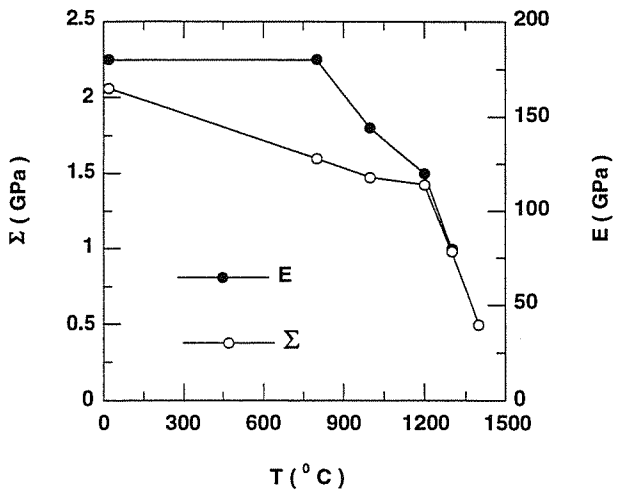



**Fig. 4.** Resistencia mecánica de las fibras $\Sigma$ y módulo de elasticidad del material compuesto.

El valor de la resistencia al deslizamiento $\tau$ se midió a temperatura ambiente mediante ensayos de push-out [10] y se obtuvo un valor medio de 16MPa. No es posible utilizar esta técnica para medir los valores de $\tau$ a temperaturas elevadas . A falta de resultados mejores, se supuso que $\tau$ se podía considerar constante hasta 1200°C porque el análisis microestructural mostró que el recubirmiento de C (a través del cual se produce el deslizamiento fibra-matriz) se encontraba parcialmente presente hasta esa temperatura. Para temperaturas superiores, el C había sido sustituido completamente por $SiO_2$ y no es posible realizar ninguna hipótesis razonable acerca del valor de $\tau$ por encima de 1200°C.

El módulo de Weibull de las fibras se tomó igual a 5 de acuerdo con los resultados obtenidos previamente a temperatura ambiente [1]. Observaciones recientes han demostrado que este parámetro no se ve afectado sustancialmente por la exposición alta temperatura [5]. La resistencia mecánica de las fibras $\Sigma$ se obtuvo a partir de los resultados de tensión última en flexión mediante:a siguiente expresion:

$$\Sigma = \frac{\sigma_u^{\text{flexión}} (m+1)^{1/m+1}}{\alpha V_f G(m)} \quad (3)$$

donde $V_f$ es la fracción volumétrica de fibras, G(m) una función adimensional de m para el caso de propagación de una única grieta [11], y $\alpha$ la relación entre la tensión de rotura del material en flexión y tracción [12]. En la Fig. 4. se muestra la variación de la resistencia mecánica de las fibras $\Sigma$ con la temperatura.

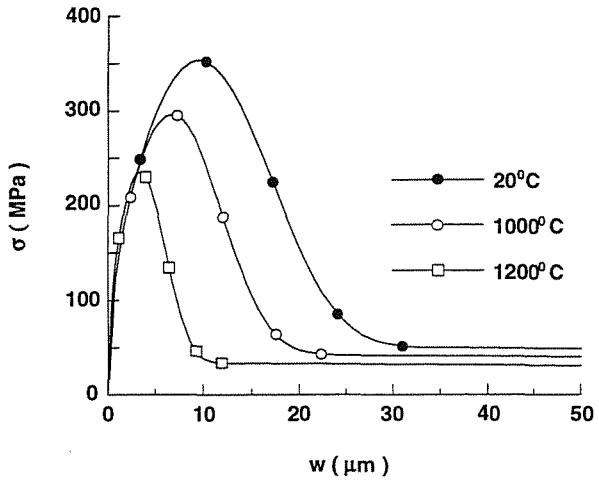



**Fig. 5 .** Influencia de la temperatura en las curvas $\sigma=\sigma(w)$ para el material compuesto $ZrSiO_4$ - SiC

La Fig. 5. muestra la influencia de la temperatura en las curvas $\sigma(w)$. El incremento inicial de la tensión con *w* se debe a la tensión transmitida por las fibras intactas que puentean la fisura. Cuando esas fibras empiezan a romperse, la tensión disminuye y la cola de la curva $\sigma(w)$ es debida a las tensiones transmitidas por las fibras rotas que son extraidas de la matriz. Finalmente, la tenacidad de la matriz, $K_M$, se ha introducido en el modelo a partir de los resultados experimentales de la resistencia inicial a la propagación de la fisura en los ensayos de fractura. De este modo se incluyen diversos mecanismos de disipación de energía dificilmente cuantificables. Entre ellos se encuentran el perfil irregular de la grieta y la energía consumida por la decohesión entre las fibras y la matriz.

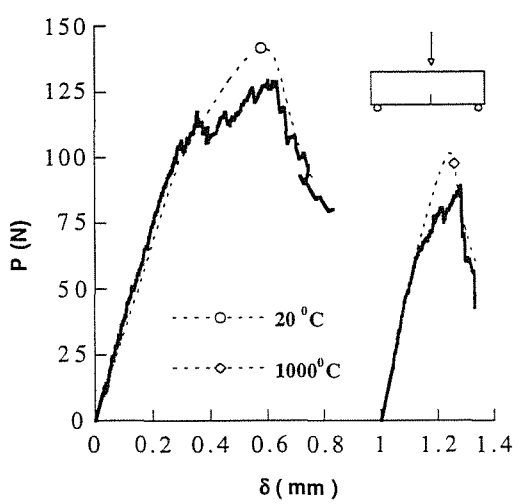



**Fig. 6.** Comparación curvas P-$\delta$ experimentales y teóricas para T=20°C y T=1000°C.

Los valores de carga máxima obtenidos numéricamente están en consonancia con los experimentales tal y como muestra la Fig. 6. A partir de los registros P-$\delta$ numéricos, y puesto que también son conocidos los incrementos de longitud de grieta en cada fase del ensayo, se han calculado los valores de resistencia a la fractura con respecto al incremento de longitud de grieta $\Delta a$ y su comparación con los obtenidos experimentalmente.

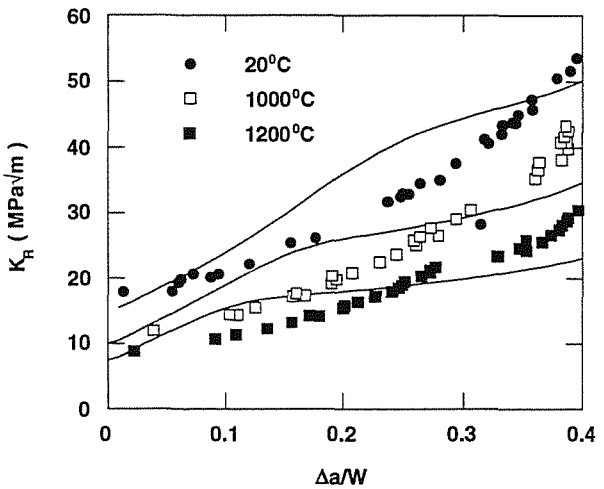



**Fig. 7 .** Curvas experimentales y teóricas de resistencia a la fractura frente para el material $ZrSiO_4$ - SiC .

## 6. CONCLUSIONES Y COMENTARIOS.

Se ha utilizado un modelo de fractura cohesivo para estudiar el comportamiento en fractura de materiales cerámicos reforzados con fibras cerámicas. El éxito o fracaso de la modelización depende en gran parte de la adecuada estimación de la relación entre las tensiones cohesivas y los desplazamientos de los labios de la fisura. Para materiales cerámicos reforzados con fibras cerámicas, la disipación de energía se realiza a través de los mecanismos de *bridging* y *pull-out* de las fibras una vez que éstas están fracturadas. Las dificultades sobrevienen a la hora de la estimación de los valores de S y m que controlan la distribución estadística de la resistencia mecáncia de las fibras, y de la tensión de rozamiento en la intercara fibra-matriz $\tau$. En el presente artículo, y a falta de más datos, se han obtenida a partir de las propiedades mecánicas del material en flexión. A pesar de los posibles errores cometidos en dicha estimación, las tendencias manifestadas en las curvas de resistencia a la fractura parecen estar en concordancia con los resultados experimentales.

Agradecimientos. Los autores desean hacer constar su agradecimiento al soporte financiero gracias al proyecto OTAN (proyecto CRG-941033) y CYCYT (proyecto MAT95-787)

## 7. REFERENCIAS.

[1] LLorca, J., y Singh, R., "Influence of fiber and interfacial properties on fracture behavior of fiber-reinforced ceramic composites ", J. Am. Ceram. Soc. **74**, 2882-90 (1991).

[2] Pastor, J.Y., Planas J., y Elices M., " A new techinque for fracture characterization of ceramics at room y at high temperature", J. Test. Eval. , Vol. **23** , 209-216 (1995).

[3] Pastor, J.Y., Guinea G.V., Planas J., y Elices M., "Nueva expresión del factor de intensidad de tensiones para la probeta de flexión en tres puntos", Anales de Mecánica de la Fractura Vol. **12** , 85-90 (1995).

[4] Pastor, J.Y., Guinea G.V., Planas J., y Elices M., "Nueva expresión del la flexibilidad para la probleta de flexión en tres puntos", Anales de Mecánica de la Fractura Vol. **13**, 69-74 (1995).

[5] Celemín, J.A., Pastor, J.Y., LLorca, J., Elices M. y Martín. A., "High temperature fracture resistance and strenght of ceramic composites after thermal exposure at 1200$^{o}$C", en Fracture Mechanics of Ceramics Vol. **12.** (Ed. R.C. Bradt et al.) pp. 319-332, Plenum Press, New York, 1996.

[6] LLorca, J., y Elices M., "A cohesive crack model to study de fracture behaviour of fiber-reinforced brittle-matrix composites", Int. J. Fracture. **54**, 251-267 (1992).

[7] Petterson, P.E., "Crack growth and development of fracture zones in plain concrete and similar materials",Report TVBM 1006, Universidad de Lund, Suecia (1981).

[8] Thouless, M., y Evans A., "Effects of pull-out on the mechanical properties of ceramic matrix composites", Acta Metall. **36** , 517-522 (1992).

[9] Di Carlo, J., "High Temperature Structural Fibers: Status and Needs", NASA Technical Memorandum 105174, NASA Lewis Research Center, Cleveland.

[10] Singh, R. "Interfacial properties y high-temperature mechanical behavior of fiber-reinforced ceramics composites", Mater. Sci. Eng. **A166**, 168-198 (1993).

[11] Evans A., Domergue J.M., y Vagaggini .E " Methodology for relating the tensile constitutive behaviour of ceramic-matrix composites to constituent properties", J . Am. Ceram. Soc. **77** , 1425-35 (1994).

[12] Steif, Paul S., y Trojnacki, A., " Bend Strenght versus Tensile Strenght of Fiber-Reinforced Ceramics", J. Am. Ceram. Soc. **77**, 211-229 (1994).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# MODELO DE EXTRACCIÓN DE LAS FIBRAS DE REFUERZO PARA UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ CERÁMICA (CAS/SiC)

**A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola, M.R. Elizalde, I. Puente, M. Fuentes**

**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)**
**Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 - San Sebastián**
**y**
**Escuela Superior de Ingenieros de San Sebastián**
**Universidad de Navarra**
**Apdo. 1674, 20080 - San Sebastián**

**Resumen.** Se presenta un modelo estadístico de rotura de las fibras de refuerzo en un material compuesto con una matriz frágil. Este modelo se aplica a un material compuesto de matriz cerámica CAS/SiC obtenido mediante la técnica de "slurry" y posterior prensado en caliente. Se analizan dos arquitecturas: con refuerzo unidireccional y laminado $[(0°/90°)_3]_s$. Los resultados del modelo se comparan con los resultados encontrados en la bibliografía para el refuerzo unidireccional y con las medidas fractográficas realizadas en el material laminado tras su rotura a tracción a temperatura ambiente. Se concluye que el modelo propuesto predice correctamente la longitud media de extracción de las fibras de refuerzo en el caso de un material con refuerzo unidireccional. Los materiales con arquitectura laminada presentan una mayor extensión del "pullout" cuando se comparan con los materiales con refuerzo unidireccional.

**Abstract.** A statitical model for the fracture of the reinforcing fibres in a composite material with a brittle matrix is presented. This model is applied to a ceramic matrix composite material: CAS/SiC, manufactured by the slurry technique followed by hot press. Two different architectures are analysed: unidirectional reinforcement and cross-ply $[(0°/90°)_3]_s$. The model predictions are compared to data found in the literature for the unidirectional reinforcement and versus the fractographic measurements performed on the cross-ply material after tension tests at room temperature. It is concluded that the model correctly predicts the mean pullout length in the case of the unidirectional reinforcement. The cross-ply architecture shows a larger extent of the pullout when compared to the unidirectional reinforcement.

## 1. INTRODUCCIÓN

Una de las características más representativas de la fractura de los materiales compuestos con matrices frágiles es la extracción de las fibras ("pullout") que se observa sobre sus superficies de fractura.

Los materiales cerámicos tienen propiedades muy interesantes desde el punto de vista estructural (resistencia a alta temperatura, elevados módulos elásticos, resistencia al desgaste, baja densidad,...) pero adolecen de una falta de tenacidad. Con el objeto de aumentar su tenacidad se refuerzan con fibras. La introducción de fibras y de intercaras entre las fibras y la matriz introduce nuevos mecanismos de absorción de energía, nominalmente: el agrietamiento múltiple de la matriz, el despegue de la intercara entre la fibra y la matriz, y la extracción de las fibras de refuerzo. Es de este último mecanismo de absorción de energía del que se ocupa el modelo que a continuación se presenta.

## 2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

El modelo supone la matriz ya agrietada con la densidad de grietas correspondiente a la saturación. A partir de este momento la carga a través de los planos con grietas en la matriz es soportada exclusivamente por las fibras del refuerzo.

La resistencia mecánica de las fibras se elige de acuerdo con una distribución de Weibull (modelo de eslabón más débil):

$$F = 1 - \exp\left[ -\frac{l}{l_0}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m \right] \qquad (1)$$

en donde $F$ representa la probabilidad acumulada de fallo de un segmento, de longitud $l$, cargado con una tensión axial $\sigma$ ; $\sigma_0$, $m$ y $l_0$ son los parámetros de la distribución de Weibull.

El sólido se discretiza en elementos, como se muestra en la Fig. 1. Cada elemento se corresponde con una fibra y la longitud del elemento con la distancia entre las grietas en la matriz.

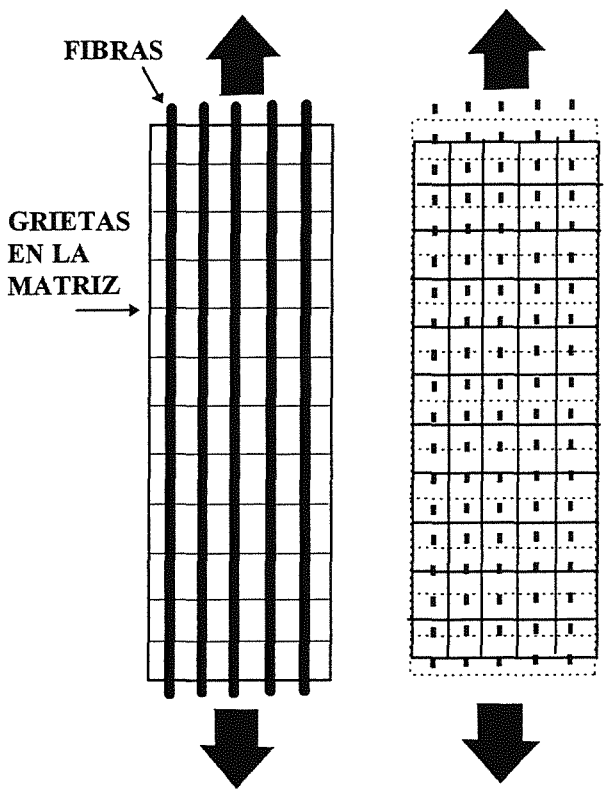



**Fig. 1.** Sólido agrietado y discretizado en segmentos de fibra.

Las cargas de rotura asignadas a cada segmento de fibra se calculan como:

$$\sigma_{UTS} = \sigma_0 \left[ -\frac{l_0}{l}\ln(1-R) \right]^{1/m} \qquad (2)$$

en donde $\sigma_{UTS}$ representa la carga de rotura asignada al segmento de longitud $l$, $R$ es un número aleatorio entre 0 y 1, y $\sigma_0$, $m$ y $l_0$ son los parámetros de la distribución de Weibull correspondiente a las fibras.

La carga sobre el sólido así discretizado se aumenta hasta producir la rotura del segmento más débil (de acuerdo con las asignaciones de resistencia que se hacen para los segmentos de fibra). Una vez rota esta fibra, la carga que ya no transmite a través de la grieta en la matriz es transferida a sus vecinas. El reparto de la carga se realiza mediante la hipótesis de reparto global de la carga (todas las fibras intactas se reparten la carga con independencia de la distancia a la fibra rota) o mediante una hipótesis local: toda la carga la absorben sus inmediatas fibras vecinas. Si el modelo representa una única capa de fibras, las fibras intactas a derecha e izquierda de la rota tendrán que soportar la mitad de la carga que soportaba la fibra rota. En el caso de una disposición regular en 3 dimensiones serán 6 las fibras sobre las que se realiza el reparto y a cada una le corresponde un 17% de la carga que soportaba la fibra rota.

Es posible realizar un cálculo mucho más preciso de la redistribución de la carga en las fibras tras la rotura de una de ellas [1-2], pero, como se verá más tarde su repercusión en la distribución de las longitudes de extracción de fibras resulta pequeña.

Por añadidura los segmentos de fibra situados por encima y debajo del segmento de fibra que ha roto, si se sitúan dentro de la longitud de transferencia de la carga entre la fibra y la matriz también verán reducida su carga, véase la Fig. 2. De alguna manera estos segmentos resultan "vacunados" contra la rotura: experimentaron sin romper cargas más elevadas, sólo soportan carga gracias a la fricción en la intercara, en consecuencia, es improbable que puedan romper. El programa de ordenador desactiva los segmentos situados a distancias menores de la longitud de transferencia de la carga en la fibra rota:

$$d = \frac{r\sigma}{2\tau} \qquad (3)$$

en donde $r$ es el radio de la fibra, $\sigma$ la tensión que soportaba el segmento roto y $\tau$ la tensión de deslizamiento de la intercara.

En particular, debe observarse que la extensión de la zona descargada depende de la tensión a la que rompa la fibra.

En estricto rigor esto conllevaría la redistribución de la carga en los planos vecinos donde también se presenta una reducción de la carga soportada por segmentos correspondientes a la fibra rota. El modelo que aquí se presenta es muy simple y no realiza estos cálculos.

Una vez redistribuida la carga se comprueba si hay rotura de la probeta. Para romper la probeta se debe encontrar un camino de un lado al otro de la probeta

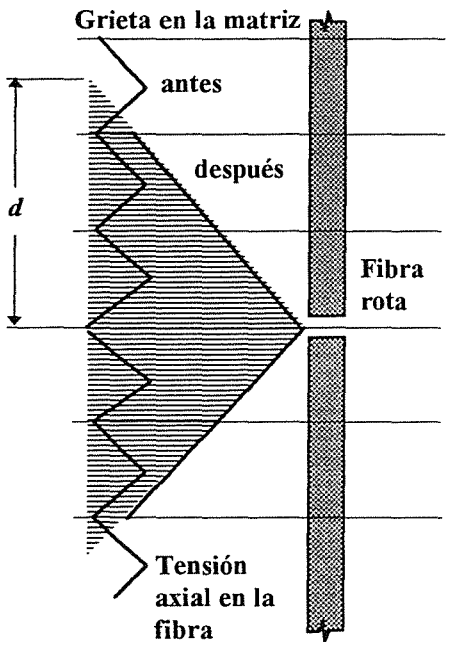



**Fig. 2.** Efecto de la rotura de la fibra sobre los segmentos adyacentes comprendidos dentro de la longitud de transferencia de la carga entre la fibra y la matriz, *d*.

compuesto por segmentos rotos o desactivados (estos últimos permiten fracturar la probeta extrayendo el pedazo de fibra roto). Un algoritmo de percolación decide cuándo la probeta está rota y cuál es el camino de fractura. En general, cuando se alcanza la situación de percolación el camino que sigue la fractura puede ser múltiple: existen varios caminos posibles. El programa selecciona localmente el camino con menos cambios en el plano de fractura (y, en consecuencia, que menos matriz tenga que romper uniendo diferentes grietas en la matriz). Normalmente este criterio de encontrar un mínimo local es suficiente para decidir un único camino de fractura.

De no encontrarse un camino de fractura para la probeta, la carga se aumenta escalando las tensiones sobre los segmentos intactos rompiendo más segmentos de fibra hasta conseguir un camino de fractura.

## 3. RESULTADOS

El modelo descrito se ha empleado para simular el "pullout" de una matriz de alumino-silicato de calcio (CAS) con un refuerzo continuo de fibras de Nicalon® (β-SiC).

La distribución de la carga de rotura para la fibras de Nicalon® se ha obtenido de Beyerlee et al. [3] que midieron los "espejos" de fractura sobre las fibras rotas en este material. La tensión media de fractura que obtuvieron es de $\sigma_0$ = 2000 MPa y el módulo de Weibull: $m$ = 3'6. La longitud media de extracción de fibras que midieron es 0'3 mm. De este dato se deduce que por término medio se presenta una fractura en longitudes de 0'6 mm. La probabilidad acumulada de fractura de un segmento de longitud $l$ sometido a una tensión $\sigma$ viene dada entonces por:

$$F = 1 - \exp\left[ -\frac{l}{0'6\ \text{mm}} \left( \frac{\sigma}{2000\ \text{MPa}} \right)^{3'6} \right] \qquad (4)$$

El radio medio de las fibras de Nicalon es $r$ = 7'5 μm y la tensión de deslizamiento de la intercara se ha medido mediante técnicas de nanoindentación en $\tau$ = 9'5 MPa [4-5].

El espaciado de saturación de las grietas en la matriz (97'6 μm) se midió sobre la cara de tracción de probetas de flexión en cuatro puntos en CAS/SiC $[(0°/90°)_3]_s$, sobre las capas a 0° [4]. Coincide muy bien con el observado sobre materiales con refuerzo unidireccional (103 ± 15 μm, [3]).

La Fig. 3 resume los resultados obtenidos por el modelo bajo las hipótesis de transferencia global de la carga y localizada en las dos fibras vecinas con transferencias del 50% y 17% (modelos 2D y 3D, respectivamente). La Fig. 3 recoge también los resultados experimentales medidos por Beyerlee et al. [3] para la longitud media de extracción de las fibras y los resultados obtenidos en este trabajo sobre la distribución del "pullout" en probetas con arquitectura laminada $[(0°/90°)_3]_s$. La Fig. 4 muestra la extensión del "pullout" en una probeta de CAS/SiC con arquitectura laminada sobre la que se realizaron las medidas de la longitud de la extracción de las fibras tras la fractura a tracción a temperatura ambiente.

## 4. CONCLUSIONES

El modelo describe correctamente el valor medio y la forma de la distribución de las longitudes de extracción de las fibras para el material con refuerzo unidireccional. La ley de reparto de la carga no produce resultados muy diferentes en términos de la distribución del "pullout".

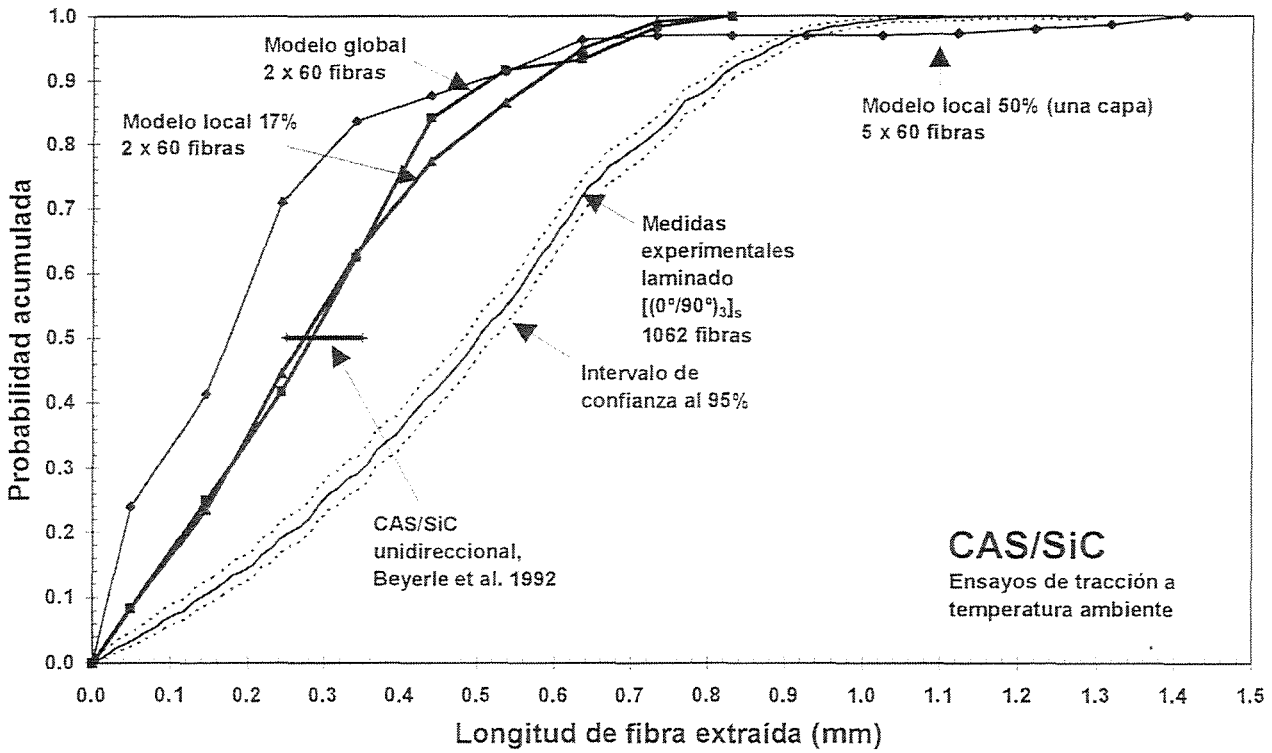



**Fig. 3.** Distribución acumulada para la longitud de extracción de las fibras ("pullout") bajo distintas hipótesis para la transferencia de la carga y diferentes arquitecturas. Medidas experimentales y predicciones del modelo.

**Fig. 4.** Micrografías electrónicas de barrido en las que se observa la extensión de la extracción de las fibras del refuerzo tras la fractura a tracción a temperatura ambiente de un material compuesto de matriz cerámica. CAS/SiC $[(0°/90°)_3]_s$.

Las disposiciones del refuerzo no unidireccionales producen incrementos significativos en la longitud media de extracción de las fibras.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo es consecuencia de un proyecto Brite-EuRam (BE-5462) financiado por la Comunidad Europea, liderado por Rolls-Royce plc (Reino Unido) y en colaboración con SNECMA (Francia), SEP (Francia), ONERA (Francia), LMCTS (Francia) y LGAI (Barcelona).

Dos de los autores, MRE e IP, también agradecen las becas concedidas por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y por el Departamento de Educación Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, respectivamente.

## REFERENCIAS

[1] A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola, A.M. Daniel, J.M. Sánchez, I. Puente and M.R. Elizalde, "Load Transfer in Ceramic Matrix Composites", International Journal of Fracture, 76, R55-60 (1996).

[2] J.M. Martínez Esnaola, A. Martín Meizoso, A.M. Daniel, J.M. Sánchez, M.R. Elizalde, I. Puente, M. Fuentes, "Localised stress redistribution after fibre fracture in brittle matrix composites". Composites Part A (1996) en prensa.

[3] D.S. Beyerlee, S.M. Spearing, F.W. Zok, A.G. Evans, "Damage and Failure in Unidirectional Ceramic-Matrix Composites", J. Am. Ceram. Soc., 75 (10) 2719-2725 (1992).

[4] M.R. Elizalde, J.M. Sánchez, A.M. Daniel, I. Puente, A. Martín, J.M. Martínez-Esnaola, M. Fuentes, "Damage evolution in ceramic matrix composites", Proc. XIth European Conf. On Fracture, Poitiers, 1763-1768 (1996).

[5] A.M. Daniel, M.R. Elizalde, J.M. Sánchez, J. Janczac, J.M. Martínez-Esnaola, "Intefacial micromechanical characterisation of a ceramic matrix composite", Key Engineering Materials, Vol. 127-131, 599-608 (1997).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EFECTO DE LA OXIDACIÓN EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA INTERCARA DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ CERÁMICA SiC/C/SiC

**M.R. Elizalde, A.M. Daniel, I. Puente, A. Martín-Meizoso y J.M. Martínez-Esnaola**

**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT),
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián.
Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra,
Apdo. 1674, 20080 San Sebastián**

**Resumen.** Los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras largas presentan unas propiedades termo-mecánicas muy atractivas para su uso como partes estructurales a temperaturas por encima de los 1000°C, por ejemplo, en la industria aeroespacial. Sin embargo muchos de estos materiales poseen intercaras ricas en C para obtener las propiedades adecuadas para el buen comportamiento mecánico del material, y es conocido que el C se oxida en aire a temperaturas cercanas a los 400°C. El presente trabajo presenta un estudio de la modificación de las propiedades mecánicas de la intercara en un material compuesto de matriz de β-SiC reforzada con fibras de Nicalon® recubiertas de C tejidas en dos dimensiones. El material se ha sometido a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a temperaturas entre 375°C y 700°C y posteriormente se ha caracterizado el comportamiento mecánico de la intercara a partir de ensayos de empuje de fibras mediante técnicas de nanoindentación utilizando el modelo de Hsueh. Se observan importantes cambios en el comportamiento de la intercara, incluso en la muestra tratada a 375°C, para la cual se observa un notable incremento de la tensión de despegue, $\sigma_D$, acompañado de un despegue brusco de la intercara. Este comportamiento se mantiene para las muestras tratadas a 450°C y 525°C, sin embargo la muestra de 700°C presenta una brusca caída de $\sigma_D$ a valores muy inferiores a los obtenidos a temperatura ambiente y el proceso de despegue vuelve a ser gradual y suave.

**Abstract.** Ceramic Matrix Composites (CMCs) reinforced with long fibres present attractive thermomechanical properties to be used as structural parts at temperatures above 1000°C, for example, in the aerospace industry. However many of these materials exhibit a rich C interphase to provide the necessary interfacial properties for an adequate mechanical behaviour of the CMCs, and C is recognised to oxidise in air at temperatures as low as approximately 400°C. This work presents a study of the interfacial mechanical properties modification in a β-SiC CMC reinforced with 2D woven Nicalon® fibres with a C coating. The SiC/C/SiC specimens have been heat treated for 100 hours in air at temperatures between 375°C and 700°C and then the interfacial mechanical behaviour has been characterised from push-in tests on fibres using nanoindentation techniques and the Hsueh model. Significant modifications of interface properties were observed at heat treatments as low as 375°C, where a dramatic increase in the debonding stress, $\sigma_D$, and a sudden debond of the interface were recorded. This behaviour was maintained for the samples heat treated at 450°C and 525°C, but the sample heat treated at 700°C showed a significant drop in $\sigma_D$ to values lower than the values obtained for the as fabricated specimen and a gradual debonding process.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz cerámica (CMCs) reforzados con fibras largas son de especial interés para aplicaciones a temperaturas por encima de los 1000°C, por ejemplo en la industria aeroespacial, porque ofrecen la posibilidad de combinar las ventajas de las cerámicas monolíticas, esto es, baja densidad y resistencia a elevadas temperaturas, con una mayor resistencia y tenacidad. Sin embargo la tenacidad depende en gran medida de las propiedades de la intercara. Así por ejemplo, muchos CMCs presentan un comportamiento frágil a alta temperatura por encima de la tensión de agrietamiento de la matriz. En estos casos las reacciones de oxidación que se producen pegan la fibra y la matriz y hacen desaparecer los mecanismos de redistribución de tensiones, es decir, el agrietamiento múltiple de la matriz y la extracción de fibras, que dan tenacidad a estos materiales [1].

Para el caso de materiales compuestos de fibras de Nicalon® con una matriz de SiC obtenida por infiltración de vapor, diversos estudios [2-3] mostraron que los materiales con mayor resistencia y mayor

deformación de rotura se obtenían con intercaras de C de espesor en torno a las 0.12 μm. Los estudios sobre el comportamiento del SiC/C/SiC sometido a tratamientos de oxidación [1,4-6] se han realizado en su mayoría a temperaturas entre 900°C y 1500°C. Existe también un estudio [7] sobre la oxidación de la fibra, la intercara y la matriz entre 600°C y 1200°C y el papel de la oxidación en el comportamiento a fatiga del material a 1000°C. Sin embargo es conocido que el C se oxida en aire a temperaturas alrededor de 400°C, una temperatura muy inferior a las de servicio de estos materiales. Para el CAS/C/SiC se estudió [8] la evolución de las propiedades mecánicas de la intercara cuando el material se sometía a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a temperaturas comprendidas entre 375°C y 700°C. Se observaron modificaciones importantes incluso a 375°C concluyéndose que, sin protección, las intercaras de C no proporcionaban la estabilidad requerida en las propiedades mecánicas para aplicaciones de larga duración.

El objetivo de este trabajo es estudiar las modificaciones de las propiedades mecánicas de la intercara en un material compuesto de matriz de β-SiC reforzada con fibras de Nicalon® recubiertas de C tejidas en dos dimensiones. Para ello se somete el material a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a temperaturas entre 375°C y 700°C y posteriormente se caracteriza el comportamiento mecánico de la intercara a partir de ensayos de empuje de fibras realizados mediante técnicas de nanoindentación. Estos ensayos se interpretan utilizando el modelo de Hsueh [9] que proporciona el coeficiente de rozamiento entre fibra y matriz, μ, la tensión de despegue de la fibra, $\sigma_D$, y las tensiones residuales en la fibra en dirección axial y radial, $\sigma_z$ y $\sigma_c$.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Material

El estudio se ha realizado con un material compuesto comercial de matriz de β-SiC obtenida por infiltración química de vapor reforzada con fibras largas de Nicalon NL 207® tejidas en dos dimensiones. La intercara de C posee un espesor de 0.125 μm [10] y se obtiene por deposición.

El material fue suministrado por la 'Société Européenne de Propulsion' (S.E.P.) (Francia).

### 2.2. Tratamientos térmicos y preparación de muestras

Para realizar los tratamientos térmicos en aire se coloca un paralelepípedo de material de 10 x 10 x 3 mm sobre un soporte de alúmina y se introduce en un horno a temperatura ambiente. Todos los paralelepípedos utilizados se han obtenido a partir de una misma teja cortando con una sierra de diamante (DISCOTOM) de forma que la dirección de los haces de fibras sea paralela a los dos ejes mayores del paralelepípedo. El horno se calienta a una velocidad de 60°C/min. hasta alcanzar respectivamente 375°C, 450°C, 525°C y 700°C y se mantiene a la misma temperatura durante 100 horas. Se apagan entonces los elementos calefactores y se deja enfriar la muestra dentro del horno.

Los ensayos de empuje de fibras se realizan en la sección media de las muestras tratadas térmicamente para evitar efectos localizados únicamente en la superficie. Con este objetivo las muestras se cortan por la mitad y una parte de 5mm de largo se engasta en resina epoxy y se pule la sección media con un acabado de pasta de diamante de 1 μm.

### 2.3. Ensayos de empuje de fibras

El ensayo de empuje de fibras [11] consiste en aplicar una carga sobre el extremo de una fibra orientada paralelamente a la dirección de aplicación de la carga hasta que se produzca el despegue y posterior deslizamiento entre fibra y matriz. La carga máxima aplicada varía con el material y el diámetro de la fibra, y debe ser suficiente para que se produzca el deslizamiento entre la fibra y la matriz. En cada ensayo se han realizado tres ciclos de carga y descarga y se han registrado simultáneamente la carga aplicada y el desplazamiento de la punta del indentador Berkovich. Se ha empleado un dispositivo comercial, el Nano Indenter II (Nano Instruments, Inc., Oak Ridge, TN, USA), que registra la carga aplicada y el desplazamiento con una resolución de 0.3 μN y 0.1 nm respectivamente. Una vez ensayadas las muestras se midieron los radios de las fibras en el microscopio electrónico de barrido.

El deslizamiento real de la fibra dentro de la matriz se obtiene a partir del desplazamiento total de la punta registrado durante el ensayo sustrayendo el desplazamiento de la punta correspondiente a la deformación elastoplástica de la fibra consecuencia de la indentación con la punta Berkovich. La deformación elastoplástica correspondiente a cada nivel de carga se obtiene indentando fibras de diámetro elevado, de forma que no se despeguen de la matriz, y posteriormente se elige de entre estas curvas de dureza la que mejor se ajuste a la zona inicial del ciclo de carga de cada ensayo de empuje de fibras [10].

Una vez obtenidas las curvas carga aplicada frente a deslizamiento de la fibra se determinan las propiedades mecánicas de la intercara ajustando las curvas con el modelo de Hsueh [9]. Se elige este modelo de entre todos los modelos existentes porque considera intercaras pegadas, el efecto de Poisson, aunque de forma promediada, y las tensiones residuales, y permite incluir la porosidad entre los haces y dentro de los

haces característica del SiC/SiC tejido en dos dimensiones [10, 12].

Los parámetros de la intercara que define el modelo de Hsueh [9] son el coeficiente de fricción entre la fibra y la matriz, $\mu$, la tensión de despegue, $\sigma_D$, y dos componentes de la tensión residual en la fibra debida a efectos termomecánicos entre fibra y matriz durante la fabricación del material compuesto: la tensión residual radial, $\sigma_c$, y la tensión residual axial, $\sigma_z$. En [12] se detallan los parámetros del material utilizados para el ajuste de los resultados experimentales.

## 3. RESULTADOS

Las Figs. 1, 2 y 3 muestran tres curvas típicas tensión aplicada frente a desplazamiento de la punta obtenidas en ensayos de empuje de fibras realizados sobre la muestra sin tratamientos térmicos, y sobre las muestras tratadas a 375°C y 700°C durante 100 horas en aire. Las curvas se representan con ejes en la misma escala para poner de manifiesto los diferentes comportamientos observados.

En la muestra sin tratamiento térmico (Fig. 1) se observa que el proceso de despegue entre fibra y matriz se produce de forma gradual. El aspecto de la curva cambia drásticamente en la muestra tratada a 375°C (Fig. 2), en la cual se puede observar que el despegue entre fibra y matriz es un fenómeno brusco seguido de un aumento de pendiente de la curva. El despegue se produce además a una tensión sensiblemente superior. Las curvas obtenidas para las muestras tratadas a 450°C y 525°C presentan este mismo aspecto, si bien en esta última el aumento de la pendiente tras el despegue es mayor, así como el coeficiente de fricción de la intercara (Tabla 1).

En un trabajo anterior [12] se estudió la relación entre las propiedades mecánicas de la intercara y el comportamiento a tracción a temperatura ambiente del SiC/SiC tejido en dos dimensiones. Se observaron dos comportamientos en las curvas carga frente a desplazamiento de la punta de los ensayos de empuje de fibras. Todas las probetas excepto una presentaban un proceso de despegue de la fibra gradual, como el observado en la Fig. 1, salvo una que presentaba un despegue brusco y un incremento importante de la tensión de despegue, muy similar al observado en la Fig. 2. Cabe señalar que la muestra con menor resistencia y menor deformación a fractura fue la que presentaba un comportamiento en los ensayos de empuje de fibras similar al obtenido para las muestras tratadas a 375°C, 450°C y 525°C.

La respuesta del material cambia de nuevo drásticamente para la muestra tratada a 700°C durante 100 horas en aire. En la Fig. 3 se observa cómo se vuelve a producir un despegue de forma gradual pero para tensiones mucho menores incluso que las obtenidas en la muestra sin tratamientos térmicos (Tabla 1).

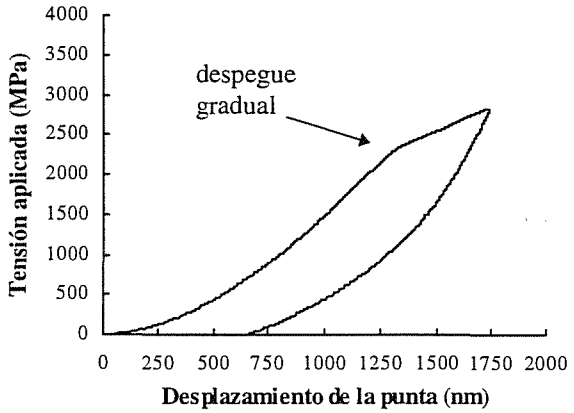



**Fig. 1**. Curva tensión aplicada frente a desplazamiento de la punta obtenida en un ensayo de empuje de fibras en la muestra sin tratamiento térmico.

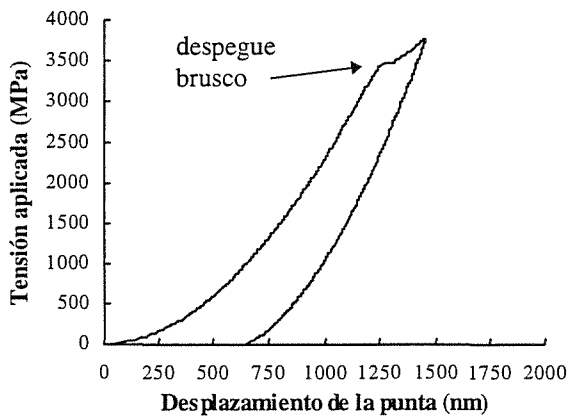



**Fig. 2**. Curva tensión aplicada frente a desplazamiento de la punta obtenida en un ensayo de empuje de fibras en la muestra tratada a 375°C durante 100 horas.

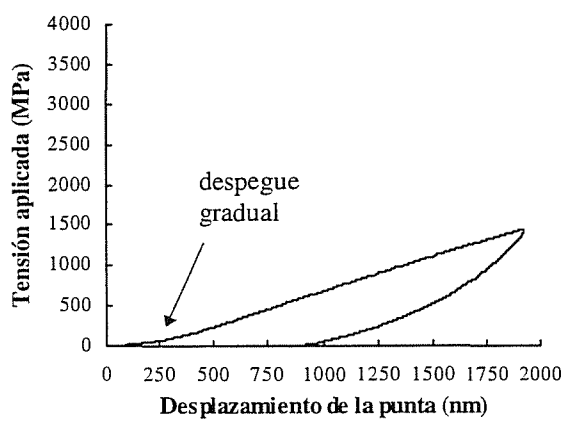



**Fig. 3**. Curva tensión aplicada frente a desplazamiento de la punta obtenida en un ensayo de empuje de fibras en la muestra tratada a 700°C durante 100 horas.

**Tabla 1**. Propiedades mecánicas de la intercara entre fibra y matriz calculadas con el modelo de Hsueh [9] para 5 muestras sometidas a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a distintas temperaturas (valor medio de un mínimo de 10 ensayos con el intervalo de confianza del 95%).

| Temp. °C | $\mu$ | $\sigma_D$ (MPa) | $\sigma_c$ (MPa) | $\sigma_z$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| **T.A.** | 0.4984 ± 0.0437 | 1758 ± 58 | -21.4 ± 21.4 | -33.2 ± 12 |
| **375 °C** | 0.4434 ± 0.217 | 3149 ± 355 | -15.9 ± 17.6 | -24.7 ± 27 |
| **450 °C** | 0.4128 ± 0.32 | 2678 ± 1672 | -14.4 ± 35 | -22.3 ± 55 |
| **525 °C** | 0.7004 ± 0.269 | 3055 ± 458 | -38.8 ± 73 | -59.1 ± 114 |
| **700 °C** | 0.4997 ± 0.167 | 647 ± 86.9 | -6.6 ± 4.67 | -10.3 ± 7 |

**Tabla 2**. Propiedades mecánicas de la intercara entre fibra y matriz calculadas con el modelo de Hsueh [9] para la muestra sometida a un tratamiento térmico de 4 horas en aire a 1000 °C [10] (valor medio de 3 ensayos con el intervalo de confianza del 95%).

| $\mu$ | $\sigma_D$ (MPa) | $\sigma_c$ (MPa) | $\sigma_z$ (MPa) |
|---|---|---|---|
| 0.0912 ± 0.07 | 187 ± 68 | -29 ± 11 | -46 ± 17 |

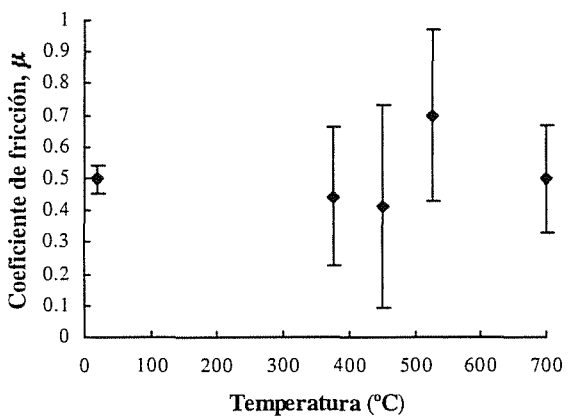



**Fig. 4**. Evolución del coeficiente de fricción entre fibra y matriz calculado según el modelo de Hsueh [9] con la temperatura del tratamiento térmico.

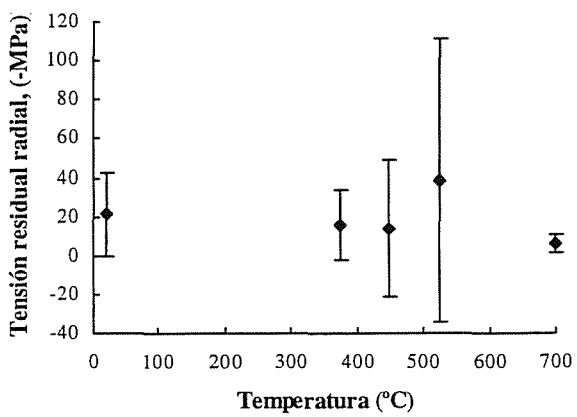



**Fig. 6**. Evolución de la tensión residual radial en la fibra calculada según el modelo de Hsueh [9] con la temperatura del tratamiento térmico.

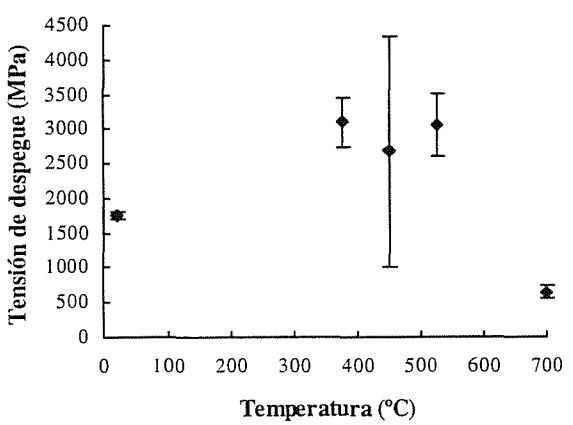



**Fig. 5**. Evolución de la tensión de despegue entre fibra y matriz calculada según el modelo de Hsueh [9] con la temperatura del tratamiento térmico.

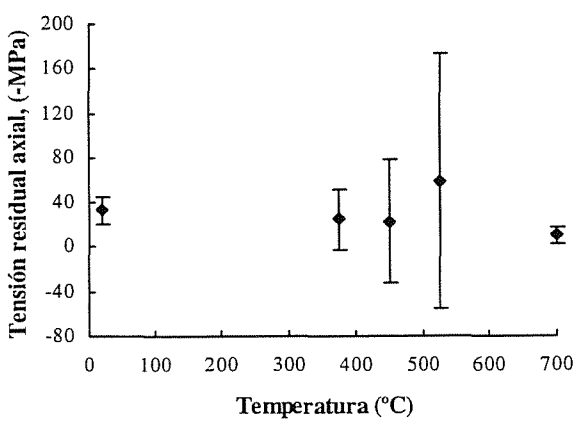



**Fig. 7**. Evolución de la tensión residual axial en la fibra calculada según el modelo de Hsueh [9] con la temperatura del tratamiento térmico.

Los valores de las propiedades de la intercara se muestran en la Tabla 1, y su variación respecto de la temperatura del tratamiento térmico se observa en las Figs. 4, 5, 6 y 7. La propiedad que presenta una mayor variación es la tensión de despegue. Casi dobla su valor respecto a la muestra sin tratamiento térmico para las muestras tratadas a 375°C, 450°C y 525°C, y disminuye hasta un valor inferior a la mitad del inicial para la muestra tratada a 700°C. Sin embargo el coeficiente de fricción de la intercara no presenta variaciones apreciables excepto para la muestra tratada a 525 °C, para la cual presenta un ligero aumento.

Los valores de las tensiones residuales axiales y radiales presentan una gran dispersión, debida probablemente a la gran porosidad característica del material estudiado.

En el SiC/C/SiC tejido en dos dimensiones la oxidación comienza por la desaparición del C de la intercara empezando por los extremos de la probeta [7], de modo que aparece un poro anular asociado a una pérdida de masa. De esta forma se ponen en contacto la fibra y la matriz con el $O_2$ formándose $SiO_2$ para temperaturas por encima de los 700°C aproximadamente. Cuanto mayor es la temperatura mas rápidamente se forma el $SiO_2$ llegándose a taponar la entrada de $O_2$. Según este estudio [7] únicamente la muestra tratada a 700 °C podría presentar $SiO_2$ en la intercara, mientras que las otras sólo podrían ver modificada la cantidad de C de su intercara.

En [10] aparecen resultados de ensayos de empuje de fibras realizados en una muestra de SiC/C/SiC tejido en dos dimensiones sometida a un tratamiento térmico de 4 horas en aire a 1000 °C. Según [7] en este caso habría desaparecido prácticamente todo el C de la intercara. La curva carga aplicada frente a desplazamiento de la punta presentaba un aspecto escalonado entre la tensión de despegue y la carga máxima que se repetía en los ciclos de carga pero no aparecía en los ciclos de descarga. En la Tabla 2 aparecen las propiedades de la intercara calculadas con el modelo de Hsueh [9]. Se observa que tanto la tensión de despegue como el coeficiente de fricción de la intercara son mucho menores que los obtenidos en la muestra tratada a 700 °C durante 100 horas.

Estos resultados parecen indicar que la desaparición de la capa de C supone una disminución en primer lugar de la tensión de despegue, como consecuencia de la desaparición de la intercara, y en segundo lugar del coeficiente de fricción. Sin embargo sería necesario analizar la intercara mediante microscopía Auger de barrido o TEM para confirmar estos resultados y explicar el aumento de la tensión de despegue en las muestras tratadas a 375 °C, 450 °C y 525 °C.

## 4. CONCLUSIONES

Se han observado modificaciones en las propiedades mecánicas de la intercara del SiC/C/SiC tejido en dos dimensiones tras haber sido sometido a tratamientos térmicos de 100 horas en aire a temperaturas entre 375 °C y 700 °C. Cabe señalar un aumento drástico de la tensión de despegue, incluso para la muestra tratada a 375 °C, seguido de una importante caída para la muestra tratada a 700 °C. Es necesario realizar un análisis de las modificaciones en la composición de la intercara para determinar los fenómenos que han provocado estos cambios en las propiedades mecánicas de la intercara.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido realizado en el marco del proyecto Brite-EuRam BE-5462, financiado por la Comunidad Europea, liderado por Rolls-Royce plc (UK) y en colaboración con SNECMA (Francia) y SEP (Francia). El equipo fue adquirido gracias a las subvenciones de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y de la Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco. M.R.E., A.M.D. e I.P. agradecen las becas recibidas, respectivamente, al Ministerio de Educación y Ciencia, a la Comisión de la Comunidad Europea Dirección General XII para Ciencia, Investigación y Desarrollo y al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco.

## 6. REFERENCIAS

[1] Pluvinage, P., Parvizi-Majidi, A. y Chou, T.W. (1993), "High temperature behavior of 2D-woven and 3D braided SiC/SiC composites", in High Temperature Ceramic Matrix Composites, Edts. Naslain, R., Lamon, J. y Doumeingts, D., Proc. 6th European Conference on Composite Materials, EACM, pp. 675-683.

[2] Lowden, R.A. y Stinton, D.P. (1988), "Interface modification in Nicalon®/SiC composites", Ceram. Eng. Sci. Proc., 9, pp. 705-772.

[3] Lowden, R.A., More, K.L., Schwarz, O.J. y Vaughn, N.L. (1993), "Improved fiber-matrix interlayers for Nicalon/SiC composites", in High Temperature Ceramic Matrix Composites, Edts. Naslain, R., Lamon, J. y Doumeingts, D., Proc. 6th European Conference on Composite Materials, EACM, pp. 345-352.

[4] Labrugère, C., Guette, A. y Naslain, R. (1993), "Comportement mécanique et évolution microstructurale de composites 2D-SiC (ex-PCS)/C/SiC(CVI) vieillis thermiquement", Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites

céramique-céramique à fibres, Edts. Chermant, J.L. y Fantozzi, G., Hermès, París, pp. 91-111.

[5] Guillaumat, L. y Lamon, J. (1993), "Multi-fissuration de composites SiC/SiC", Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, Edts. Chermant, J.L. y Fantozzi, G., Hermès, París, 159-171.

[6] Passilly, B., Sudre, O. y Parlier, M. (1993), "Caractérisation mécanique des interfaces dans des composites céramique-céramique", Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, Edts. Chermant, J.L. y Fantozzi, G., Hermès, París, pp. 253-265.

[7] Dambrine, B. y Gauthier, G. (1993), "Rôle de l'oxydation sur le comportement en fatigue d'un composite SiC/SiC", Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, Edts. Chermant, J.L. y Fantozzi, G., Hermès, París, pp. 207-223.

[8] Daniel, A.M., Martín-Meizoso, A., Plucknett, K.P. y Braski, D.N. (1996), "Interface modification during oxidation of a glass-ceramic matrix/SiC fibre composite", Ceram. Eng. Sci. Proc., Vol. 17, N° 4, pp. 280-287.

[9] Hsueh, C.H. (1993), "Evaluation of interfacial properties of fiber-reinforced ceramic composites using a mechanical properties microprobe", J. Am. Ceram. Soc., Vol. 76, N° 12, pp. 3041-50.

[10] Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Daniel, A.M., Martínez-Esnaola, J.M., Puente I. y Martín, A. (1996), "Interfacial characterisation of 2D woven SiC/SiC and cross-ply 0°/90° CAS/SiC composites", Composites, Vol. 27A, pp. 787-792.

[11] Marshall, D.B. and Oliver, W.C. (1987), "Measurements of interfacial mechanical properties in fiber-reinforced ceramic composites", J. Am. Ceram. Soc., Vol. 70, N° 8, pp. 542-548.

[12] Elizalde, M.R., Daniel, A.M. y Martínez-Esnaola, J.M. (1997), "SiC/SiC interface characterisation using nanoindentation techniques", International Conference on Ceramic and Metal Matrix Composites, CMMC 96, 9-12 September 1996, San Sebastián, Spain, M. Fuentes, J.M. Martínez-Esnaola y A.M. Daniel (Eds), Trans Tech Publications, Key Engineering Materials, Vols. 127-131, pp. 609-616.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARGA DE ROTURA DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ CERÁMICA TEJIDO EN DOS DIRECCIONES

**J.M. Martínez Esnaola, A. Martín Meizoso, A.M. Daniel, M.R. Elizalde, I. Puente y M. Fuentes**

**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT),**
**Paseo de Manuel Lardizábal 15, 20009 San Sebastián**
**y**
**Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra,**
**Apartado 1674, 20080 San Sebastián**

**Resumen.** Se modeliza la fractura de un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC reforzado con fibras largas de Nicalon (β-SiC) tejido en dos direcciones. En los materiales compuestos de matriz cerámica, la matriz se agrieta antes de que comiencen a romperse las fibras. El fallo de las fibras decide, en consecuencia, la carga de rotura. Se consideran tres niveles de aproximación al problema. En el primero, los haces de fibras orientados en la dirección de carga se consideran rectos, y se desprecian los haces de fibras perpendiculares. En una segunda aproximación, se considera el efecto de la ondulación de la fibra longitudinal, lo que introduce cargas de flexión. La tercera aproximación incorpora la concentración de tensiones originada en la intersección entre los haces longitudinales y transversales del tejido. El modelo y los experimentos confirman que esta concentración de tensiones que aparece en la intersección entre ambos tipos de haces decide críticamente la carga de rotura de la probeta.

**Abstract.** A model is presented that describes the tensile fracture of a 2D woven ceramic matrix composite (SiC/SiC) reinforced with Nicalon continuous fibres (β-SiC). In these materials, matrix cracking occurs prior to failure of the reinforcement and, consequently, the material integrity is determined by fibre failure. Three approaches to the problem are discussed. First, the longitudinal yarns oriented in the loading direction are considered straight, neglecting the influence of the transverse yarns. In the second approach, the bending loads due to undulation of the longitudinal yarns are also considered. Finally, the third approach incorporates the stress concentration induced at the connections between longitudinal and transverse yarns. The model predictions and the experiments confirm that this stress concentration effect is critical to the rupture stress of the specimen.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras continuas (CMCs) están siendo muy estudiados durante los últimos años por sus atractivas propiedades para aplicaciones estructurales a temperaturas elevadas. Las matrices cerámicas son frágiles, pero la incorporación de las fibras proporciona una serie de mecanismos de absorción de energía que contribuyen a una notable mejora de la tenacidad del compuesto a través de la interacción matriz-intercara-fibra.

El comportamiento típico a tracción de estos materiales se caracteriza por la aparición de grietas en la matriz a niveles de carga para los que las fibras –más resistentes que la matriz– están aún intactas [1]. Tras el agrietamiento de la matriz, son las fibras y la intercara las que deciden el comportamiento del material y la naturaleza del fallo final del componente.

En trabajos anteriores [2-4], los autores han presentado un micro-meso modelo probabilístico que, partiendo de las propiedades de las fibras, la matriz y la intercara, predice el comportamiento a tracción y el fallo de un haz de fibras embebido en una matriz. Este tipo de modelos tiene la ventaja, frente a un modelo macroscópico de comportamiento, de ser capaz de estimar los cambios que se observarían en la respuesta global del material como consecuencia de modificaciones en los parámetros microestructurales de los constituyentes.

En este artículo, se extiende el trabajo anterior, para modelizar la fractura de un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC reforzado con fibras largas de Nicalon (β-SiC) tejido en dos direcciones, tomando como punto de partida la resistencia a tracción de los haces rectos unidireccionales. Se consideran distintos niveles de aproximación al problema. En el primero, los haces de fibras orientados en la dirección de carga se consideran rectos y sometidos a cargas de tracción;

en el segundo nivel, se introducen los efectos de flexión originados por la ondulación de los haces en el tejido; y, finalmente, la tercera aproximación incorpora la concentración de tensiones originada en la intersección entre los haces longitudinales y transversales del tejido. Los resultados muestran que esta concentración de tensiones es crítica para la carga de rotura de la probeta.

## 2. MODELO DE FRACTURA DE UN MATERIAL TEJIDO 2D

Se considera una capa de material tejido en dos direcciones con haces de fibras longitudinales y transversales de sección elíptica –SiC/SiC, fabricado por SEP (Francia)–. El primer problema que se plantea en este análisis es la definición de la resistencia de los haces, ya que la información disponible en la bibliografía se refiere a haces sometidos a tracción pura. Sin embargo, en el material tejido, los haces están sometidos a cargas combinadas de tracción y flexión como consecuencia de la ondulación.

### 2.1. Tensión uniforme en los haces

La hipótesis más simple sobre la distribución de tensiones en los haces longitudinales consiste en considerarlos rectos y despreciar el efecto de los haces transversales. La tensión normal en el haz viene entonces dada por su valor nominal $\sigma_n$

$$\sigma = \sigma_n = \frac{P}{\pi ab} \tag{1}$$

donde $P$ es la carga remota en el haz, y $a$ y $b$ son los semiejes de la sección transversal elíptica del haz.

### 2.2. Influencia de la flexión

El primer refinamiento en el cálculo de las tensiones consiste en incluir los efectos de flexión inducidos por la ondulación de los haces longitudinales en el tejido. La Figura 1 representa esquemáticamente el modelo bidimensional de la capa tejida.

Suponiendo que el plano neutro del haz longitudinal tiene forma senoidal, y aplicando la teoría de viga simple a la porción del haz longitudinal comprendida entre dos haces transversales consecutivos, la distribución de tensiones normales se puede escribir como

$$\sigma = \sigma_n\left(1+\frac{4y}{b}\operatorname{sen}\frac{\pi x}{L}\right) \tag{2}$$

donde $x$ es la coordenada axial, $y$ es la altura medida sobre el plano neutro y $L$ es la semilongitud de onda del haz.

Las tensiones en las secciones del haz en contacto con los haces transversales se han estimado también aplicando la teoría de viga simple. En el caso del material SiC/SiC que aquí se presenta, se ha encontrado que una tensión uniforme de valor $\sigma_n/2$ es una aproximación suficiente para esta zona [5].

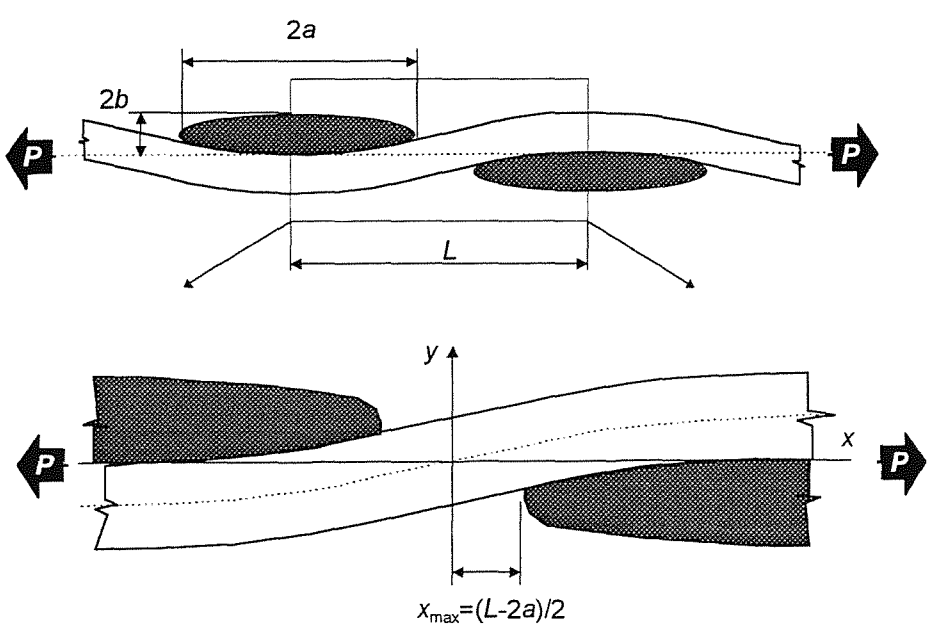



**Fig. 1.** Modelo simplificado de los haces de fibras longitudinales de una capa de material tejido SiC/SiC.

2.3. Efecto de las concentraciones de tensiones

El siguiente refinamiento de la distribución de tensiones consiste en considerar las concentraciones de tensiones que aparecen en las zonas de unión entre los haces longitudinales y transversales, como consecuencia del cambio brusco en la sección transversal (véase la Figura 1).

Sean $k_1$ y $k_2$ los factores de concentración de tensiones en tracción y flexión, respectivamente, para la geometría particular de la Figura 1. Utilizando estos factores en la ecuación (2), la tensión axial en el punto de unión entre los haces longitudinales y transversales ($y = b$, $x = x_{max}$) viene dada por

$$\sigma = \sigma_n \left[ k_1 + 4k_2 \operatorname{sen} \frac{\pi(L-2a)}{2L} \right] \qquad (3)$$

Para obtener una estimación sencilla de la distribución de tensiones alrededor de la concentración, se ha considerado la analogía con el caso límite de una entalla aguda bidimensional. En este caso, los campos asintóticos sobre un plano radial con origen en la punta de la entalla son conocidos y tienen la forma $B/r^{\gamma}$, donde $r$ es la distancia al origen de la entalla, $B$ es un factor de intensidad de tensiones generalizado que depende de la geometría y las condiciones de carga, y $\gamma$ define el tipo de singularidad. Si se supone un ángulo promedio de la entalla de 270°, se tiene $\gamma$ = 0.4555 (ver, por ejemplo, [6]).

El campo real de tensiones en las proximidades del vértice redondeado se ha estimado, en primera aproximación, a través de la solución $B/r^{\gamma}$ para una entalla aguda (véase la Figura 2). El valor de $B$ se ha determinado imponiendo la condición de que el campo asintótico coincida con la concentración de tensiones conocida (3) a una distancia característica del vértice de la entalla. Para ello, se han utilizado los resultados conocidos para la comparación entre una grieta afilada y una grieta con enromamiento [7,8], y se ha elegido una distancia característica $r_1/4$, donde $r_1$ es el radio de la entalla. Esta solución puede considerarse aceptable en un determinado rango de distancias $r_1 \le r \le r_2$, donde $r_2$ se ha definido como aquella distancia a la que la solución asintótica de tensiones coincide con el campo remoto dado por la ecuación (2).

Es importante destacar que este análisis sólo proporciona una primera aproximación para la concentración de tensiones en la sección transversal del haz longitudinal. Sería deseable refinar el análisis para estimar tanto la extensión angular de la zona con concentración de tensiones como la variación angular de las tensiones en esa zona. El modelo que aquí se presenta, en su fase actual de desarrollo, prescinde de la variación de las tensiones con el ángulo, y el ángulo $\alpha$ que abarca la región de concentración de tensiones permanece, por el momento, como un parámetro de ajuste.

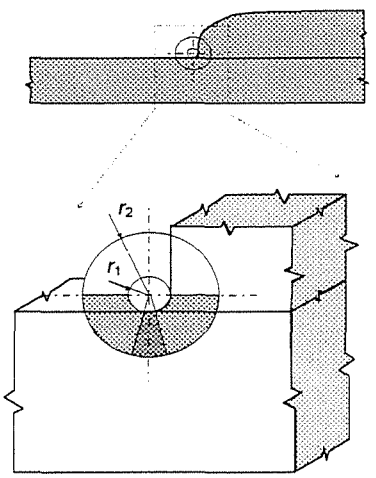



**Fig. 2.** Esquema de la geometría considerada para el análisis de la concentración de tensiones en las intersecciones entre los haces longitudinales y transversales.

2.4. Modelo de fractura del material tejido

Los datos disponibles en la bibliografía [9] indican que las tensiones de rotura de los haces de fibras rectos sometidos a tracción uniforme obedecen a una distribución de Weibull de la forma

$$F = 1 - \exp\left[ -\frac{S}{S_0} \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \qquad (4)$$

donde $F$ es la probabilidad de fallo del haz sometido a una tensión uniforme $\sigma$. $S$ y $S_0$ son el tamaño del haz y el tamaño de referencia, respectivamente; y $\sigma_0$ y $m$ son los parámetros de la distribución.

En el caso que nos ocupa, el campo de tensiones no es uniforme sino que sigue una cierta distribución $\sigma(x,y)$ sobre la sección longitudinal del haz $S_0$ en este modelo bidimensional. La probabilidad de fallo de un haz puede calcularse entonces mediante la expresión

$$F = 1 - \exp\left( -\frac{1}{S_0 \sigma_0^m} \int_{S_0} \langle \sigma(x,y) \rangle^m \, ds \right) \qquad (5)$$

donde

$$\langle\sigma\rangle = \begin{cases} 0, & \text{si } \sigma \le 0 \\ \sigma, & \text{si } \sigma > 0 \end{cases} \quad (6)$$

La integral de la ecuación (5) es relativamente complicada, pero puede resolverse analíticamente para la distribución $\sigma(x,y)$ definida en los apartados anteriores. El resultado se puede escribir de la forma

$$F = 1 - \exp\left[ -\frac{Q}{S_0}\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_0}\right)^m \right] \quad (7)$$

donde $\sigma_n$ es la tensión nominal en el haz definida por la ecuación (1) y $Q$ es el factor resultante de la anterior integral que representa la influencia del campo no uniforme de tensiones. Los detalles del cálculo de $Q$ y su expresión analítica se pueden encontrar en la referencia [5].

La ecuación (7) se utiliza, junto con un método de transformación [10] para generar una población de $N$ haces de la capa de material tejido con resistencias nominales $\sigma_i$

$$\sigma_i = \sigma_0 \left[ -\frac{S_0}{Q} \ln(1 - F_i) \right]^{\frac{1}{m}}, \; i = 1,2,\ldots,N \quad (8)$$

donde $N$ es el número de haces longitudinales en la capa, y los valores de las probabilidades acumuladas $F_i$ se eligen aleatoriamente entre 0 y 1.

Si se desprecia la contribución de los haces transversales, la resistencia de la capa viene definida por el fallo sucesivo de los $N$ haces longitudinales. Por comodidad, las resistencias de los haces generadas mediante la ecuación (8) se suponen ordenadas de menor a mayor, es decir, $\sigma_1 \le \sigma_2 \le \ldots \le \sigma_N$. Consideremos ahora la situación en la que los $k$ haces más débiles han fallado. Si se supone una transferencia de carga global entre los haces intactos, la carga máxima que puede soportar la capa antes de que se produzca el fallo del $(k+1)$-ésimo haz es

$$P_k = A\,\sigma_{k+1}(N - k) \quad (9)$$

donde $A = \pi ab$ es el área transversal del haz. Por tanto, la carga de rotura de la capa vendrá dada por el máximo de los valores $P_k$ de la ecuación (9), para $k$ = 0,1,..., $N$-1.

## 3. RESULTADOS

El modelo se ha aplicado a un material compuesto tejido en dos direcciones, SiC/SiC, fabricado por SEP (Francia). En la Tabla 1 se resumen los parámetros necesarios para la descripción del modelo, que han sido obtenidos de la bibliografía [9] y como resultado de trabajos anteriores de los autores [5].

La Figura 3 muestra la distribución de cargas de rotura predicha por el modelo utilizando los resultados de 1000 simulaciones. Se presentan las predicciones obtenidas con los tres niveles de aproximación al campo de tensiones en los haces longitudinales: (i) tensión uniforme $\sigma_n$; (ii) componentes uniforme y de flexión; y (iii) componentes uniforme y de flexión más el efecto de la concentración de tensiones para un ángulo $\alpha$ = 20°. Se muestran también en la figura las medidas experimentales obtenidas para el mismo material por Munier et al. [12].

Los resultados indican claramente la influencia de la concentración de tensiones que se produce en la intersección entre los haces longitudinales y transversales. Puede observarse que el despreciar la influencia de las concentraciones de tensiones conduce a sobrestimar la carga de rotura en un 15-20%. Las observaciones experimentales sobre materiales tejidos confirman la importancia de este efecto y ponen de manifiesto que la mayoría de las grietas se inician en estas zonas de concentración de tensiones [13,14].

## 4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo que describe la distribución de la carga de rotura de una capa de material compuesto de matriz cerámica tejido en dos direcciones. Las predicciones del modelo muestran una buena concordancia con los resultados experimentales. El modelo pone claramente de manifiesto el efecto nocivo de las concentraciones de tensiones en las zonas próximas a las intersecciones entre los haces de fibras longitudinales y transversales.

**Tabla 1.** Parámetros para el modelo de fractura de capas tejidas 2D de SiC/SiC.

| $N$ | $a$ (μm) | $b$ (μm) | $L$ (mm) | $r_1$ (=$b$/10) (μm) | $\sigma_0$ (MPa) | $m$ | $S_0$ (mm$^2$) | $k_1$ [11] | $k_2$ [11] | $B/\sigma_n$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 12 | 613 | 91.3 | 1.55 | 9.13 | 475.3 | 6.7 | 9.13 | 3.54 | 2.39 | 0.8624 |

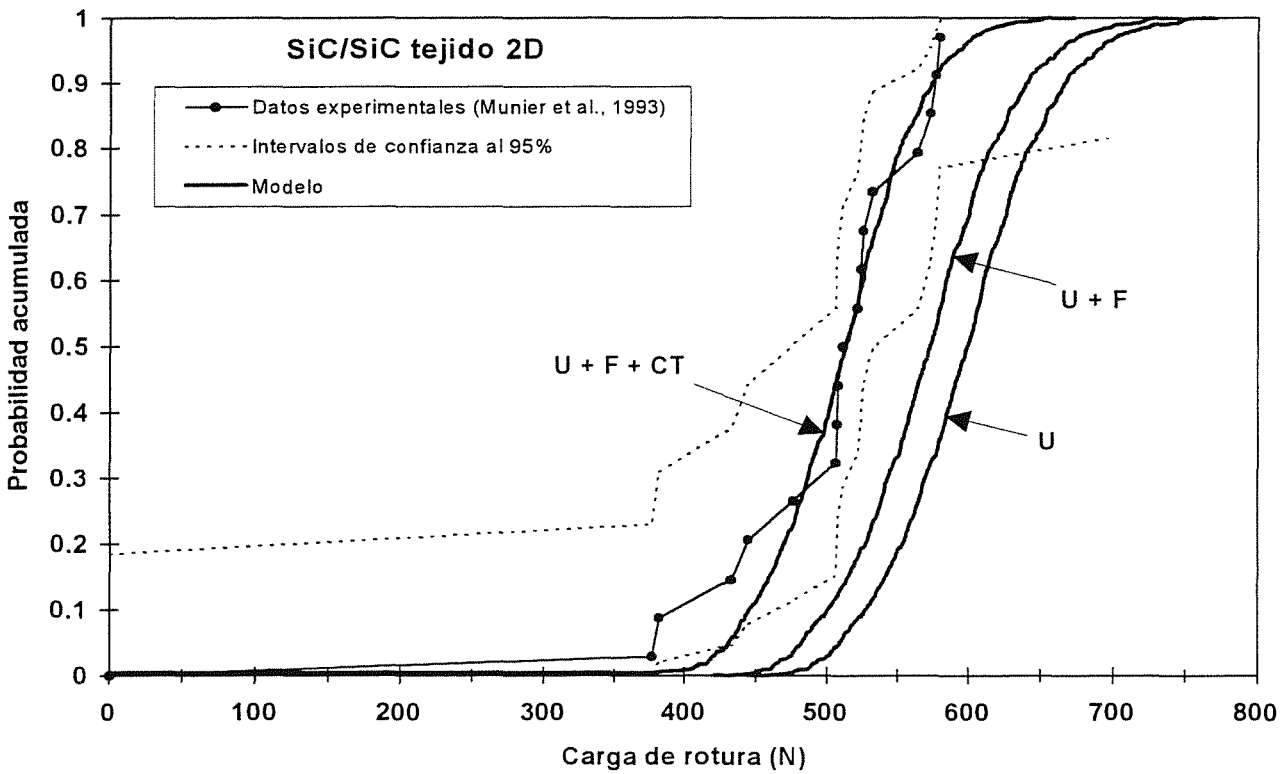



**Fig. 3.** Resultados experimentales [12] y predicciones del modelo para la carga de rotura de una capa de material tejido SiC/SiC. U: tensión uniforme; U+F: componentes uniforme y de flexión; U+F+CT: componentes uniforme y de flexión más concentración de tensiones.

## AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el marco del proyecto BRITE-EURAM BE-5462 con financiación de la Comisión Europea, liderado por Rolls-Royce plc (Reino Unido) y en colaboración con SNECMA, SEP, ONERA, LMCTS (Francia) y LGAI (Barcelona). El CEIT agradece también la financiación recibida por Rolls-Royce plc, SNECMA y SEP.

Se agradece asimismo la financiación de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y de la Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco para la adquisición de parte del equipo utilizado en este trabajo.

A.M.D., M.R.E. e I.P. quieren agradecer a la Comisión de la Unión Europea, Dirección General XII para la Ciencia, Investigación y Desarrollo, al Ministerio de Educación y Ciencia, y al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, respectivamente, las becas recibidas.

## REFERENCIAS

[1] Aveston, J., Cooper, G.A. y Kelly, A., "The properties of fibre composites", Proc. Conference on the Properties of Fibre Composites, National Physical Laboratory, Teddington, UK, Paper 2, IPC Science and Technology Press Ltd., Guilford, UK, 15-26 (1971).

[2] Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M., Daniel, A.M., Sánchez, J.M., Puente, I. y Elizalde, M.R., "Load transfer in ceramic matrix composites", International Journal of Fracture, **76**, R55-R60 (1996).

[3] Martínez-Esnaola, J.M., Martín-Meizoso, A., Daniel, A.M., Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Puente, I. y Fuentes, M., "Localised stress redistribution after fibre fracture in brittle matrix composites", Composites Part A (1997), en prensa.

[4] Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M., Sánchez, J.M., Puente, I., Elizalde, M.R., Daniel, A.M. y Fuentes, M., "Modelling the tensile fracture behaviour of the reinforcing fibre yarns in ceramic matrix composites", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures (1997), acepatdo para su publicación.

[5] Elizalde, M.R., Gil-Sevillano, J., Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M. y Sánchez, J.M., BRITE-EURAM Project BE-5462, Report MAT1205.T15, CEIT (1996).

[6] Atkinson, C., Bastero, J.M. y Martínez-Esnaola, J.M., "Stress analysis in sharp angular notches using auxiliary fields", Engineering Fracture Mechanics, **31**, 637-646 (1988).

[7] Creager, M. y Paris, P.C., "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking", International Journal of Fracture, **3**, 247-252 (1967).

[8] Martín-Meizoso, A. y Gil-Sevillano, J., "Revisión de efectos warm prestressing para un acero A533-B1", Revista de Metalurgia, **27**, 250-264 (1991).

[9] Munier, E., Renard, J. y Boussuge, M., "Finite element simulation of the mechanical behavior of monolayer bidirectional woven SiC/SiC composites", en High Temperature Ceramic Matrix Composites, Proc. HT-CMC1, R. Naslain, J. Lamon and D. Doumeingts (Eds.), Woodhead Publishing Ltd., Cambridge, 557-564 (1993).

[10] Press, W.H., Flannery, B.P., Teukolsky, S.A. y Vetterling, W.T., "Numerical Recipes", Cambridge University Press, New York (1986).

[11] Young, W.C., "Roark's Formulas for Stress & Strain", McGraw-Hill, New York (1989).

[12] Munier, E., Fréty, N. y Boussuge, M., "Comportement mécanique de torons SiC/SiC", en Microstructure, comportements thermomécha-niques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, Hermès, Paris (1993).

[13] Labrugere, C., Guette, A., Naslain, R., Guillaumat, L. y Lamon, J., "Etude des composites 2D SiC/SiC et SiC/MAS-L", Laboratoire des Composites Thermostructuraux, Pessac (1994).

[14] Guillaumat, L. y Lamon, J., "Multi-fissuration de composites SiC/SiC", en Microstructure, comportements thermoméchaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, Hermès, Paris (1993).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PROPIEDADES MECANICAS DE NANOCOMPUESTOS $Al_2O_3$-SiC

J. Pérez-Rigueiro*, J.Y. Pastor*, J. LLorca*, M. Elices*, J.S. Moya+, P. Miranzo# y M. Belmonte#

* Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. ETSI Caminos, Canales y Puertos. 28040. Madrid.
+ Instituto de Ciencia de Materiales de Madrid. CSIC. Cantoblanco. 28049. Madrid.
# Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC. Arganda del Rey. Madrid.

**Resumen**: En este artículo se analiza la influencia que, sobre las propiedades mecánicas de una matriz de alúmina, tiene la adición de nanopartículas de carburo de silicio en función de la fracción volumétrica (5% y 20 %) y del tamaño de las mismas (0.2 μm y 0.8 μm). La caracterización mecánica se ha realizado mediante ensayos de flexión en tres puntos en probetas con y sin entalla, determinándose el módulo de elasticidad, la resistencia a flexión y la tenacidad de fractura. Estas medidas se han complementado con las observaciones de la microestructura y de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido. Se concluye que la resistencia mecánica del nanocompuesto es superior a la de la alúmina mientras que la tenacidad de fractura y el módulo de elasticidad se reducen ligeramente.

**Abstract**: The influence of nanoparticle reinforcement on the mechanical properties of alumina-matrix nanocomposites was studied. Samples containing two volume fractions (5 % and 20 %) of nanoparticles with two different sizes (0.2 μm and 0.8 μm) were manufactured. The flexure strength and fracture toughness were determined through three point bending tests on notched and unnotched beams. The microstructural and fractographic analysis concluded that the mechanical properties of the nanocomposites change moderately compared with the properties of alumina. It was found that the mechanical strength increases, while the fracture toughness and elastic modulus decrease slightly.

## 1. INTRODUCCION

La necesidad de mejorar las propiedades mecánicas de los cerámicos está conduciendo al desarrollo de nuevos materiales. Actualmente se están estudiando las propiedades que ofrecen los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con nanopartículas cerámicas de tamaño < 1 μm. Los primeros estudios realizados con estos materiales indicaron una extraordinaria mejora de sus propiedades mecánicas (tenacidad de fractura y resistencia mecánica) respecto al material sin reforzar [1], si bien otros autores no han encontrado mejora apreciable en las propiedades mecánicas de los nanocompuestos comparados con el material monolítico [2]. La mayor parte de los autores coinciden en que la introducción de las nanopartículas en el material modifica sus propiedades mecánicas, si bien de una manera mucho más modesta que la indicada inicialmente. En particular, se encuentra una mejora de la resistencia mecánica en el nanocompuesto, manteniéndose la tenacidad de fractura prácticamente igual a la del material monolítico.

Uno de los nanocompuestos más frecuentes es el formado por una matriz de nitruro de silicio o alúmina reforzada con nanopartículas de carburo de silicio. En este trabajo se han estudiado las propiedades mecánicas de nanocompuestos con matriz alúmina reforzados con nanopartículas de carburo de silicio, modificándose de manera sistemática las proporciones y el tamaño del refuerzo para determinar la influencia del mismo en las propiedades mecánicas del compuesto. El objetivo último es la identificación del mecanismo por el que se mejora la resistencia mecánica del nanocompuesto respecto al material monolítico, analizándose para ello la evolución de las propiedades mecánicas observada en función de las características del refuerzo introducido.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la preparación de los nanocompuestos se partió de alúmina del 99.99 % de pureza y un tamaño medio de partícula de 0.4 μm (Condea-Alemania). Se utilizaron dos tipos diferentes de nanopartículas de SiC: partículas de 0.2 μm de diámetro y 99.9 % de pureza (UF 45, Lonza-Suiza) y partículas de 0.8 μm de diámetro y 99.9 % de pureza (Navarro S.A.-España).

Con estos precursores se prepararon cuatro tipos de nanocompuestos con los siguientes tamaños de nanopartícula y fracción volumétrica: 0.2 μm, 5 %; 0.2 μm, 20 %; 0.8 μm, 5 % y 0.8 μm, 20 %. Las mezclas homogéneas se prepararon en un molino de atrición en alcohol isopropílico usando bolas de alúmina, siendo posteriormente secadas en una estufa a 80 °C durante 24 horas. Los polvos se tamizaron por debajo de 60 μm, obteniéndose a partir de ellos discos de 50 mm de diámetro mediante prensado en caliente en un molde de grafito a 1700°C durante 30 minutos en atmósfera de nitrógeno con una presión de 50 MPa.

Como control se utilizó alúmina monolítica. La alúmina preparada en las mismas condiciones que los nanocompuestos mostró unas propiedades mecánicas

muy pobres y una microestructura muy texturada. En consecuencia, se procesaron otras dos alúminas con microestructuras diferentes. La alúmina A se preparó mediante prensado isostático en frío a 200 MPa y posterior sinterización sin presión a 1550°C durante 1.5 horas. La alúmina B se preparó mediante prensado isostático en frío a 200 MPa y posterior sinterización a 1650°C durante 1.5 horas.

A partir de los discos se mecanizaron barras de sección rectangular con unas dimensiones nominales de 44x4x3 mm y 22x4x3 mm. Las probetas se pulieron utilizando secuencialmente paños de diamante de 40 μm, 9 μm y 3 μm y se ensayaron en flexión en tres puntos con una luz entre apoyos de 40 mm. La tenacidad de fractura se obtuvo mediante ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas entalladas. La entalla se introdujo mediante una cuchilla impregnada de pasta de diamante de 1 μm, obteniéndose radios de fondo de entalla de unos 5 μm. La tenacidad de fractura se obtuvo a partir de la expresión desarrollada por Pastor et al [3], válida para cualquier relación luz-canto y entalla-canto. Las probetas fueron ensayadas en máquinas universales de ensayos Instron 8501 e Instron 4505. El módulo de elasticidad se midió a partir de la pendiente inicial de la curva carga-flecha en los ensayos de flexión.

En el estudio microestructural se utilizaron trozos de probetas pulidas, sometiéndose a un tratamiento térmico a 1325 °C durante 5 minutos para revelar su estructura de granos. El tamaño de grano se obtuvo a partir del método de intercepción lineal. El análisis fractográfico se realizó sobre las superficies de fractura de las probetas previamente ensayadas.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

**Microestructura.**

En la Tabla 1 se muestran las densidades de los diferentes materiales medidas mediante el método de Arquímedes. Se comprueba como en todos los casos la densidad no está influida por el tamaño de las nanopartículas, siendo siempre de un 99 % de su valor teórico (la densidad teórica de los nanocompuestos se obtiene de las densidades teóricas de la alúmina y del carburo de silicio a partir de la regla de las mezclas). Por otro lado, se observa una ligera disminución del módulo de elasticidad en los nanocompuestos, si bien no se aprecia una tendencia clara del módulo de elasticidad en función de la fracción volumétrica o del tamaño de las partículas.

**Tabla 1.** Parámetros característicos de los materiales utilizados (A y B corresponden a las alúminas control).

| | | A | B | 0.8 μm 5% | 0.8 μm 20% | 0.2 μm 5% | 0.2 μm 20 % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| densidad | ($g/cm^3$) | 4.02 | 3.98 | 3.91 | 3.74 | 3.91 | 3.70 |
| tamaño de grano | (μm) | 4.6 | 2.3 | 2.6 | 1.8 | 3.5 | 0.6 |
| módulo de elasticidad | (GPa) | 357±16 | 333±11 | 310±25 | 358±10 | 289±4 | 317±32 |
| resistencia mecánica | (MPa) | 409±21 | 390±20 | 492±60 | 473±22 | 396±19 | 436±29 |
| tenacidad de fractura | ($MPam^{1/2}$) | 4.0±0.3 | 3.8 | 3.6±0.2 | 3.1±0.1 | 2.5±0.2 | 3.36±0.04 |

La presencia de las nanopartículas ejerce una gran influencia en el tamaño de grano de los nanocompuestos, observándose un refinamiento de la microestructura al aumentar la fracción volumétrica y disminuir el tamaño de las partículas. El efecto de las nanopartículas en el procesamiento del material ha sido puesto de manifiesto por Jang [4]. Las nanopartículas provocan un aumento de 200 °C en la temperatura necesaria para conseguir una densificación del material por encima del 99 % (1400 °C alúmina monolítica frente a 1600 °C para los nanocompuestos). Esta influencia se manifiesta en la necesidad de preparar las muestras de alúmina control en unas condiciones diferentes a las utilizadas para procesar los nanocompuestos, debido a que la alúmina preparada en estas condiciones exhibe una estructura muy texturada y unas propiedades mecánicas pobres. Se comprueba de los datos presentados en la tabla 1 que el mínimo tamaño de grano se consigue en el material con la mayor fracción volumétrica y menor tamaño de las partículas, de acuerdo con los datos presentados por Stearns et al [5].

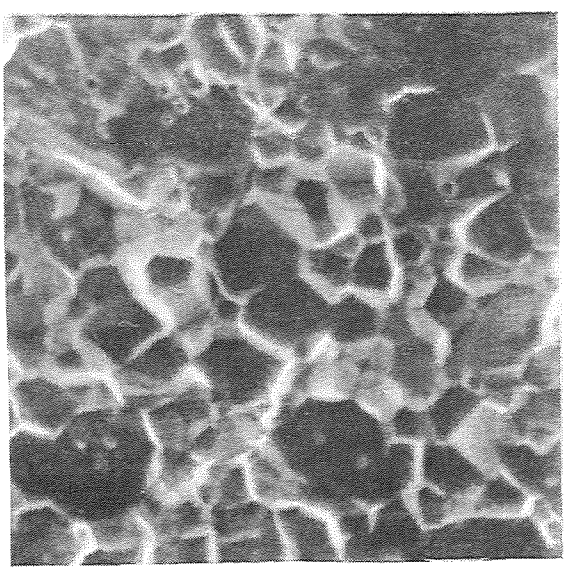
Por otra parte durante el estudio microestructural se comprobó que las probetas 0.2 μm 5 % presentaban la

fase hexaluminato cálcico como inclusión en los bordes de grano. La aparición de esta fase se debe a la contaminación durante el procesamiento del material y su presencia puede explicar la degradación de las propiedades mecánicas de estas probetas comparadas con los otros nanocompuestos.

**Propiedades Mecánicas.**

De los resultados expuestos en la Tabla 1 se observa cómo la resistencia mecánica de los nanocompuestos aumenta aproximadamente un 25 % respecto a la alúmina sin reforzar para tamaños de grano semejantes. La única excepción es el material 0.2 μm, 5 % que presenta una resistencia mecánica inferior a la de la alúmina sin reforzar. Como se ha indicado en el apartado anterior, este comportamiento se debe a la contaminación de estas muestras durante su preparación con la consiguiente aparición de impurezas en sus fronteras de grano.

**Figura 1.** Superficie de fractura de la alúmina A. (dimensiones 24 μm x 24 μm).



Por otro lado, la adición de las partículas conduce a una disminución de la tenacidad de fractura, en contradicción con el modelo propuesto por Levin et al [6], que predice un aumento de la tenacidd de fractura para fracciones volumétricas próximas al 5 %, debido a la aparición de tensiones de compresión en la interfaz matriz-nanopartícula que conducen a una desviación de la grieta. La adición de las nanopartículas también tiene importantes efectos en la superficie de fractura. Así, se pasa de un modo de fractura intergranular para la alúmina monolítica (figura 1), a un modo de fractura fundamentalmente transgranular para el nanocompuesto (figuras 2 y 3). En las figuras 2 y 3 se aprecia también el efecto que tiene la fracción volumétrica en la microestructura del material. El cambio del modo de fractura por adición de las nanopartículas ha sido indicado por Borsa et al [7], si bien este autor estudia únicamente nanocompuestos con una fracción volumétrica del 5 %.

**Figura 2.** Superficie de fractura del nanocompuesto 0.2 μm, 5 % (dimensiones 24 μm x 24 μm).

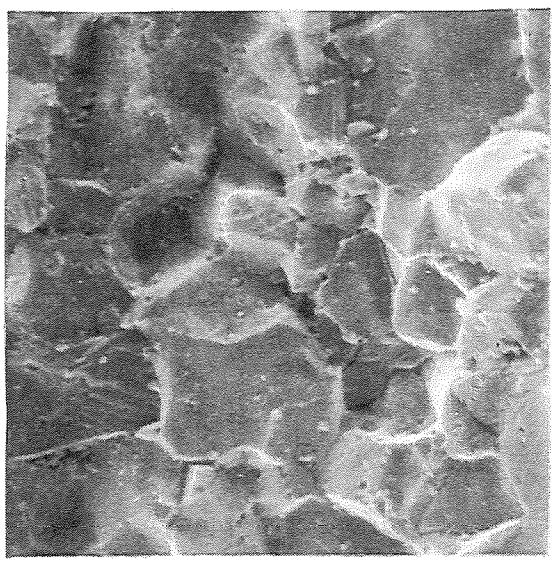
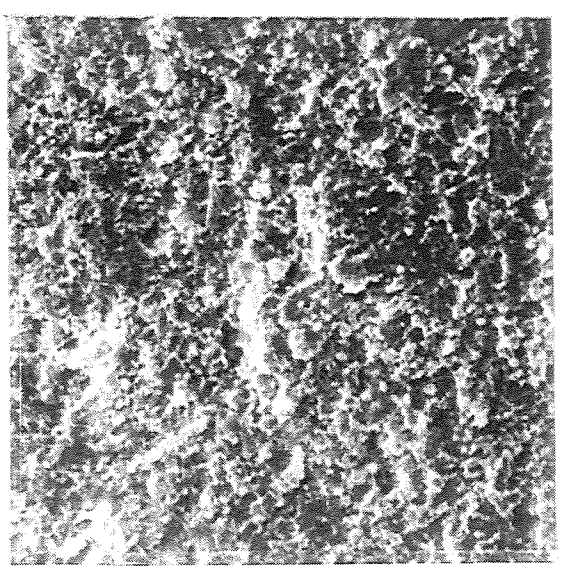


**Figura 3.** Superficie de fractura del nanocompuesto 0.2 μm, 20 % (dimensiones 24 μm x 24 μm).



El comportamiento indicado previamente, caracterizado por un aumento de la resistencia

mecánica del material pese a que la tenacidad de fractura se mantiene prácticamente constante o disminuye ligeramente, ha sido corroborado por otros autores para fracciones volumétricas del 5 % [8], habiéndose propuesto tres teorías que pretenden explicar este comportamiento. Niihara [1] atribuye la mejora de las propiedades mecánicas a la disminución del defecto crítico consecuencia del refinamiento de la microestructura obtenido al añadir las nanopartículas. Zhao [9] propone que la mejora de las propiedades mecánicas se produce por la capacidad que poseen las nanopartículas de mantener las tensiones de compresión generadas durante el pulido del material. Finalmente, Carroll [8] propone que el aumento de la resistencia mecánica se debe a una disminución del defecto crítico debido a los cambios que introducen las nanopartículas en el procesado del material.

De acuerdo con los datos experimentales mostrados aquí, ni la fracción volumétrica ni el tamaño de las nanopartículas ejercen una influencia significativa sobre las propiedades mecánicas. Consiguientemente, se ha analizado la posibilidad de que las propiedades mecánicas mejoren al disminuir el tamaño del defecto crítico producido durante su fabricación. Con este motivo se han observado las superficies de fractura de varias probetas sin entalla habiendo podido localizarse el defecto crítico en el 50 % de las probetas observadas.

Se ha supuesto que el defecto se podía asimilar a una grieta semielíptica, utilizándose para calcular la tenacidad de fractura la expresión:

$$K_{IC} = Y\frac{PL(\pi a)^{1/2}}{4DB^2} \quad (1)$$

donde Y es una factor geométrico que depende de la longitud de los semiejes de la elipse, P es la carga máxima a rotura, a es la profundidad de la grieta y L, D y B son las dimensiones de la probeta [10].

Los resultados de este análisis se muestran en la Tabla 2, en la que se puede comprobar que los valores de la tenacidad de fractura obtenidos asimilando al defecto crítico origen de la fractura a un defecto semielíptico son muy aproximados a los obtenidos mediante el ensayo de probetas entalladas. Si bien estos datos no permiten la obtención de una estadística fiable, refuerzan la idea de que el aumento de resistencia mecánica de los nanocompuestos se debe a una disminución del tamaño del defecto crítico que aparece, probablemente, durante la producción del material.

**Tabla 2.** Tenacidad de fractura obtenida a partir de ensayos de tres puntos de probetas no entalladas, suponiendo que el defecto crítico se puede asimilar a una fisura semielíptica.

| Probeta | anchura de grieta (μm) | profundidad de grieta (μm) | tenacidad de fractura ($MPam^{1/2}$) |
|---|---|---|---|
| Alúmina A | 70 | 25 | 4.4 |
| 0.8 μm 5% | 40 | 10 | 3.1 |
| 0.2 μm 20 % | 30 | 10 | 2.7 |

## 4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de la fracción volumétrica y del tamaño del refuerzo en la microestructura y propiedades mecánicas de los nanocompuestos. Se ha comprobado que la adición de las nanopartículas modifica enormemente la estructura del material con respecto a la alúmina monolítica y que un aumento en la fracción volumétrica conduce al refinamiento de la estructura. El tamaño de las nanopartículas no afectó prácticamente a la microestructura.

La introducción de las nanopartículas indujo una modesta mejora en las propiedades mecánicas respecto a la alúmina. La resistencia mecánica aumentó alrededor de un 25 %, disminuyendo la tenacidad de fractura. También se observó un cambio en el modo de fractura de intergranular en la alúmina control a fundamentalmente transgranular en los nanocompuestos. Las propiedades mecánicas no fueron dependientes ni de la fracción volumétrica, ni del tamaño de las nanopartículas, pero sí de la contaminación de las probetas durante su procesamiento. Estos resultados son coherentes con la mayoría de los autores quedando muy lejos de la extraordinaria mejora en las propiedades mecánicas de los nanocompuestos indicada por Niihara [1].

Por último, los datos experimentales sugieren que el aumento de la resistencia mecánica se debe a la disminución del tamaño del defecto crítico. Para confirmar este resultado está previsto el análisis del defecto crítico en un número mayor de probetas con objeto de conseguir resultados estadísticamente significativos.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido parcialmente financiado mediante la acción especial MAT94-1527-E de la CICYT.

## 6. BIBLIOGRAFIA

[1]. Niihara K., "New design concept of structural ceramics -ceramics nanocomposites-", J. Ceram. Soc. Jap., **99**, pp 974-982 (1991).

[2]. Pezzotti G. and Sakai M., "Effect of a silicon carbide nano-dispersion on the mechanical properties of silicon nitride", J. Am. Ceram. Soc., **77**, pp 3039-3041 (1994).

[3]. Pastor J.Y., Guinea G.V., Planas J. y Elices M., "Nueva expresión de la flexibilidad para la probeta de flexión en tres puntos", Anales de Mecánica de la Fractura, **13**, 69-74 (1996).

[4]. Jang B., Enoki M. y Kishi T., "Control of microstructure of alumina ceramics by dispersion of nano SiC particulates", J. Ceram. Soc. Jap., **102**, pp 861-865 (1994).

[5]. Stearns L.C. y Harmer M.P., "Particle-inhibited grain growth in $Al_2O_3$-SiC:I, Experimental results", J. Am. Ceram. Soc., **79**, pp 3013-3019 (1996).

[6]. Levin I., Kaplan W.D., Brandon D.G. and Layyous A.A., "Effect of SiC submicrometer particle size and content on fracture toughness of alumina-SiC nanocomposites", J. Am. Ceram. Soc., **78**, pp 254-256 (1995).

[7]. Borsa C.E. , Jiao S., Todd R.I. and Brook R.J., "Processing properties of $Al_2O_3$/SiC nanocomposites", Journal of Microscopy, **177**, pp 305-312 (1995).

[8] Carroll L., Sternitzke M. and Derby B., "Silicon carbide particle size effects in alumina-based nanocompostes", Acta mater., **44**, pp 4543-4552 (1996).

[9]. Zhao J., Stearns L.C., Harmer M.P., Chan H.M. and Miller G.A., "Mechanical behavior of alumina-silicon carbide nanocomposites", J. Am. Ceram. Soc., **78**, pp 503-510 (1993).

[10]. Shah R.C. y Kobayashi A.S., "Stress intensity factor for an elliptical crack under arbitrary normal loading", Engineering Fracture Mechanics, **3**, pp 71-96 (1971).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# IDENTIFICACION DE MECANISMOS Y CARACTERES FRACTOGRAFICOS ESPECIFICOS EN FALLOS DE ALABES DE MOTORES DE AVIACION

P. Sebastián Quetglás, R. Servent Miró

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial
División de Materiales y Estructuras
Departamento de Tecnología y Ensayos de Materiales Metálicos
Ctra. Torrejón-Ajalvir p.k. 4.5. 28850-Madrid

**Resumen.** El estudio de fallos de componentes de aeroreactores presenta aspectos específicos tanto por las solicitaciones mecánicas y medioambientales características como por la naturaleza de los materiales empleados. Las severas condiciones de operación dan lugar a mecanismos específicos de fallo posibles y, en otros casos, introducen variaciones en los mecanismos de fallo respecto de los característicos a temperaturas más bajas o en condiciones medioambientales menos severas. En el presente trabajo, se revisan estos tipos de fallo en relación con las condiciones necesarias para que se produzcan, sus causas y factores determinantes y se definen, para cada mecanismo, los caracteres fractográficos asociados.

**Abstract.** Failure analisys of aeroengine components involves specific aspects for both the characteristic mechanical and environmental operational conditions and the nature of employed materials. Operational conditions lead to specific failure mechanisms or modifications of failure mechanisms regarded whith those characteristics at lower temperatures or less agressive environments. Present work reviews those failure types, the necessary conditions for their development, their causes and factors and, for each failure mechanism, associated fracture features are described.

## 1. INTRODUCCION.

La evolución de los motores de reacción responde a la necesidad de un incremento en la relación empuje-peso del motor (Fig. 1), del incremento del rendimiento motor (mayor eficiencia de combustible) y a requisitos de disminución de costos de mantenimiento (mayor tiempo entre inspecciones, prolongación de vida de los componentes del motor, reparabilidad, etc.). Este desarrollo afecta sustancial y primordialmente a los parámetros de funcionamiento del motor (temperaturas y cargas), a los criterios de diseño aplicados (según los distintos modos de fallo previstos) y a los materiales empleados: sus propiedades mecánicas, físicas, de resistencia al deterioro medioambiental y tecnológicas. En la medida en que el conocimiento del comportamiento mecanico-ambiental de los materiales empleados en componentes de aerorreactores determina y limita su evolución, se hace necesario el estudio de este comportamiento y éste pasa por el análisis riguroso de fallos posibles en funcionamiento de cada uno de estos componentes que complementa los resultados de ensayos de caracterización de materiales realizados en laboratorio.

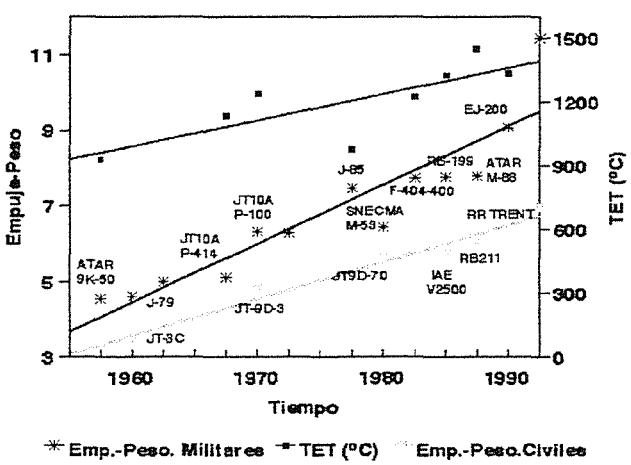



Fig 1. Evolución de las Relaciones Empuje-Peso y la T[a] Máxima de entrada a la turbina.

La sistemática general del análisis de cualquier fallo comprende la definición de las condiciones necesarias para que éste se produzca, la descripción de los caracteres macro y micromorfológicos con los que se identifica el fallo, la descripción del mecanismo (causa) según el cual éste se desarrolla y la descripción de los factores determinantes y coadyuvantes del fallo [1].

El estudio de fallos en funcionamiento de componentes de motores de reacción (en servicio o bien, en fase de desarrollo, en pruebas en banco de prototipos), por la especificidad que se deriva sus particulares y severas condiciones de operación, requiere de un tratamiento diferenciado de, al menos, aquellos componentes en contacto con la corriente fluida a través del motor (*path flow*). Otros elementos (ejes, rodamientos, engranajes, etc.), si bien experimentan unas condiciones de trabajo, por lo general, más severas que las correspondientes de elementos similares en otros sistemas (mayores cargas, velocidades de giro, etc.), no presentan fallos sustancialmente diferenciados del caso general y, por consiguiente, no precisan tampoco de un tratamiento particular. En el presente trabajo se plantea la revisión, al hilo de la sistemática general mencionada, de los fallos específicos de componentes de motor en la corriente fluida y, particularmente, de álabes de turbina, que son los componentes con una solicitación mecánico-ambiental más severa, en conjunto, y su fallo reviste, generalmente, mayor trascendencia.

Para estos componentes, por los requerimientos derivados de sus condiciones de operación, se emplean materiales muy específicos en su composición, procesos de fabricación y tratamiento, con recubrimientos de protección y barreras térmicas. También esta circunstancia, desde el punto de vista del estudio de fallos, afecta a las características y diversidad de los posibles mecanismos y morfologías de dañado y rotura que pueden presentarse.

## 2. CONDICIONES DE OPERACION.

Las condiciones de operación y funcionamiento de componentes en relación con las solicitaciones de diverso tipo a las que éstos están sometidos determinan los tipos de fallo posibles en la medida en que comprendan, para cada tipo de fallo considerado, las condiciones necesarias para que éste se produzca.

Así, el estudio de fallos de componentes de reactores en contacto con la corriente fluida y, en particular, de álabes de turbina, debe considerar los efectos, simultaneos, de la solicitación de cargas estáticas y alternativas de diverso origen, de la temperatura elevada y del medio ambiente singularmente agresivo que corresponden a las condiciones de funcionamiento de estos componentes de motor. La acción conjunta de estos factores, junto con aquellos intrínsecos del material y de la geometría (diseño) del componente, determinan la variedad y especificidad de los tipos de fallo que puedan presentarse.

**2.1. Solicitación mecánica.** La solicitación de origen estrictamente mecánico en álabes de turbina se debe a cargas aerodinámicas, de inercia, de vibración y de impacto con objetos extraños. Estas cargas producen distribuciones complejas de esfuerzos (incluso variables en distintos puntos de un mismo álabe) con componentes de tracción, compresión, flexión y torsión (tipo de carga). Dependiendo del régimen del motor, pueden alcanzarse niveles de esfuerzos muy elevados y, por las condiciones de funcionamiento y diseño de componentes (geometría de elementos), se introducen según diversos modo de aplicación: estáticas, con efecto de impacto, variables repetidas, por combinación de carga estática, tiempo y temperatura o agentes medioambientales y por acciones de contacto repetidas.

Las cargas aerodinámicas sobre los álabes, de sustentación y resistencia aerodinámica, son, básicamente, cargas estáticas que producen una distribución no uniforme de esfuerzos con componentes de tracción-compresión, flexión en el plano del álabe (mayoritaria) y torsión. Las cargas de inercia, en álabes de rótor, producen esfuerzos de tracción según el eje del álabe en régimen estacionario. En periodos de cambios de régimen, aparecen, por inercia, componentes tangenciales y, como ocurre también con las cargas aerodinámicas, el modo de aplicación que debe considerarse es de carga variable; en el caso de las cargas de inercia, es en estos periodos de transición cuando se alcanzan sus valores máximos. Por último, se inducen también esfuerzos complejos por vibraciones de alta frecuencia debidas a turbulencias en la corriente fluida (origen aerodinámico) y oscilaciones transmitidas permitidas por las tolerancias de ajuste que afectan, básicamente, al encastre de álabes intercambiables (en este caso, las vibraciones pueden amortiguarse significativamente con la utilización de *dampers*).

Estos tipos y modos de aplicación de carga posibles justifican el desarrollo de procesos de fallo de álabes por sobrecarga estática, fatiga (por cargas variables repetidas), fluencia (por cargas estáticas mantenidas a elevada temperatura), ludimiento (por acciones de contacto repetidas), etc.

Atendiendo al origen mencionado de las cargas, el desarrollo de uno o varios de los posibles procesos de fallo simultaneamente depende de las condiciones de operación del motor y de factores intrínsecos del material (valores actuales de propiedades mecánicas en el rango de temperaturas de trabajo) y de la pieza (geometría y diseño). Dado que tanto las cargas como los factores determinantes coexisten, deberá considerarse el efecto conjunto de todos ellos y los mecanismos correspondientes a procesos de fallo simultaneos (fatiga-fluencia, etc.).

**2.2. Efecto de la temperatura.** La temperatura elevada (en un rango variable según el tipo de motor, aunque en álabes de turbina se alcanzan, generalmente, valores de $T > 0.8\ T_f$) afecta a la estabilidad microestructural de los materiales variando, en esa medida, su comportamiento mecánico-ambiental, altera sustancialmente los procesos de dañado por agentes medioambientales e induce esfuerzos por deformación que se suman a las cargas estáticas aplicadas de origen puramente mecánico. En este sentido, por la configuración geométrica compleja de los álabes, la distribución de temperaturas en éstos es no uniforme (gradiente térmico) y, por diferencias de deformaciones inducidas, se crea una distribución adicional de esfuerzos.

Deben considerarse también, en términos de efectos producidos por la temperatura, aquellos inducidos por los cambios previstos de régimen de operación del motor. Estos cambios producen variaciones significativas de temperatura en intervalos muy cortos de tiempo: efecto de ciclado térmico, choque térmico y gradientes térmicos más acusados (sobre todo, en las operaciones de arranque-parada del motor) que, a su vez, inducen esfuerzos con efecto de impacto o alternativos complejos que se suman, igualmente, a los mencionados de origen mecánico [2].

La utilización de álabes refrigerados, recubrimientos protectivos y barreras térmicas modifica los efectos de la temperatura cualquiera que sea el régimen del motor. La refrigeración de álabes, si bien disminuye el valor de temperatura media de trabajo, incrementa las diferencias de temperatura entre distintos puntos del álabe (acusa los gradientes térmicos). Por otro lado, los efectos de la temperatura en el caso de álabes con recubrimientos y barreras térmicas se consideran en términos de diferencias de deformaciones producidas por cambios de temperatura (por la diferencia entre coeficientes de expansión de recubrimientos y sustrato): los esfuerzos inducidos por estas diferencias de deformación de origen térmico pueden, por un lado, producir el dañado del recubrimiento y, por otro lado, si se consideran conjuntamente con los efectos de una solicitación de origen puramente mecánico, deberá atenderse, para valorar la posibilidad del fallo del recubrimiento, el hecho de que ambas solicitaciones estén o no en fase.

**2.3. Efectos medioambientales.** El medio ambiente de operación de componentes en la corriente fluida resulta especialmente agresivo por la combinación del efecto de los gases procedentes de la combustión (altamente oxidantes y corrosivos por la presencia de Azufre, Vanadio y Sodio) y la propia atmósfera de operación del motor (más perjudicial si se trata de ambientes marinos o industriales, que aportan Cl, Na o S).

En este medio ambiente de operación, cualquiera que sea el proceso de fallo que se considere por aplicación de una cierta solicitación de cargas (de origen puramente mecánico, térmico o mixto), se acusa siempre el efecto de un proceso de dañado de origen medioambiental que acelera y llega a modificar el mecanismo de fallo considerado. Además, la temperatura elevada agrava siempre también los efectos del deterioro por agentes medioambientales [3].

**2.4. Interacción con partículas extrañas.** En los componentes considerados se puede producir un dañado importante por la presencia, en la corriente fluida, de pequeñas partículas ingeridas por el motor, reducidas a polvo en el compresor, fundidas en la cámara de combustión y solidificadas sobre la superficie de álabes de turbina; éstas, dependiendo de su composición, dan lugar a procesos de corrosión en caliente, degradación química de recubrimientos, desgaste y, cuando se taponan orificios de refrigeración de álabes, sobrecalentamiento. Otras partículas, de mayor tamaño y procedentes del exterior o desprendidas del propio motor aguas arriba, producen daños por impacto (rotura y desprendimiento de recubrimiento y/o sustrato) y desgaste acusado (erosivo, abrasivo y de fatiga por compresión superficial). La pérdida de material en la superficie de álabes por desgaste o desconchado acelera los procesos de oxidación y corrosión y facilita la iniciación de procesos de rotura por efecto mecánico (incubación de grietas).

## 3. TIPOS DE FALLO.

Aunque específicos, los tipos de fallo posibles según se desprende del estudio de las condiciones de funcionamiento de álabes de turbina, se consideran según la sistemática general del análisis de fallos y pueden, igualmente, ordenarse en las distintas clasificaciones generales establecidas. Desde el punto de vista funcional se distinguen fallos por rotura, deterioro superficial de origen mecánico o mixto, por efectos medioambientales y por deformación permanente; para cada fallo, se identifican los factores determinantes y coadyuvantes, se establecen los tipos y modos de aplicación de carga responsables del fallo (fallos por efecto mecánico) y se describen los mecanismos del fallo (causas) y, en relación con éstos, los caracteres macro y micromorfológicos asociados (estudio macro y microfractográfico) [1].

En componentes de aeroreactores en contacto con la corriente fluida y, en particular, en álabes de turbina, los tipos posibles de fallo son, con frecuencia, complejos y responden a mecanismos simultaneos o asociados y que afectan tanto al recubrimiento (cuando existe) como al substrato. En cualquier caso, pueden distinguirse, atendiendo a los aspectos que considera la sistemática de análisis de fallos, los siguientes tipos específicos (aunque no son específicos en cuanto a su mecanismo, se incluyen en esta clasificación los que pueden presentarse por deterioro superficial de origen mecánico o mixto):

Roturas
Sobrecarga a elevada temperatura (*stress rupture*).
Fatiga isoterma a elevada temperatura.
Fatiga térmica o termomecánica (*TMF*).
Fluencia (*creep*).
Impacto de objetos extraños (*FOD*).

Deformación permanente
Fluencia.

Deterioro sólo por efectos medioambientales
Oxidación en caliente.
Corrosión en caliente.
Sobrecalentamiento (degradación microestructural).

Deterioro superficial de origen mecánico o mixto
Desgaste abrasivo y erosivo. Ludimiento.

**3.1. Sobrecarga a elevada temperatura.** Estas roturas se producen por la aplicación, a cualquier velocidad, de esfuerzos crecientes (bien correspondientes a un incremento de carga estática o, bien, por la reducción local de sección resistente por la deformación asociada a la aplicación de una carga estática de valor constante) que alcanzan el valor de la resistencia mecánica del material, la cual, a su vez, disminuye al aumentar la temperatura (en relación variable según el material).

Macromorfológicamente se puede apreciar, en una rotura de este tipo, una clara deformación asociada y un recorrido de rotura normal a la dirección de los esfuerzos máximos locales de tracción en la sección. La textura de la superficie de fractura es fibrosa y, por efecto de la elevada temperatura y el medio ambiente de operación, suele presentarse con un cierto grado de oxidación.

En el examen microfractográfico se aprecian cúpulas de coalescencia de microvacíos de distinto tamaño (efecto de la velocidad de aplicación de carga) y amplias zonas oxidadas. A partir de una cierta temperatura elevada (variable con el tiempo de exposición y el nivel de esfuerzos) todos los materiales presentan una transición transgranular-intergranular en el modo de rotura por el debilitamiento de los bordes de grano respecto del interior de éstos y, dependiendo entonces de que esta transformación se haya producido o no, la morfología de la rotura será intergranular, transgranular o mixta. (Fig. 2)

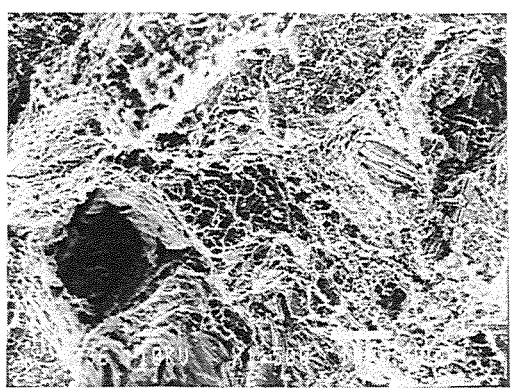


Fig. 2 Rotura por sobrecarga estática. Morfología de tipo Mixto.

**3.2. Fatiga (isotérmica) a elevada temperatura.** La fatiga isotérmica es un proceso de rotura progresiva por aplicación de esfuerzos cíclicos (de espectro simple o complejo) inducidos mecánicamente a una determinada temperatura de operación. En cámaras de combustión, las vibraciones de alta frecuencia por el proceso de combustión dan lugar a procesos de fatiga a altos ciclos y, en otros componentes (álabes), son las vibraciones y variaciones de carga (aerodinámicas, de inercia, etc.) previstas en operación las que desarrollan el proceso.

A elevada temperatura disminuye, en general, la resistencia a fatiga isoterma de todos los materiales (en relación variable según el material), no presentan límite de fatiga, se acusa menos el efecto del acabado superficial sobre la vida a fatiga y, por el incremento de ductilidad con la temperatura, el efecto de la frecuencia de aplicación de cargas es más significativo. A temperaturas altas el desarrollo de procesos de fatiga está

siempre asociado a acusados procesos de oxidación o corrosión en las superficies de grieta y, conjuntamente ambos procesos, aceleran la propagación de éstas. Igualmente, cuando se desarrolla un proceso de fatiga con otro simultaneo de fluencia se reduce notablemente la vida de fatiga del componente.

La temperatura elevada afecta al desarrollo de un proceso de fatiga en la medida en que favorece la deformación (movilidad de dislocaciones), modifica la relación de resistencia de bordes de grano e interior de éstos (carácter transcristalino o intercristalino de las distintas zonas de rotura), varía los valores de tenacidad de fractura (afectando, básicamente, a la etapa II del proceso de fatiga) y de resistencia mecánica del material, etc.

El desarrollo, número y recorrido de las grietas de fatiga no difiere en mucho de lo que puede apreciarse en una rotura por fatiga a baja temperatura e, igualmente, no se aprecia tampoco macrodeformación plástica asociada al proceso de rotura. Con algunas particularidades, pueden observarse sobre las superficies de fractura, dos zonas de aspecto y textura diferentes (de propagación por fatiga y de rotura final), lineas circulares (*playas*) y estrías periféricas (*ratchets*). En un examen microfractográfico, sólo raras veces se aprecian estriaciones en zonas de la superficie no cubiertas por óxidos y, en su lugar, apenas se distinguen abanicos de planos y plataformas con una cierta direccionalidad (Figs 3 y 4).

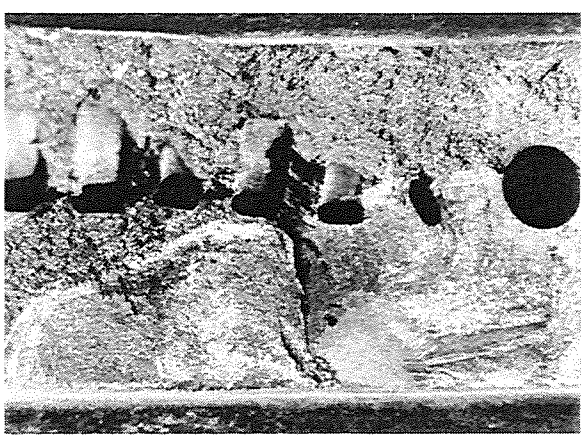


Fig. 3 Aspecto macrofractográfico de una rotura por Fatiga a elevada temperatura.

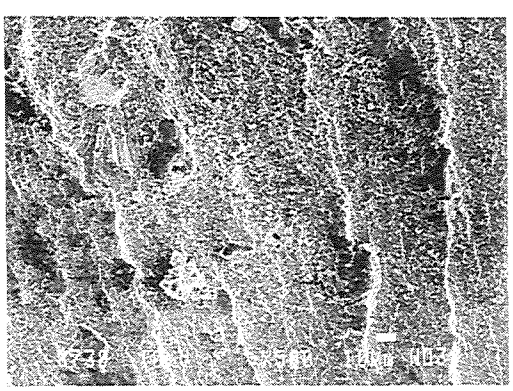


Fig. 4 Aspecto Micromorfológico de la zona de propagación de una rotura por Fatiga a alta Temperatura

**3.3. Fatiga térmica y termomecánica.** El fenómeno de fatiga térmica se desarrolla por la aplicación repetida de esfuerzos asociados a deformaciones inducidas por gradientes térmicos variables (ciclado térmico). Estas variaciones de temperatura se producen ligadas a cambios bruscos de régimen en el motor y, siempre, en ciclos de arranque y parada (proceso de fatiga a bajos ciclos o de baja frecuencia) y afectan a cámaras de combustión, difusores, guías y, más comúnmente, a álabes de rótor y, principalmente, álabes de estátor del primer escalón de turbina.

En componentes con recubrimientos superficiales, las grietas se inician en el propio recubrimiento (material más frágil) y, en aquellos que lo tienen, pueden iniciarse en defectos o partículas subsuperficiales. En álabes, se favorece su iniciación junto a taladros de refrigeración (cuando los hay) en la zona próxima al borde de ataque y, en el caso de álabes fabricados por solidificación direccional, se inician en punta de álabe y progresan hacia el interior a lo largo de granos columnares. Las grietas producidas por fatiga térmica progresan con una cierta continuidad hacia el interior en un plano de desarrollo normal a la superficie.

A temperaturas bajas y medias, la propagación (etapa II) es predominantemente transgranular y, a elevadas temperaturas, presenta un marcado carácter intergranular (con un desarrollo morfológicamente semejante al de un proceso de fluencia). Otros caracteres micromorfológicos son similares a los que pueden observarse en roturas por fatiga isotérmica a elevada temperatura [4-5].

Algunos factores que afectan el desarrollo de este proceso son los tiempos de permanencia a alta y baja temperatura, la estabilidad microestructural del material en el rango de temperaturas del ciclado térmico y la variación, con la temperatura, de los esfuerzos inducidos, el módulo elástico del material y el coeficiente de expansión térmica. Un factor de importancia es la facilidad con la que puede ir rompiéndose la capa superficial de óxido o el recubrimiento del componente por efecto de la localización de deformaciones inducidas: esta rotura acelera la oxidación del material, conduce a la formación de entallas y, en esa medida, favorece la iniciación de grietas. De hecho, en la actualidad, la vida de álabes con recubrimiento sometidos a fatiga térmica está siendo limitada por la resistencia a este modo de fallo del propio recubrimiento antes que por criterios de resistencia a fluencia, etc. del sustrato [4-5].

Cuando se superponen los efectos de un ciclado térmico y esfuerzos mantenidos a elevada temperatura (fluencia), se acorta significativamente la vida a fatiga. Tratándose de un proceso de dañado a alta temperatura, progresa siempre ligado a otros de oxidación y corrosión de la propia superficie de grieta, lo cual disminuye igualmente la vida de fatiga.

**3.4. Fluencia.** La fluencia es un proceso de rotura diferida a elevada temperatura ($T > 0.5\ T_f$) por separación de caras de grano por efecto mecánico (rotura de carácter intercristalino) por aplicación de una carga estática mantenida (en álabes, es la inercia por el giro) durante periodos de tiempo prolongados. El correspondiente mecanismo de rotura es la formación y crecimiento de cavidades intergranulares por la acción de deslizamientos relativos de límites de grano y posterior coalescencia de éstas (se distinguen dos micromecanismos diferentes según el rango de temperaturas de trabajo). Como

otros procesos de rotura diferida, se desarrolla en tres etapas que corresponden, respectivamente, a la iniciación, propagación y rotura final por sobrecarga y que, dependiendo del material (estado de tratamiento y grado de deterioro microestructural sufrido), nivel de carga y temperatura, pueden ser más o menos prolongadas o, en algún caso, incluso prácticamente inexistentes (reducción de la etapa II cuando la temperatura es muy alta).

Macromorfológicamente, la rotura se desarrolla irregularmente, sin apenas macrodeformación plástica asociada a la propia rotura (aunque sí existe una cierta macrodeformación plástica general del elemento), en un plano aproximadamente normal a la dirección de los esfuerzos aplicados en casi la totalidad del recorrido de la rotura. La textura de la superficie de fractura no presenta un carácter claramente intercristalino y, sobre esta superficie, no se aprecian líneas direccionales de avance de grieta ni líneas de detención. Por la naturaleza del mecanismo de fallo tampoco puede definirse una zona de origen localizada. Hasta muy poco antes de consumarse la rotura de un elemento por fluencia no se ve afectado su funcionamiento y no es fácil determinar si el dañado se ha iniciado y aún definir el grado de dañado producido.

Los caracteres microfractográficos se aprecian más claramente en cortes perpendiculares a la superficie de fractura, con formación de cavidades en *R* y en *W* (Figs. 5 y 6) y, asociada al proceso, se observa una cierta degradación microestructural del material (*rafting*).

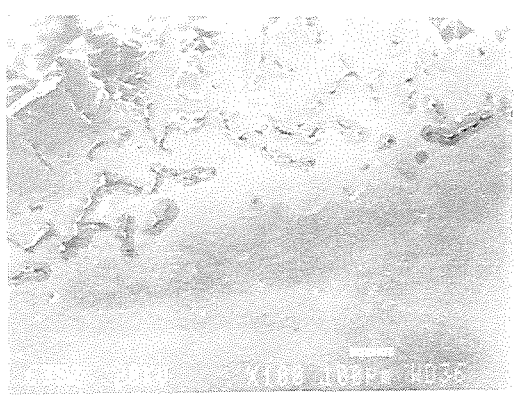


Fig. 5 Cavidades tipo W

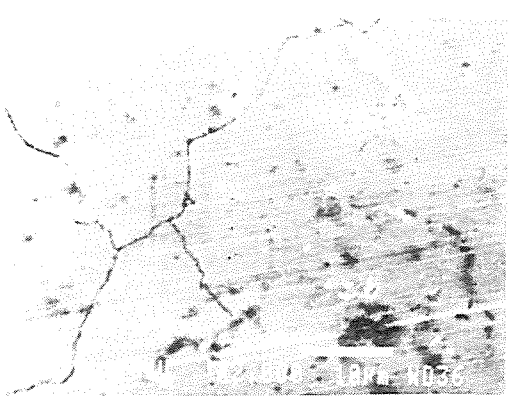


Fig. 6 Cavidades tipo R

**3.5. Impacto de objetos extraños.** El dañado por impacto de objetos, bien ingeridos por el motor (extraños al propio motor) o, bien, desprendidos de componentes situados aguas arriba en éste, es relativamente común, aunque no se produce según un mecanismo específico, y de gravedad variable en función de la alteración que dicho dañado representa (deformación asociada, pérdida de geometría, alteración de la eficacia aerodinámica de componentes afectados, etc.). Por razones obvias, este tipo de dañado afecta más comúnmente a álabes de compresor (o fan) y, sólo rara vez, a álabes de turbina (salvo que se considere el desprendimiento de material del motor aguas arriba de la turbina).

En función del tamaño del objeto que impacta y las condiciones del movimiento relativo de éste y el componente afectado, el dañado producido puede variar desde un cierto agrietamiento localizado o el descascarillado (rotura y desprendimiento) también localizado de una capa de recubrimiento, hasta una mayor o menor deformación asociada al impacto o la rotura y pérdida de una parte del componente que recibe el impacto. En estos casos, la deformación asociada siempre se produce en el sentido de la dirección del impacto y, cuando se produce una rotura, pueden observarse en la superficie de fractura, indicaciones de ludido y rayado con una clara direccionalidad. Cuando se considera el efecto sobre un escalón completo de fan, compresor o turbina, el dañado por impacto afecta sólo a uno o unos pocos álabes y, frecuentemente, en zonas de estos situadas a diferentes alturas que delatan la trayectoria del objeto al irse produciendo sucesivos impactos.

El efecto de impacto de objetos extraños sobre un determinado componente depende de la resistencia a impacto y tenacidad de fractura del material, propiedades que varían, según su composición y estado, con la temperatura. La causa de una degradación anormal y súbita de estas propiedades se debe sólo a inestabilidad microestructural por efecto de una permanencia más o menos prolongada a elevada temperatura (enfragilización por sobrecalentamiento).

**3.6. Oxidación en caliente.** El dañado por oxidación de un metal en contacto con una atmósfera oxidante se desarrolla en etapas sucesivas (con mayor rapidez cuanto mayor sea la temperatura) por absorción de oxígeno y difusión hacia el interior del sustrato y formación y crecimiento de óxidos hasta formar una capa continua que, si es impermeable (depende de su naturaleza, continuidad y porosidad), puede inhibir el proceso evitando que quede afectado un espesor mayor del sustrato (fundamento de los recubrimientos protectivos). El efecto de triaxialidad que provoca el óxido formado, dependiendo también de las propiedades mecánicas y físicas del sustrato y el propio óxido (coeficiente de expansión térmica, adherencia, fragilidad) puede dar lugar a la rotura y desprendimiento (*spalling*) de la capa formada descubriendo una nueva superficie en contacto con la atmósfera. La severidad del ataque, por lo que respecta al material, depende de la composición de éste (resistencia a la oxidación) y de la presencia o no de recubrimientos protectivos [6].

La oxidación localizada es un fenómeno generalmente autocatalítico y se desarrolla, típicamente, en zonas donde las condiciones de la atmósfera oxidante son más agresivas (mayor temperatura, gradiente de oxígeno, etc.), asociada a la presencia de grietas de fatiga o fluencia, en zonas del material con heterogeneidades estructurales (segregaciones, etc.) o, bien, allí donde se haya producido la rotura del recubrimiento

protectivo (si lo hay). En álabes refrigerados, también suele concentrarse en el interior de los conductos de refrigeración obstruyendo el paso de aire parcial o totalmente, con lo que se incrementa la temperatura del álabe (por la baja conductividad térmica del óxido) y se favorecen fallos por sobrecalentamiento. En álabes de solidificación direccional, la oxidación penetra a lo largo de los bordes de grano columnares desarrollando grietas de gran longitud [3].

Cuanto mayor es el espesor de material afectado por la oxidación (espesor de capa de óxido y de capa desprendida), menor es la sección remanente del elemento considerado y, por tanto, se reduce más la vida de fatiga, de fluencia, etc. del componente. En álabes, el deterioro superficial acusado disminuye también su eficiencia aerodinámica.

**3.7. Corrosión en caliente.** A temperaturas elevadas se distinguen dos procesos de corrosión en caliente: a partir de 850 °C, con periodos de incubación relativamente cortos, se desarrollan los procesos del Tipo I y, entre 600 y 750 °C, con periodos de incubación más largos, los conocidos como del Tipo II.

La corrosión en caliente del Tipo I es un proceso autocatalítico de oxidación acelerado con pérdida de la capa de óxido formada en esta primera oxidación directa a la que sigue la formación de nuevos óxidos menos protectivos y penetración en el sustrato de S (efecto enfragilizador). La pérdida de la capa inicial de óxido se debe a la presencia de $SO_4Na_2$ fundido procedente (condensación) de la reacción del S contenido en el combustible con NaCl de la atmósfera (o Na en el combustible); por reducción de esta sal se libera el S que se difunde en el sustrato y forma compuestos con Cr para, posteriormente, dar paso a la formación de óxidos metálicos inestables que se desprenden con facilidad (descascarillado) y se vuelve, de nuevo, a liberar más S. Los depósitos de $SO_4Na_2$, preferencialmete en el intradós de álabes (por la distribución de presiones y velocidades), alteran también la circulación de aire, modifican los gradientes de temperatura y varían la distribución de esfuerzos en estos elementos, pudiendo llegar a producir grietas en zonas como el borde de ataque (más afectado por la erosión) o la punta del álabe. La presencia de V en el combustible favorece el desarrollo de este proceso [6].

En componentes con recubrimientos protectivos, puede producirse un ataque localizado donde exista una cierta degradación o dañado de éstos. La presencia de Cl en los gases que bañan el componente puede, además, dar lugar a la formación de cloruros de Cr o Al a partir de los óxidos sobre el recubrimiento y estos compuestos se desprenden fácilmente en un proceso que causa la pérdida del recubrimiento. En un motor de reacción, además de los álabes de turbina, pueden sufrir corrosión en caliente zonas de la cámara de combustión, difusores y guías. En álabes de compresor, es más común encontrar dañados por corrosión en caliente del Tipo II.

En el estudio de caracteres macromorfológicos correspondientes a un dañado por corrosión en caliente del Tipo I se aprecian zonas más o menos amplias de descascarillado en la superficie (en procesos muy avanzados, hasta pérdidas de material) y zonas de coloración variable por la presencia de los distintos tipos de óxido sobre la superficie. Asociado a este dañado, se pueden observar grietas longitudinales en bordes de ataque de álabes y desprendimiento de material en punta de álabe. Microestructuralmente, en una sección afectada se observan, de dentro afuera, distintas capas correspondientes al sustrato sin afectar, el sustrato con alteraciones microestructurales y cada vez más contenido en cavidades (con variación de composición química) y capas con progresivamente mayor presencia de óxido hasta llegar a una capa superficial irregular de óxido continuo con cavidades y partículas ricas en Cr, Mo, etc. (Ver Figs. 7 y 8) [6].

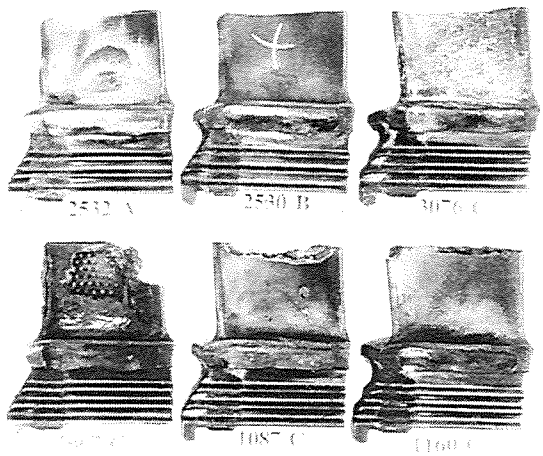


**Fig. 7** Corrosión en caliente Tipo I con indicación del N° de horas de funcionamiento y tipo de operador. El operador "C" corresponde a ambiente marino y vuelo a baja cota. El álabe marcado con 3076 horas y operador "C" es un álabe "marinizado".

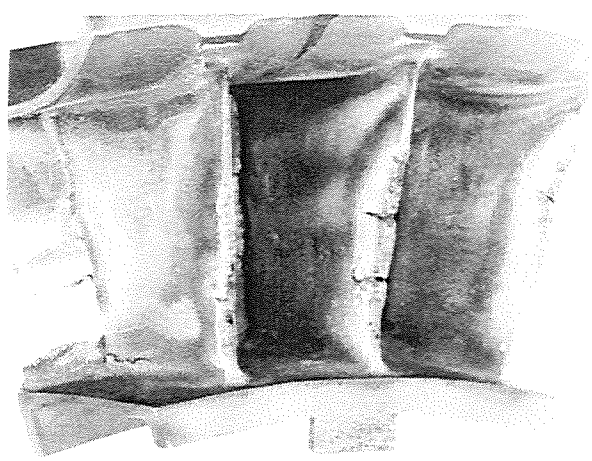


**Fig. 8** Corrosión en caliente Tipo I. Primer escalón de estator de motor Garrett TFE-731.

Los procesos de corrosión en caliente del Tipo II, nada corrientes en componentes de aerorreactores, se producen por el empleo de combustibles con alto contenido en S y en ambientes marinos. En este caso, se forma un eutéctico de bajo punto de fusión por la reacción de óxidos del metal que se corroe con compuestos de S procedentes de la combustión. Macromorfológicamente, el proceso se caracteriza por la presencia de picaduras aisladas en las que no se observan restos de sulfuros internos típicos de la corrosión en caliente del Tipo I [6].

**3.8. Sobrecalentamiento.** El incremento acusado de temperatura (más o menos prolongado) de los componentes en las partes calientes de un motor en arranques, operaciones fuera de límites establecidos, errores de medida de temperatura, etc.

es relativamente común y produce cambios en la microestructura de los componentes afectados y dañado en los recubrimientos que puedan existir que, a su vez, se traducen en variaciones (generalmente perjudiciales) de las propiedades mecánicas y del comportamiento de estos materiales. Algunas de estas transformaciones se favorecen o requieren la acción de los esfuerzos mecánicos sobre el componente considerado. Las modificaciones estructurales más significativas que pueden presentarse son: fusión incipiente en bordes de grano, formación de eutécticas en bordes de grano, disolución de carburos, boruros y compuestos de N, precipitación de fases e intermetálicos, recristalización, disolución de precipitados menos estables, contaminación química, etc.; y, en cuanto a los recubrimientos se refiere, levantamiento (*blistering*) y pérdida del recubrimiento, alteración de la zona de difusión entre recubrimiento y sustrato, etc. La mayor parte de estas alteraciones son irrecuperables en operaciones posteriores de mantenimiento (Figs 9 y 10).

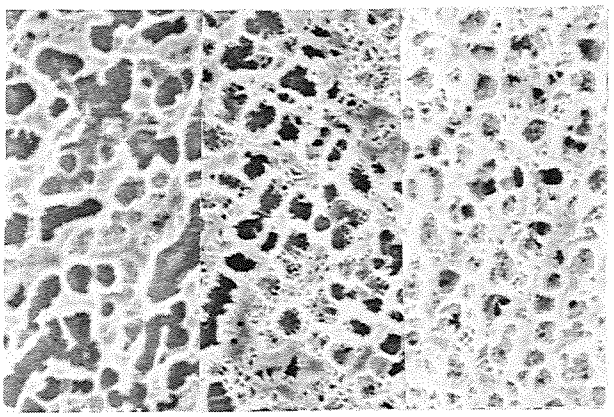


Fig. 9 Evolución de la microestructura de una superaleación base Niquel correspondiente a un álabe de rotor de turbina del motor ATAR 9K-50 después de 899, 1060 y 1800 Hrs. de funcionamiento. X3000.

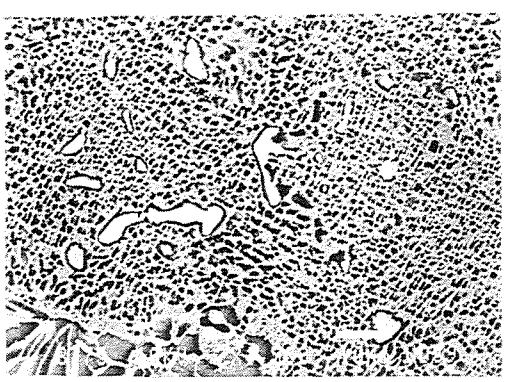


Fig. 10 Microestructura coalescida y con precipitación de fases anómalas, correspondientes a un álabe de un motor GE- T-700.

Desde el punto de vista del estudio de fallos en servicio el sobrecalentamiento, en la medida en que afecta a las propiedades mecánicas y medioambientales del material o puede alterar la integridad estructural del componente, produce un efecto negativo sobre el comportamiento de éste (disminución de la resistencia mecánica, a impacto, a fluencia y a fatiga; y empeora el comportamiento frente a la oxidación y la corrosión) y es causa de roturas anticipadas. El análisis del grado de dañado por sobrecalentamiento y de si éste se ha producido, sólo puede realizarse con un estudio microestructural de secciones del componente afectado una vez que se sospeche o conozca que se haya producido un incremento anormal de temperatura de operación en un motor [2].

En determinados casos de rotura puede inferirse el que, previamente, se haya producido un sobrecalentamiento del material: en roturas por fluencia, un sobrecalentamiento acusado reduce e incluso elimina la etapa III del proceso; y, en roturas por sobrecarga, cuando se ha producido un incremento de temperatura por encima de la de transición de rotura transgranular a intergranular, en el examen microfractográfico, se aprecian amplias zonas de rotura intergranular.

**3.9. Deterioro superficial de origen mecánico.** En componentes en contacto con la corriente de gases a alta velocidad las partículas arrastradas (aún de muy pequeño tamaño) producen un dañado por desgaste erosivo importante localizado en determinadas zonas de éstos (en función de las velocidades locales alrededor del componente y la trayectoria de la corriente). El efecto de la erosión es la pérdida progresiva de material en la superficie, el dañado del recubrimiento (si existe) y la rotura y desprendimiento de la capa de óxido protector que pueda haberse formado sobre la superficie. Este dañado, por tanto, afecta a la eficacia aerodinámica del componente, a su resistencia mecánica (modificación de sección), favorece la iniciación de grietas por fatiga isoterma o termomecánica (efecto de entalla) y acelera también los procesos de oxidación y corrosión al deteriorar la capa de protección del sustrato (Fig. 11).

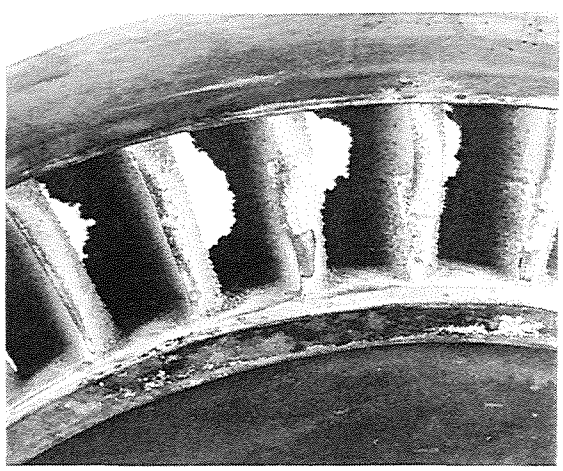


Fig.11 Deterioro superficial sobre álabes del primer escalón de estator de un motor Lycoming LTS 101 650 B-1.

Como consecuencia de vibraciones o de alteraciones dimensionales o de funcionamiento inducidas por otros procesos de fallo (deformaciones asociadas a fluencia, por ejemplo), pueden desarrollarse también procesos de desgaste por contacto entre distintos componentes del motor (ludimiento o *fretting*). Morfológicamente, el dañado producido es el característico de cualquier proceso de desgaste (no es específico de álabes de turbina) y, por efecto de la alta temperatura de trabajo puede apreciarse, superpuesto, un cierto grado de oxidación que es mayor en la superficie afectada, que en el resto del elemento, que no se ve afectado por este fenómeno.

## 4. CONCLUSIONES.

La revisión de los tipos de fallos posibles en álabes de turbina de motores de reacción se ha realizado atendiendo a la identificación de las condiciones necesarias para que cada uno de estos se produzca en relación con las condiciones singulares de operación de estos componentes; para cada tipo de fallo, se han identificado los caracteres morfológicos más significativos con los que pueden ser identificados y se han descrito tanto los mecanismos según los cuales se desarrollan estos procesos así como algunos de los factores que más claramente propician y favorecen este desarrollo.

Cualquiera de los tipos de fallo de los componentes de motor considerados (álabes de turbina) que pueden tener su origen en alguno de los factores mencionados producen, bien el fallo catastrófico del motor o, bien, un dañado progresivo que se traduce en una paulatina disminución del rendimiento motor (pérdida de potencia). Habida cuenta de la relación estrecha entre los diferentes factores y procesos que suelen desarrollarse simultaneamente y ligados entre sí, la determinación de parámetros de diseño y selección de materiales (composición y procesos) debe considerar esta realidad con modelos y ensayos de caracterización adecuados. El conocimiento detallado de cada uno de los micromecanismos de fallo posibles se convierte, pues, en un primer paso y referencia para esta tarea.

## 5. REFERENCIAS.

[1] J.M. Pintado Fé. "Fallos en Servicio de los Materiales Metálicos". Ed. INTA. 1992.

[2] AGARD CP-461. "High Temperature Surface Interactions". AGARD 68th MEP Meeting, Ottawa, Canada. April 1989.

[3] Proceedings of ASM 1993 Materials Congress. "Advanced Materials and Coatings for Combustion Turbines". Ed. V.P. Swaminathan and N.S. Cheruvu. October 1993.

[4] A.S. Tetelman, A.J. McEvily. "Fracture of structural Materials". Ed. John Willey and Sons. 1967.

[5] AGARD CP-569. "Thermal Mechanical Fatigue of Aircraft Engine Materials". AGARD 81st MEP Meeting. Banff, Canada. October 1995.

[6] AGARD CP-558. "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines". AGARD PEP Symposium, Rotterdam. Abr. 1994.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# APLICACION DE LOS CRITERIOS DE TOLERANCIA AL DAÑO AL DISEÑO DE COMPONENTES AERONAUTICOS

**A. M. Irisarri, E. Sáenz, A. Pelayo y E. Martínez**

**Dpto. Materiales Metálicos. INASMET c. Portuetxe 12, 20009 San Sebastián**

**Resumen:** Este estudio se centra en la estimación de vida residual de un elemento estructural emplazado en el ala de un avión mediante la aplicación de los criterios de Tolerancia al Daño. La aplicación de este método de cálculo, recomendado para componentes de alta responsabilidad, permite estimar de un modo conservador la velocidad de crecimiento de posibles grietas localizadas en las zonas más solicitadas mecánicamente del elemento en estudio. En nuestro caso, se propuso analizar el comportamiento de una de las costillas estructurales que forman parte del ala de un avión comercial, considerándose el caso hipotético de que la costilla simétrica colapsara y toda la carga fuese mantenida ahora por sólo una de ellas. Como resultado del análisis efectuado, se obtuvo gráficamente el número de ciclos de tensión necesarios que conducirían al colapso en el caso más desfavorable previsto.

**Abstract:** This study is centered in the statistical life prediction of a structural element sited in the wing of a plane by means of Damage Tolerance criteria. This calculation method, recommended for high performance components, is used to estimate crack growth rates of possible flaws sited on the critical parts of the studied elements in a conservative way. In this case, it has been analyzed the behaviour of one of the structural ribs existing in a civil plane's wing, considering the hypothetical case in which the symmetric rib failed and the applied load must be carried by the only remaining one. The final scope of this analysis consists in the graphical determination of the number of cycles which would origin collapse in the worst foreseen case.

## 1.- INTRODUCCION

El control a fractura de las estructuras y de los componentes mecánicos es una labor que concierne a los ingenieros, metalúrgicos, inspectores y técnicos de mantenimiento, de manera que se pueda garantizar un trabajo seguro sin fallos catastróficos. El fallo de los componentes mecánicos puede sobrevenir por distintos motivos, siendo el fallo por fatiga uno de los más generalizados.

Todo elemento que trabaja normalmente solicitado por esfuerzos no estáticos o variables en amplitud, puede nuclear defectos o grietas que tenderán a propagarse en su interior, disminuyendo la resistencia del componente hasta que el agrietamiento llegue a una magnitud tal que la pieza no pueda resistir por más tiempo la solicitación impuesta y termine colapsando. La generación de los defectos se produce en aquellas zonas más solicitadas del elemento, constituyendo un riesgo potencial aquellos puntos en los que se produce una concentración de tensiones ocasionada por cambios de sección con pequeños radios de acuerdo, chaveteros, agujeros, etc.

En los ensayos de laboratorio sobre probetas pulidas se comprueba que en el proceso de formación de grietas, gran parte del tiempo (alrededor de un 90% del total) se invierte en la nucleación de éstas, mientras que el periodo de crecimiento de las mismas hasta la longitud final de rotura es mucho más rápido. Siempre existe la posibilidad de que el componente pueda trabajar con fisuras no detectadas en las inspecciones, bien por ser éstas de tamaño inferior al poder de detección de los equipos empleados, o bien por encontrarse en puntos de difícil localización u orientadas en direcciones desfavorables. Por lo tanto, en todo estudio de este tipo se presupone la existencia de pequeñas grietas localizadas en los puntos críticos del componente y de tamaño igual al poder de resolución de los equipos de detección empleados habitualmente. Consecuentemente, el análisis realizado se centra en la determinación de la velocidad de crecimiento de los defectos, los cuales llevarán al fallo catastrófico del componente en servicio en el momento en que las solicitaciones aplicadas

superen un determinado valor dado por la ecuación de la Mecánica de la Fractura:

$K_C = ß(a).\sigma.\sqrt{(\pi.a_c)}$ , donde: (1)

$K_C$ = tenacidad del material,
$ß(a)$ = factor geométrico de concentración de tensiones,
$\sigma$ = tensión nominal aplicada,
$a_c$ = longitud de grieta crítica.

En función de la velocidad de crecimiento de los defectos se establecerán los períodos de inspección, los cuales deberán llevarse a cabo para el control seguro de la progresión de los mismos. En realidad no existe un único tamaño de grieta crítico, sino un rango de magnitudes de grieta dentro del cual puede sobrevenir el fallo catastrófico en cualquier momento. Es decir, para la longitud mínima de grieta de dicho rango crítico sólo la máxima solicitación prevista originaría la rotura y, a medida que el defecto aumente en magnitud, tensiones cada vez menores serán capaces de generar el fallo catastrófico.

La predicción de la velocidad de propagación de grietas es una tarea laboriosa y requiere del uso de programas informáticos especializados. El estudio presente está basado en los resultados obtenidos del programa *Fracture Mechanics*.

## 2.- METODOLOGIA DE ANALISIS SEGUN CRITERIOS DE TOLERANCIA AL DAÑO

En la primera etapa del análisis se han de determinar con seguridad aquellas zonas del componente donde existe una mayor probabilidad de que se produzca la nucleación y crecimiento de grietas y la dirección de crecimiento de las mismas. Cuando el caso a estudiar reúne una cierta complejidad, resulta necesario medir y conocer la distribución de esfuerzos en el componente mediante extensometría. El historial de tensiones que actúa en un elemento concreto emplazado en el ala de un avión depende de muchos factores, como puede ser el peso que sustentan las alas, los agentes atmosféricos, frecuencia de despegues y aterrizajes, etc. La práctica habitual consiste en basarse en historiales de tensión obtenidos en anteriores aeronaves o en prototipos, midiéndose las tensiones y su variación en el tiempo mediante la colocación de galgas extensométricas. De este modo se entresacan los historiales de tensión que actúan sobre el componente, considerando los distintos períodos de severidad a los que éste se pueda ver sometido. Una vez obtenido el mayor número de historiales de tensión posible en las distintas condiciones de trabajo del componente, se estima estadísticamente la probabilidad de que en el futuro el elemento estructural soporte un tipo de diagrama de esfuerzos u otro.

Una vez reunidos los diagramas de tensión se procede al cómputo de ciclos de tensión en cada uno de los mismos. Para ello es conveniente recurrir a alguno de los métodos más extendidos y contrastados de cuenteo de ciclos, como puede ser el método *rain-flow*, el cual obtiene el número de ciclos de tensión en orden decreciente de magnitud. Con estos datos, introducidos en archivos informáticos con el formato necesario, se puede comenzar a trabajar con el software *Fracture Mechanics*, el cual transformará los historiales de tensión en sencillas curvas denominadas *curvas de excedencia*. Estas últimas serán utilizadas por el programa para obtener de un modo aleatorio las curvas de crecimiento de grieta, tal y como se explicará un poco más adelante.

La realización correcta del estudio presente exige la determinación fiable de las propiedades del material que constituye el elemento a estudiar. En este caso, el material empleado en la costilla estructural es chapa de una aleación de aluminio 7475 en estado T7351, la cual se caracterizó mediante ensayos de laboratorio en INASMET, determinando las propiedades mecánicas de límite elástico y resistencia a la rotura, así como la tenacidad del material y las velocidades de crecimiento de grieta para ciclos de tensión de amplitud constante. Estas últimas se obtuvieron para una serie de valores de R (relación tensión máxima / tensión mínima) diferentes.

Paralelamente se ha de obtener el factor de concentración de tensiones ($ß(a)$ en la ecuación (1)) para cada tipo de grieta en estudio. En el estudio presente se recurrió a la base de datos que acompaña al programa informático empleado, obteniendo el factor $ß(a)$ mediante la utlización de distintos criterios matemáticos (de *composición*, *sustitución* ... ), tratando siempre de adecuar el entorno geométrico real de las grietas en el componente a los problemas concretos resueltos en dicha base de datos.

Una vez que se han obtenido todos los parámetros indicados hasta el momento y se dispone ya de los archivos con los historiales de

tensión, el trabajo restante de cálculo se realiza de una manera relativamente rápida mediante el uso del software mencionado. El algoritmo seguido por el programa informático, basado en las ecuaciones de la Mecánica de la Fractura y las leyes de Paris para la determinación de la velocidad de crecimiento de las grietas, se limita a calcular la progresión de cada grieta, combinando según criterios estadísticos los ciclos de tensión de cada uno de los historiales considerados.

Una vez obtenidas las curvas de crecimiento de grieta, generalmente la fase final consiste en la determinación de los intervalos de inspección. Los criterios seguidos en esta valoración son puramente estadísticos y tienen en cuenta la probabilidad de no-detección de una determinada grieta por parte del inspector, teniendo en cuenta la resolución del aparato de detección empleado (ultrasonidos, rayos-x, líquidos penetrantes, etc.). Con todo esto se construyen curvas de *probabilidad acumulativa de detección*, las cuales indican el intervalo de inspección necesario para garantizar una determinada probabilidad de detección de la grieta antes de que ésta ocasione la rotura. Esta probabilidad de detección habrá de ser lo más cercana posible al 100%.

## 3.- ANALISIS REALIZADO

Se propuso en INASMET analizar, mediante la aplicación de los criterios comentados de crecimiento de grietas, el comportamiento de una de las costillas estructurales situada en el ala de un avión, suponiendo el caso extremo de que colapsara el elemento estructural simétrico. De cumplirse en la realidad el caso hipotético propuesto, sobre la costilla a estudiar recaerían, además de las solicitaciones previstas, los esfuerzos adicionales debidos a la rotura del componente simétrico. Una vez obtenida la distribución de cargas resultantes en la costilla, se procedió a efectuar un modelizado de la pieza con CAD (I-DEAS) y un análisis de tensiones mediante CAE (SOLVIA).

Obtenidos estos resultados se pudo comprobar que existían varias zonas en las que se superaba el límite elástico del material, por lo que se dedidió realizar un análisis numérico para resolución de problemas de no-linearidad con carácter elasto-plástico. El mapa de tensiones obtenido se muestra en la figura 1. En dicho mapa se observan principalmente dos zonas de elevadas tensiones, las cuales se referenciarán como "zona 1" (localizada en la parte inferior) y "zona 2" (situada en la parte superior) tal y como se observa en las figuras 2 y 3. Sobre estas dos zonas se concentrará principalmente el análisis de crecimiento de grietas.

El mapa de esfuerzos presentado corresponde a la distribución de tensiones de Von Mises, siendo los valores obtenidos en las localizaciones críticas de acuerdo con este criterio mayores que los dados por la distribución de tensiones en el eje X y en el eje Y. Tanto en la zona 1 como en la 2 se supuso la existencia previa de una grieta de longitud 0.5 mm., correspondiente al poder de detección de los equipos de ensayos no destructivos usados habitualmente en estos trabajos. De este modo, el mecanismo que regirá el proceso de degradación de la pieza será únicamente el de crecimiento de los defectos.

Debido a la incertidumbre existente en cuanto al camino de progresión de las grietas y, por lo tanto, las tensiones que actuarán sobre las mismas, se optó por la posibilidad más desfavorable. Según esto se escogió como recorrido de la grieta el camino más corto capaz de llevar a la rotura, las tensiones de Von Mises tomadas fueron las mayores dentro de cada zona y los valores de tenacidad del material fueron los correspondientes a aquella orientación de la chapa en la cual resultaban más bajos.

Como ya se comentaba anteriormente, los respectivos factores de concentración de tensiones ß(a) se determinaron recurriendo a la base de datos del programa *Fracture Mechanics*. La distribución de tensiones a lo largo de los recorridos de grieta supuestos y el entorno geométrico de cada una de las dos zonas se asemejan a dos placas de anchura 45mm. (zona 1) y 16 mm. (zona 2) con los correspondientes rigidificadores. Los perfiles de tensión empleados se simplifican siempre siguiendo criterios conservadores, ajustando las distribuciones a alguno de los modelos analizados por el programa informático (figuras 4 y 5). Las curvas correspondientes al valor del factor geométrico de cada zona en función de la longitud de la grieta se muestran en las figuras 6 y 7.

Simulando las condiciones más desfavorables, el análisis se desarrolló considerando el historial de tensiones sobre la costilla más severo, constituido por ciclos de tensión de amplitud

constante entre 0 MPa y el máximo establecido en cada punto del recorrido de la grieta futura.

## 4.- RESULTADOS OBTENIDOS

Una vez introducidos todos los parámetros al programa de cálculo se obtuvo para cada una de las zonas dos gráficas más. La primera de ellas relaciona la tensión residual o tensión última que es capaz de resistir el elemento en presencia de una grieta de un determinado tamaño. La segunda de las gráficas relaciona el número de ciclos de tensión sobre la costilla necesarios para alcanzar una determinada longitud de grieta.

Las figuras 8 y 9 muestran los resultados recién comentados obtenidos por el programa para la zona 1. Del gráfico de tensión residual de esta zona (fig. 8)se entresaca que para una tensión máxima de referencia de 195 MPa (tensión tomada como nominal y determinada a la hora de establecer la relación del factor geométrico en función de la longitud de la grieta) la longitud de grieta que llevaría a la rotura sería de 2.56 mm. Conociendo el tamaño de grieta crítico se recurre al gráfico que relaciona el número de ciclos frente a la progresión de grieta (fig. 9) comprobándose que el número de ciclos necesarios para originar un defecto de 2.56 mm. es de 1923 ciclos.

El comportamiento de la zona 2 se muestra en las figuras 10 y 11. En la primera de ellas, se muestra que para una tensión de referencia de 475 MPa (equivalente a la tensión de la fibra más solicitada) la presencia de una grieta de 2 mm. de longitud ocasionaría la rotura en las condiciones más desfavorables supuestas. Análogamente a la zona 1, el número de ciclos necesarios para generar tal defecto crítico se entresaca de la fig. 11 y, como se puede observar, bastan un total de 1432 ciclos para ocasionar el fallo catastrófico.

Por tanto, en el caso de que las condiciones hipotéticas supuestas se produjesen en algún momento de la vida en funcionamiento del avión, tras un periodo de tiempo en vuelo equivalente a 1432 ciclos de tensión del elemento analizado se entraría en un estado de riesgo de rotura del elemento.

Es evidente que este cálculo teórico debe ser contrastado con datos obtenidos de forma experimental mediante ensayos realizados sobre el conjunto del ala y el uso de extensometría en el avión prototipo, el cual será sometido a diferentes incidencias que puedan simular las condiciones de trabajo reales en posteriores aeronaves de la misma serie.

## 5.- CONCLUSIONES

a.- Se ha comprobado mediante un cálculo elastoplástico que no sobreviene el fallo de la costilla analizada pese a haberse producido la rotura del elemento simétrico.

b.- Se han determinado las zonas de la costilla más propicias a la formación de grietas, centrando el estudio en las mismas.

c.- Se ha valorado en las condiciones más adversas el número de ciclos que es capaz de soportar esta costilla antes de que exista un riesgo potencial de fallo.

## 6.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Gobierno Vasco por el apoyo ofrecido a este trabajo, así mismo se debe señalar la contribución de G. Atxaga en la preparación de este documento.

## 7.- REFERENCIAS

1 David Broek. The Practical Use of Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers (1989).

2 Widespread Fatigue Damage in Military Aircraft. AGARD Conference Proceedings 568. North Atlantic Treaty Organization (1995).

3 A. Pelayo, A.M. Irisarri, A. Vega de Seoane. Selección de Materiales Metálicos para Estructuras Aeronáuticas. INASMET, San Sebastián (1995).

4 F.A.A. Crane, J.A. Charles. Selection and Use of Engineering Materials. Butterworths (1985).

5 J.B. de Jonge, D. Schütz, H. Lowak, J. Schijve. A Standardized Load Sequence for Flight Simulation Tests on Transport Aircraft Wing Structures. NLR TR 73029 U (1973).

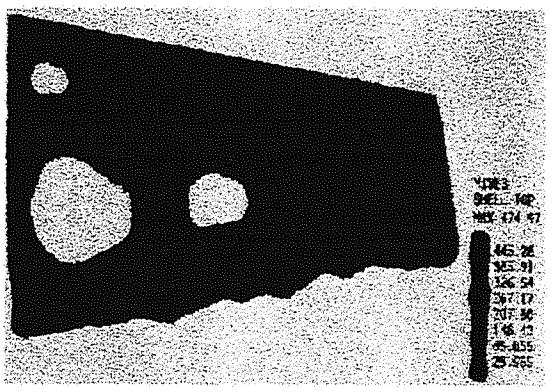


Fig. 1. Distribución de tensiones de carácter elastoplástico.

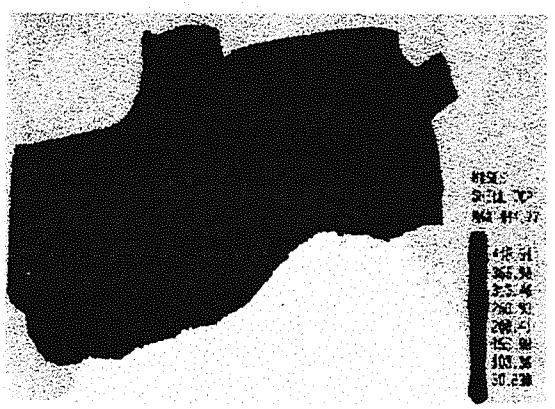


Fig. 2. Distribución de tensiones en la zona 1 y recorrido de la grieta.

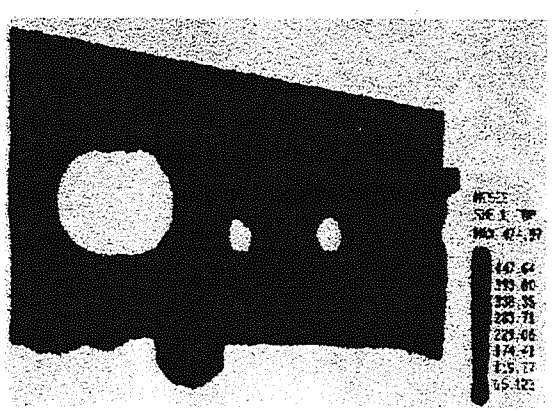


Fig. 3. Distribución de tensiones en la zona 2 y recorrido de la grieta.

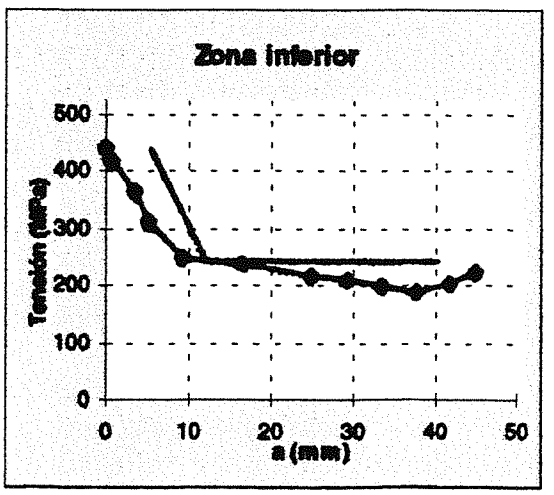



Fig. 4. Perfil de tensiones simplificado de la zona 1.

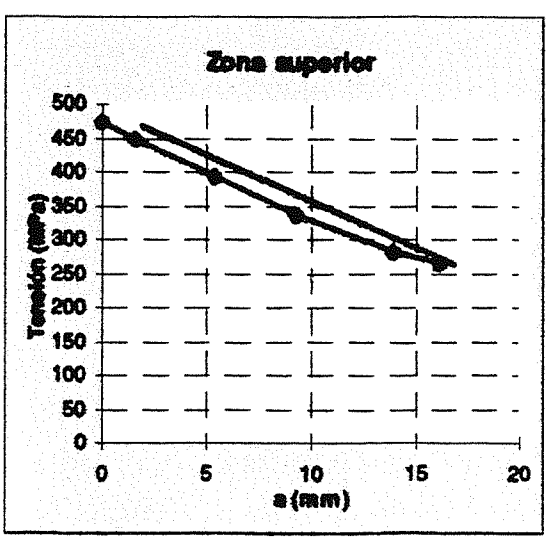



Fig. 5. Perfil de tensiones simplificado de la zona 2.

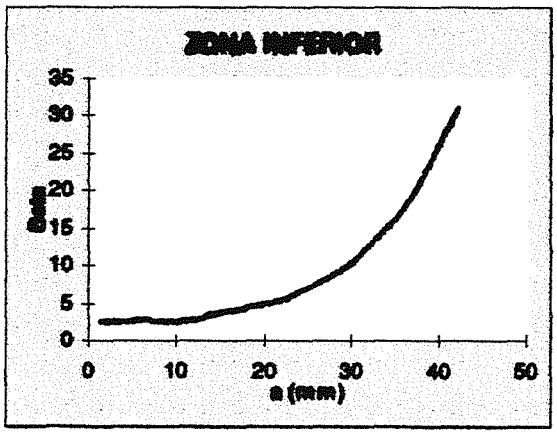



Fig. 6. Valor del factor geométrico de concentración de tensiones en función de la longitud de la grieta en la zona 1.

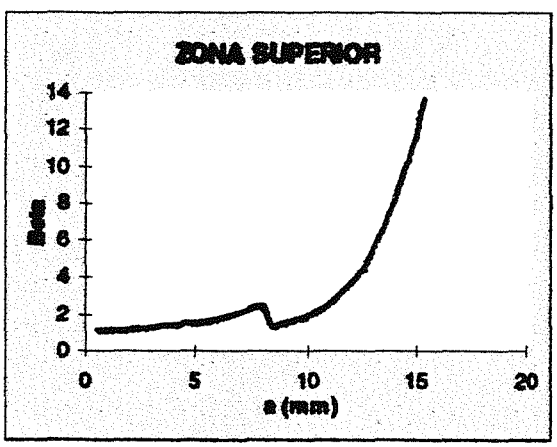



Fig. 7. Valor del factor geométrico de concentración de tensiones en función de la longitud de la grieta en la zona 2.

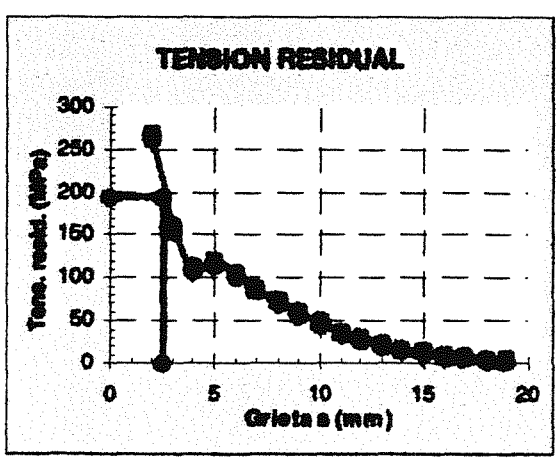



Fig. 8. Gráfico de tensiones residual frente a tamaño de grieta de la zona 1.

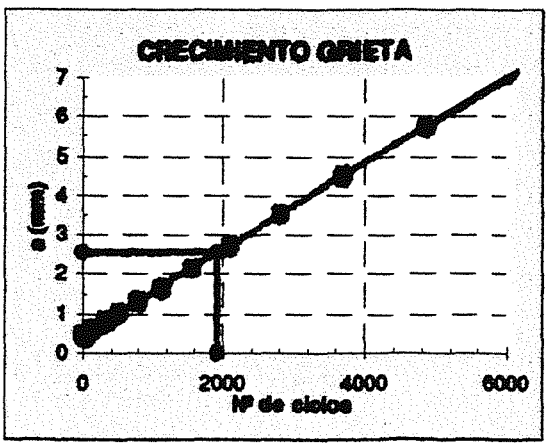



Fig. 9. Gráfico de crecimiento de grieta frente a nº de ciclos de la zona 1.

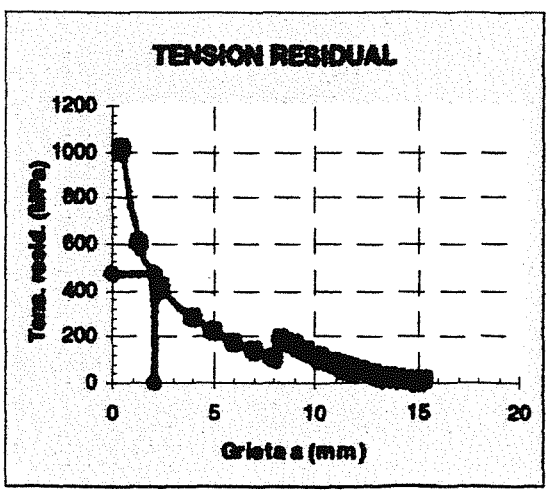



Fig. 10. Gráfico de tensiones residual frente a tamaño de grieta de la zona 2.

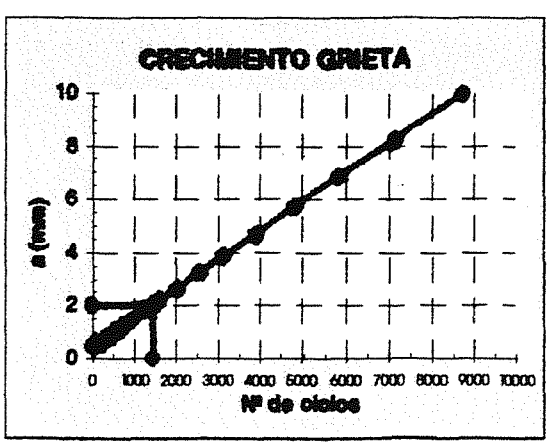



Fig. 11. Gráfico de crecimiento de grieta frente a nº de ciclos de la zona 2.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# VALORACION DE LA TENACIDAD DE LAS UNIONES SOLDADAS DE CHAPAS GRUESAS DE DOS ALEACIONES DE TITANIO POR EL PROCESO DE SOLDADURA POR PLASMA - ARCO

**L. M. Plaza, I. Eizaguirre, F. Santamaría y A. M Irisarri**

**INASMET c. Portuetxe 12, 20009 San Sebastián**

**Resumen:** Se ha analizado el comportamiento frente a la fractura de las uniones soldadas mediante el proceso de plasma - arco (PAW) de una chapa de 12 mm de espesor de titanio de pureza y una de 17 mm de la aleación Ti - 6 Al - 4V. En todo el margen de temperaturas estudiado los valores registrados en los ensayos efectuados en la unión de la chapa de titanio de pureza comercial superan no solo los obtenidos en uniones anteriores por el proceso de soldadura por arco bajo protección de gas (GTAW), analizados en un trabajo anterior, sino incluso a los correspondientes a las probetas con entalla en el material base. En el caso de la unión de la aleación de la aleación Ti - 6 Al - 4V los resultados obtenidos son óptimos puesto que supera tanto al base como a las uniones por haz de electrones (EBW).

**Abstract:** The fracture behaviour of 12 mm thick plates of commercial purity titanium and 17 mm thick plates of Ti - 6 Al - 4V alloy joined by means of plasma arc welding (PAW) has been studied. In the whole range of the testing temperatures fracture toughness of the commercial purity titanium joints is not only higher than that of gas tungsten arc weldements (GTAW) but even than that recorded in base plate specimens. Results in Ti - 6 Al - 4V plates weldments are also higher than those in the base material or the electron beam welded (EBW) joints.

## 1.- INTRODUCCION

El titanio y sus aleaciones son ampliamente utilizados en equipos para la industria aeroespacial, química, plantas de generación de energía eléctrica y un número creciente de aplicaciones. Este avance en el uso de estos materiales se debe no solo al mejor conocimiento de la metalurgia del titanio y sus aleaciones sino a la solución satisfactoria a los problemas asociados con la soldadura de los mismos [1].

Es sobradamente conocido que el titanio a temperaturas superiores a 300° C, y muy especialmente cuando se halla en estado fundido muestra una acusada reactividad con los elementos de la atmósfera circundante. La captación de oxígeno, nitrógeno o hidrógeno incluso a niveles muy bajos puede provocar una fragilización de la aleación y dar lugar a la formación de poros [2].

Estos elementos se disuelven intersticialmente en el metal alterando sustancialmente sus propiedades. Pequeñas cantidades de nitrógeno y oxígeno incrementan apreciablemente la dureza del metal pero reducen su tenacidad en tanto que la disolución del hidrógeno provoca una fuerte fragilización del material, aumentando su sensibilidad a la entalla [3]

Esto obliga a adoptar las medidas necesarias para garantizar la protección de la unión mientras permanece caliente, labor que puede efectuarse soldando bajo vacío o mediante el empleo de un gas inerte de alta pureza que evite el contacto de la pieza caliente con la atmósfera circundante.

Además las propiedades mecánicas de las uniones soldadas dependen en gran medida de la estructura obtenida en el proceso de solidificación Por un lado, parece interesante el empleo de bajos aportes térmicos que permita la consecución de un tamaño de grano más fino pero no se debe olvidar que este aporte debe ser suficiente para conseguir una penetración total. Resulta evidente, por tanto, que el aporte térmico óptimo será aquel que garantizando una penetración total sea capaz de producir la microestructura más fina [4]

Los procesos de soldadura por arco utilizando un gas inerte para impedir la posible contaminación exterior han demostrado sobradamente su eficacia para el logro de uniones fiables de titanio y sus aleaciones. Así tanto los procesos de soldadura por arco bajo gas de protección con electrodo no consumible GTAW [5-6] como con electrodo consumible GMAW [7] se han utilizado con éxito para la unión de estos materiales.

El término soldadura por plasma o por plasma arco, muy a menudo designado por sus iniciales en inglés PAW, se usa para describir un proceso de soldadura

desarrollado a partir del GTAW del cual se distingue por la existencia de una boquilla constrictora que rodea al electrodo de wolframio empleado para crear el arco [8] Este arco se puede establecer entre el electrodo y la pieza a soldar (arco transferido) o entre el electrodo y la citada boquilla constrictora (arco no transferido) [9].

El denominado gas de orificio se suministra a través de la boquilla constrictora que rodea al electrodo, calentándose e ionizándose a causa del arco establecido, para formar el plasma saliendo a través del pequeño orificio de la boquilla constituyendo un chorro de plasma. El flujo auxiliar de gas, que ejerce la labor de proteger al metal caliente de la contaminación del ambiente, se insufla a través de otra boquilla exterior de mayor diámetro, concéntrica con la anterior, similar a la utilizada en el proceso GTAW.

Sin entrar a describir el proceso de soldadura por plasma, que se expone de forma más detallada en otro trabajo [10], si conviene resaltar las diferencias que presenta con respecto al proceso GTAW convencional. En este último el arco se crea libremente entre el electrodo y la pieza, tiene forma cónica, y la energía aportada a la pieza depende, además de la regulación de los parámetros eléctricos, de la forma de la punta del electrodo y de la distancia entre éste y la pieza.

Sin embargo, en el proceso de arco de plasma transferido el arco eléctrico producido entre el electrodo y la pieza es obligado a pasar por un estrecho orificio existente en la boquilla de constricción, por el cual pasa también el gas de plasma, lo cual da lugar a la creación de una columna de plasma de forma cilíndrica y que, debido a su estrechez, concentra una mayor densidad de energía, hecho que se traduce en una temperatura más elevada que la alcanzada en el proceso GTAW convencional.

Debido a esta forma columnar del arco de plasma la distancia entre el electrodo y la pieza no resulta tan crítica como en el proceso GTAW pero si lo es en cambio el caudal de gas de plasma pudiendo ser determinante a la hora de regular el nivel de penetración del arco en el metal.

Cuando el proceso de soldadura por plasma se aplica sobre materiales de mediano o fuerte espesor es cuando más fácilmente se descubren las ventajas que ofrece con respecto al GTAW convencional. En este último proceso el máximo espesor que es posible unir de una sola pasada resulta bastante reducido, obligando al empleo de pasadas múltiples para la realización de las juntas de mayor espesor. Sin embargo, utilizando el proceso de soldadura por plasma con la denominada técnica de ojo de cerradura (key hole) se puede conseguir la creación de un orificio anular sobre la junta que atraviesa todo el espesor del metal y que conforme avanza el arco a lo largo del cordón el orificio creado se va cerrando por detrás. Este cierre se produce gracias a la tensión superficial existente en el metal fundido que tiende a unir las dos caras de la junta creando un cordón de soldadura con penetración total.

El objetivo del presente trabajo es el estudio del comportamiento frente a la fractura de las uniones soldadas de dos chapas gruesas, una de titanio de pureza comercial y la otra de la aleación Ti - 6Al - 4V producidas por el proceso de plasma - arco

## 2.- TECNICA EXPERIMENTAL

Los materiales elegidos para el presente estudio fueron una chapa de 12 mm de titanio de pureza comercial, grado 2 según la norma ASTM B265 [11], y otra de 17 mm de la aleación Ti - 6Al - 4V, correspondiente al grado 5 de acuerdo con la citada norma. Esta última aleación se encuentra en el estado designado 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 fabricación. La composición química de estos materiales y sus características mecánicas se ofrecen en las Tablas 1 y 2, respectivamente.

| Ref. | C | O | N | H |
|---|---|---|---|---|
| Pur.C. | 0.02 | 0.14 | 0.014 | 0.0020 |
| Ti-6-4 | 0.01 | 0.19 | 0.005 | 0.0016 |

| Ref. | Fe | Al | V | Ti |
|---|---|---|---|---|
| Pur.C. | 0.12 | - | - | Resto |
| Ti-6-4 | 0.16 | 6.51 | 4.08 | Resto |

**Tabla 1.** Composición química de las aleaciones estudiadas

Diversas muestras de estas chapas se soldaron en su dirección transversal por el proceso de plasma - arco. Las uniones, efectuadas en una sola pasada, se realizaron a tope, sin separación, con bordes mecanizados por fresado a 90°. Tanto para la creación del gas de plasma como para el de protección del metal argón de 99.97% de pureza. Una

descripción más detallada de las condiciones de soldadura se ofrece en otro trabajo [12]. Las figuras 1 y 2 muestran las macrografías correspondientes a secciones transversales de las uniones de las chapas de titanio de pureza comercial y aleación Ti - 6Al - 4V, respectivamente.

| Ref. | Or. | L.E. (MPa) | C.R. (MPa) | Alarg. (%) |
|---|---|---|---|---|
| Pur.C. | L | 383 | 480 | 26.6 |
| Pur.C. | T | 480 | 529 | 26.9 |
| Ti-6-4 | L | 967 | 1043 | 17.0 |
| Ti-6-4 | T | 1010 | 1085 | 16.0 |

**Tabla 2.** Características mecánicas de las dos aleaciones estudiadas

De estas muestras soldadas se extrajeron las probetas necesarias para la realización de los ensayos de caracterización del comportamiento a fractura de las mismas. Estos ensayos se efectuaron sobre probetas de doblado en tres puntos de espesor igual al de la chapa, mecanizadas en la dirección longitudinal y situada la entalla de tal forma que la fractura progrese en la dirección del cordón, ésto es poseen la orientación L-T. Los ensayos se realizaron a temperaturas comprendidas entre - 60 y + 20° C sobre probetas con la entalla situada en las zonas de metal depositado o afectada térmicamente, conforme a las indicaciones de la norma BS 7448 Part 1 [13].

## 3.- RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 3 muestra el efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las probetas extraídas de la unión de las chapas de titanio de pureza comercial, tanto con la entalla en el metal depositado como en la zona afectada térmicamente. La comparación de estos resultados con los registrados en el material base o en el metal depositado por GTAW [5] pone de manifiesto la tenacidad claramente superior de las uniones por plasma - arco. No obstante, la soldadura por el proceso de haz de electrones, por dos procedimientos diferentes [14] conduce a unos valores aún mayores.

La razón de la elevada tenacidad tanto de estas uniones como la de las efectuadas por el proceso PAW se ha atribuido a la microestructura acicular del metal fundido de todas ellas, que se evidencia en la figura 4 para la unión por plasma - arco que obliga a la grieta a seguir un camino más sinuoso en su propagación. El análisis fractográfico en el microscopio electrónico de barrido confirma esta hipótesis puesto que se observa una superficie rugosa con huellas evidentes de que la grieta ha contorneado muchas de las agujas existentes con la consiguiente desviación en su propagación.

Los valores de tenacidad de la zona afectada son incluso ligeramente superiores a los del metal depositado, pudiéndose ofrecer una explicación totalmente similar ya que también posee una microestructura acicular.

Por su parte, la figura 5 presenta los resultados registrados en el ensayo de las probetas extraídas de las uniones soldadas de la chapa de 17 mm de la aleación Ti - 6Al - 4V. Una vez más, los valores correspondientes a las probetas de metal depositado superan a los obtenidos en el ensayo del material base [15]. La razón para la consecución de unos niveles de tenacidad tan altos se debe buscar una vez más en la microestructura acicular del metal depositado (figura 6).

Aún más, en este caso, la tenacidad resulta incluso superior a la de las uniones por haz de electrones de esta aleación. Una posible explicación a este comportamiento se encuentra en la aparición de martensita alfa prima, fase acicular frágil, en pequeños porcentajes en las uniones por haz de electrones, como consecuencia de la mayor velocidad de enfriamiento de las mismas que provoca una cierta disminución de tenacidad, tal y como se puede observar en la micrografía de la figura 7.

Una hipótesis similar ha sido formulada en otro trabajo [16]. A ello hay que añadir el efecto ejercido por una variación en el espacio interdendrítico provocada por la diferente velocidad de solidificación de unas y otras uniones. Por su parte, los valores de las probetas de las uniones por PAW con la entalla en la zona afectada resultan ligeramente inferiores a los obtenidos en el metal depositado. También en este caso se puede pensar en una explicación similar a la propuesta para justificar la menor tenacidad de las uniones por haz de electrones.

## 4.- CONCLUSIONES

a.- Se han obtenido uniones soldadas de chapas de fuerte espesor de dos aleaciones de titanio por el proceso plasma - arco con unos niveles de tenacidad considerables hasta temperaturas tan bajas como son

los 60° C bajo cero.

b.- Los resultados registrados en las probetas con la entalla en el metal depositado superan a los de los correspondientes materiales base en el margen de temperaturas considerado. En el caso de la chapa de titanio de pureza comercial son también mayores que los obtenidos en el metal depositado por GTAW pero menores que los del metal fundido por haz de electrones. Esta alta tenacidad se ha atribuido a la microestructura acicular del metal depositado

c.- En las uniones de la chapa de aleación Ti - 6Al - 4V los valores obtenidos en el metal depositado por PAW superan incluso a los de haz de electrones. Una posible explicación se puede buscar en el hecho de que aunque en ambos casos la microestructura es acicular en las uniones por haz de electrones existe un cierto porcentaje de martensita alfa prima, fase frágil, que disminuye la tenacidad de las mismas.

d.- Los valores obtenidos en las probetas con la entalla en la zona afectada resultan superiores a los del material base en ambos materiales y en el rango completo de temperaturas analizado.

## 5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda prestada a los proyectos MAT 92-0078 y MAT 95-1963E de los cuales se ha extraído el presente trabajo así como el apoyo ofrecido por el Gobierno Vasco al mismo. Así mismo se debe destacar la importante contribución de E. Martínez y G. Atxaga en la preparación de este documento.

## 6.- REFERENCIAS

[1] Zamkov V. Z. Welding and Brazing of Titanium Alloys. Titanium Science and Technology Vol 2 pp 771 - 782. D.G.M. Oberursel (1984)

[2] Marya S. K, Le Maitre F, Priem F. y Frayret J. P. On the Submerged Arc Welding of Thick TA6V Plates using a New Welding Flux. Ibid 823 - 830

[3] Welding Handbook 7th Edition Vol 4. Metals and their Weldability. pp 434 - 473. American Welding Society (1982)

[4] Mayra S. K, Elahonel A. y Le Maitre F. Effect of Process Parameters on GTA Welding of a Titanium TA6V Alloy Proceedings Sixth World Conference on Titanium. Cannes Vol III pp 1221 - 1226. Societé Francaise de Metallurgie (1988)

[5] Plaza L. M. Irisarri A. M. Eizaguirre I. y Santamaría F. Estudio del Comportamiento a la Fractura de Uniones Soldadas de Titanio de Fuerte Espesor. Novenas Jornadas Técnicas de Soldadura. Madrid (1992)

[6] Eizaguirre I, Belza E, Irisarri A. M, Gil - Negrete A y Santamaría F. Fracture Toughness Characterization of Titanium Grade 2 G.T.A. Weldments. Welding 90 pp 391 - 396. IITT International Geesthacht. Alemania 1990

[7] Eickhoff S. T. y Eagor T. W. Weld. J. Vol 69 No 10 pp 382 - 388 (1990)

[8] Abbot W. Hints for Welding Titanium. Titanium and Titanium Alloys. Source Book. pp 315 - 317 A.S.M. Metals Park Ohio (1982)

[9] Shaw C. B. Weld. J. Vol 59 No 4 pp 121s - 125s (1980)

[10] Irisarri A. M. Metalurgia del Titanio y sus Aleaciones. INASMET (1992).

[11] ASTM B265 Standard Specification for TItanium and Titanium Alloys Sheet, Strip and Plates. Annual Book of Standards. Vol 02.04.

[12] Estudio del Comportamiento de Aleaciones de Titanio y sus Uniones. INASMET (1995)

[13] BS 7448. Part 1: 1991. Methods for Determination of $K_{IC}$, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials. British Standard Institution. Londres

[14] Santamaría F, San José I, Vega de Seoane A e Irisarri A. M. Fracture Behaviour of Two Titanium Alloys Electron Beam Welded Joints. Eurojoin 95. Florencia Italia. (1995)

[15] Plaza L. M, Zapiráin F e Irisarri A. M. Anales de Mecánica de la Fractura, 11 pp 221- 228 (1994)

[16] Obata Y, Mori K, Aoki K, Kakimi T, Satoh H, Nakasone M y Kishi T. Fracture Behaviour of Electron Beam Welds. Titanium Science and Technology Vol 2 pp 807 - 813. D.G.M Oberursel (1985)

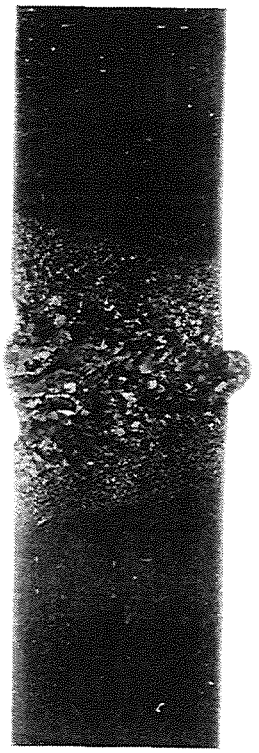


Fig. 1.Macrografía de la unión soldada de la chapa de titanio de pureza comercial por el proceso PAW.

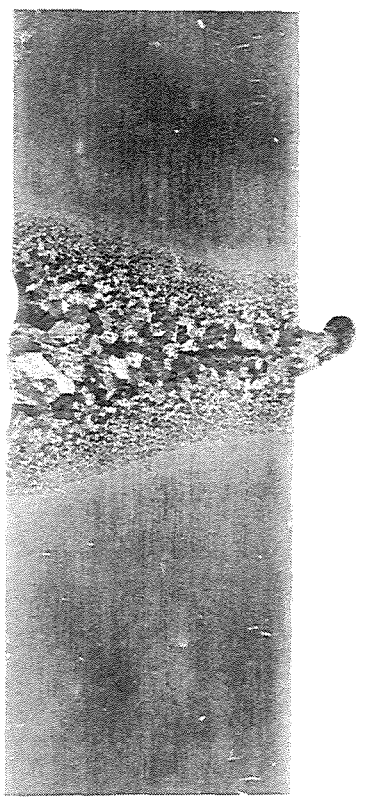


Fig. 2. Macrografía de la unión soldada de la chapa de aleación Ti-6Al-4V por el proceso PAW.

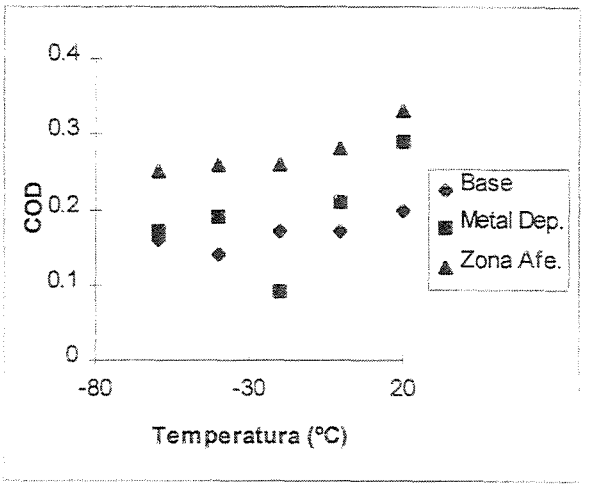



Fig. 3. Efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las uniones soldadas de la chapa de titanio de pureza comercial.

Fig. 4. Microestructura de la unión soldada de la chapa de titanio de pureza comercial.

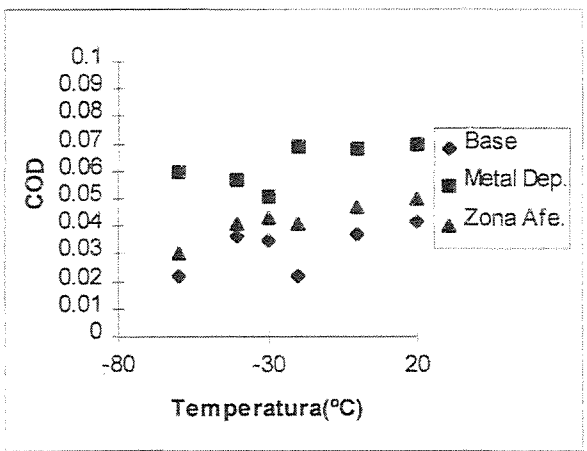



Fig. 5. Efecto de la temperatura sobre la tenacidad de las uniones soldadas de la chapa de aleación Ti-6Al-4V.

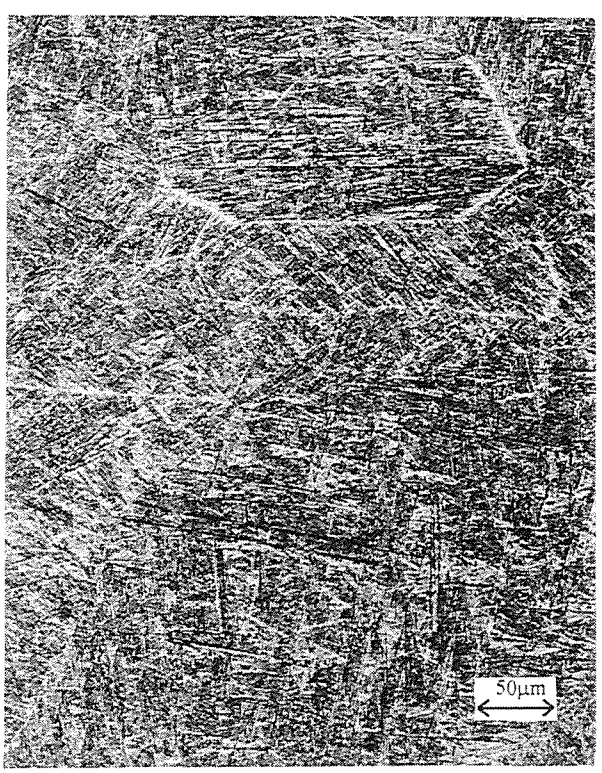



Fig. 6. Microestructura de la unión soldada de la chapa de la aleación Ti-6Al-4V por el proceso PAW.

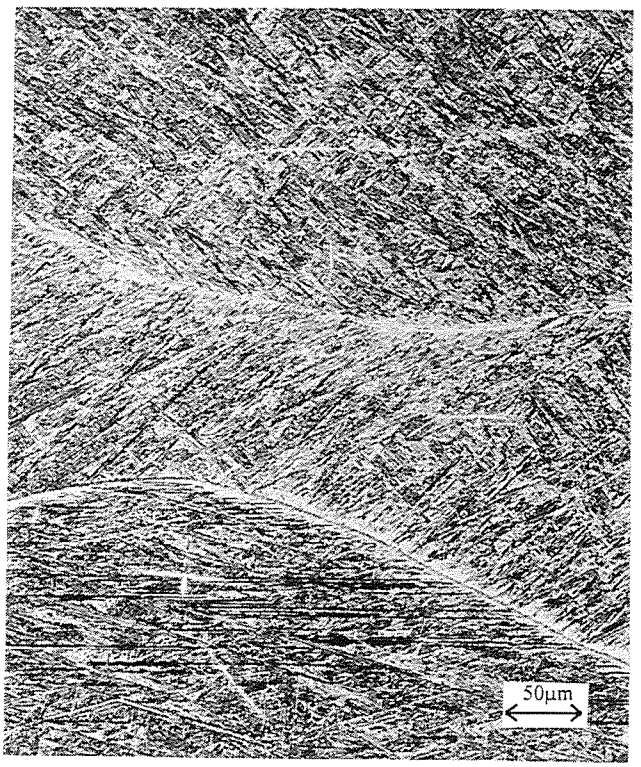



Fig. 7. Microestructura de una unión soldada de la chapa de aleación Ti-6Al-4V por el proceso de soldadura por haz de electrones (EBW).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# COMPORTAMIENTO FRENTE A LA FLUENCIA DE UNA ALEACION Ti - 6Al - 4V EN DIFERENTES ESTADOS DE TRATAMIENTO TERMICO

**F. J. Seco, F. Zapiráin, F Peñalba y A. M. Irisarri**

**Dpto. Materiales Metálicos. INASMET c. Portuetxe 12, 20009 San Sebastián**

**Resumen:** Se ha analizado el comportamiento frente a la fluencia de una chapa de 17 mm de espesor de una aleación Ti - 6Al - 4V en distintos estados de tratamiento térmico. Todos los ensayos se efectuaron a 455° C sobre probetas extraídas tanto en la dirección longitudinal como transversal de diversas muestras de la chapa que previamente, habían sido sometidas a uno de los distintos tratamientos. El máximo tiempo a rotura se obtiene en las probetas recocidas en fase beta en cualquiera de las dos direcciones. En la dirección longitudinal la vida a fluencia de las probetas recocidas en la región alfa - beta supera a la de las muestras en el estado de recepción. Sin embargo, en la dirección transversal los tiempos a rotura de unas y otras son similares. La realización de un amplio estudio metalográfico y fractográfico ayuda a comprender las razones de este diferente comportamiento entre las distintas muestras

**Abstract:** The creep behaviour of a 17 mm thick plate of a Ti - 6Al - 4V alloy in various heat treating conditions has been analyzed. Tests were performed at 455° C on specimens machined in the longitudinal or transverse directions of various coupons of this plate that have been previously treated to obtain different conditions. Maximum creep life was achieved in beta annealed speciemns in both longitudinal or transverse orientations. In the longitudinal direction alpha - beta annealed samples exhibit higher creep lives than those in the as received, mill annealed, condtion. However, in the transverse orientation failure time in both heat treatment conditions are similar. The metallographic and fractographic study carried out on the various samples help to understand the differences in behaviour among the various samples.

## 1.- INTRODUCCION

El presente trabajo se encuadra dentro de un amplio programa de investigación que se ha venido desarrollando en INASMET a lo largo de los últimos años analizando los procesos de producción y el comportamiento en servicio de las aleaciones de titanio y sus uniones soldadas y del cual han formado parte una serie de proyectos subvencionados por distintas Administraciones (Gobierno Vasco, CICYT, Unión Europea) o por varias empresas. En el se ha estudiado el comportamiento frente a la fluencia de una chapa de 17 mm de espesor de una aleación Ti - 6Al - 4V, en distintos estados de tratamiento térmico.

La fluencia de un metal es la deformación que se produce a lo largo de un periodo de tiempo bajo la acción de una tensión constante y que, caso de mantenerse en servicio durante un periodo de tiempo suficientemente prolongado, acabaría provocando la rotura. La respuesta de un material a una tensión aplicada depende de la magnitud de la tensión, la velocidad de deformación, la temperatura y la estructura. La deformación elástica tiene lugar en el momento de aplicación de la carga y desaparece en el instante en que se elimina esta carga. Por tanto, es independiente del tiempo y reversible y su magnitud resulta función directa de la tensión aplicada. Por el contrario, la deformación plástica es irreversible y provoca, por tanto, un cambio permanente en la forma de la pieza que la sufre. Generalmente consiste en una componente independiente del tiempo y en otra dependiente, a veces denominada deformación viscoplástica. Esta componente de la deformación plástica dependiente del tiempo es la que se designa como fluencia [1]

A temperaturas por debajo de aproximadamente el 30% de su temperatura de fusión, en grados absolutos, es razonable y ampliamente admitido el considerar que el comportamiento elasto - plástico de los metales resulta independiente del tiempo. La deformación que se produce instantáneamente como respuesta a la carga es grande en comparación con la que se acumula en el curso de un prolongado mantenimiento bajo carga. Sin embargo, aquellos componentes que operan a temperaturas superiores se observa una deformación que se incrementa con el tiempo de permanencia a temperatura elevada y que puede llegar a ser el factor determinante en la vida y, consecuentemente, en el diseño de la estructura [2]

Existen tres importantes parámetros que controlan el riesgo de que se produzca la rotura que son la tensión, la temperatura y el tiempo. En realidad absolutamente todos los materiales metálicos fallan por fluencia bajo una carga constante reducida a todas las temperaturas pero el tiempo necesario para que se ocasione la rotura es enorme. Sin embargo, un incremento de la tensión y, principalmente, de la temperatura aceleran el proceso. No obstante, los niveles de tensión para los cuales la rotura se produce por fluencia son bajos, inferiores al límite elástico del material a la temperatura de trabajo puesto que, caso contrario, la componente de la deformación plástica independiente del tiempo juega un papel importante en el proceso de rotura [3].

En el caso de las aleaciones de titanio la máxima temperatura de utilización prolongada de equipos se sitúa en torno a los 950° C, aunque para aplicaciones en que los calentamientos se producen durante un breve periodo de tiempo, como las protecciones contra fuego de los reactores de los aviones, esta temperatura se puede incrementar hasta unos 1100° C [4]. Sin embargo, en el momento actual la barrera de empleo de estas aleaciones se sitúa en torno a unos 600° C, debido a la notable oxidación superficial que puede producirse en el curso del trabajo a temperaturas más altas que reduce seriamente las prestaciones en servicio de la aleación [5].

Esta temperatura de utilización de 600° C se ha alcanzado en las aleaciones alfa a las cuales se ha añadido una serie de elementos que mejoren su resistencia mecánica a temperatura elevada y, sobre todo, su comportamiento frente a la fluencia. Para ello se partió de las aleaciones alfa convencionales con la adición de porcentajes apreciables de circonio, entre el 3 y el 5%, que incrementa su resistencia mecánica a temperatura elevada y una cantidad limitada de silicio (0.25 - 0.5%) pero que rebasa la que produce la supersaturación y mejora notablemente la resistencia frente a la fluencia [5]. Estas mejoras en la composición química de la aleación deben ir acompañadas de un riguroso control del proceso termomecánico si se quiere conseguir aumentar al máximo sus prestaciones. De esta forma se ha desarrollado la aleación conocida por el nombre comercial de IMI 834 que posee unas excelentes propiedades de resistencia mecánica tanto a temperatura ambiente como elevada, un buen comportamiento frente a la fatiga y una alta resistencia frente a la fluencia en las condiciones de trabajo [6]. De esta forma este material, empleado en los discos de compresor de las turbinas de aviación ha podido extender su margen de utilización hasta los 600° C, antes mencionados.

Sin embargo, el altísimo costes de estas aleaciones justifica su uso únicamente en componentes muy concretos que se van a hallar sometidos a unas solicitaciones extremadamente exigentes. En otros equipos el empleo de estos materiales resultaría prohibitivo y, dadas las condiciones de trabajo menos drásticas que soportan, el empleo de una aleación con propiedades inferiores, pero sensiblemente más barata, parece una alternativa razonable. En este sentido, sin ninguna duda, la aleación Ti - 6Al - 4V continúa siendo la más empleada en la industria aeroespacial en aquellos equipos que deben trabajar a temperaturas inferiores a 350° C [5], y su uso se está extendiendo a otros campos. Además, es sobradamente conocido que las propiedades de esta aleación se pueden modificar fuertemente en función de las condiciones de tratamiento termomecánico a que haya sido sometida en el curso de su proceso de fabricación [7]. Esto debe permitir seleccionar aquel estado de tratamiento que ofrezca la mayor resistencia frente a la fluencia y así mejorar las prestaciones en servicio del componente.

El objetivo del presente trabajo es analizar el efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia frente a la fluencia de una chapa de 17 mm de la aleación Ti - 6Al - 4V.

## 2.- TECNICA EXPERIMENTAL

El material seleccionado para este estudio consistió en una chapa de 17 mm de espesor de la aleación Ti - 6Al - 4V cuya composición corresponde a 6.51% Al, 4.08% V, 0.16% Fe, 0.01% C, 0.19% O, 0.005% N, 0.0016% H siendo el elemento mayoritario, lógicamente, el titanio.

De esta chapa se extrajeron diversas muestras que fueron sometidas a diferentes tratamientos térmicos. El primero de éstos corresponde al estado de recepción de la chapa (ER) que corresponde al denominado recocido de laminación consistente en un breve mantenimiento a 720° C, seguido de enfriamiento al aire como paso final de su proceso de elaboración. El segundo tratamiento consistió en un recocido en la región de existencia exclusiva de la fase beta, a 1040° C, durante media hora seguido de enfriamiento al aire y posterior tratamiento durante 2 horas a 730° C con enfriamiento también al aire ( referenciado como BA). Este tratamiento corresponde a aquel que ha ofrecido la máxima tenacidad en algunos estudios previos [7,8]. Finalmente, el tercer grupo de muestras (que ha sido designado como 4) fue recocido a 940° C durante 4 horas con un enfriamiento lento en el horno hasta 700° C y, posteriormente, al aire. La aplicación de

este tratamiento térmico conduce a una buena combinación de propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad [7,8]

De cada una de las muestras tratadas se mecanizaron probetas de fluencia, unas con su eje situado en la dirección de laminación de la chapa (longitudinal) y las otras perpendiculares a ésta (transversal) Estas probetas se sometieron a ensayos de fluencia a la temperatura de 455° C, de acuerdo con las indicaciones de la norma ASTM E139 [9]. El estudio se completó con un amplio estudio metalográfico de las distintas muestras así como con un análisis fractográfico de las superficies de fractura de una de las mitades de las probetas en el microscopio electrónico de barrido, en tanto que sobre la otra mitad se efectuó un proceso de retención de bordes y la preparación de una probeta metalográfica de una sección longitudinal.

## 3.- RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 1 exhibe los resultados registrados en los ensayos de fluencia de las diferentes probetas. Se aprecia claramente que el máximo tiempo a rotura se obtiene en las probetas de la referencia BA, tanto en las extraídas en la dirección longitudinal como transversal. Por otra parte, cuando se analizan los resultados de las medidas de estricción en las diferentes probetas se observa la existencia de una relación inversa entre dichos valores y la vida a fluencia del material.

El examen metalográfico de las probetas de fluencia pertenecientes a las diferentes muestras revela la actuación de distintos mecanismos en cada uno de los casos. Así, tal y como exhibe la macrografía de la figura 2, las probetas correspondientes a las muestras tratadas en fase beta y enfriadas al aire (BA) presentan un número bastante reducido de microgrietas de gran tamaño que parecen hallarse situadas en las juntas de grano y, preferentemente, en los puntos triples, sugiriendo la actuación de un mecanismo de deslizamiento de las antiguas juntas de grano beta. El ataque con el reactivo metalográfico, y la observación a mayores aumentos, confirman este agrietamiento preferencial de las juntas (figura 3), que ahora delimitan las colonias de agujas de fase alfa.

Una conclusión similar se alcanzó en un trabajo previo efectuado sobre muestras moldeadas de esta misma aleación [10]. Sin embargo, conviene señalar que estas probetas exhiben una pobre ductilidad (valorada tanto en términos de alargamiento a la rotura como, fundamentalmente, de estricción) que supone que el fallo se produce de forma difícilmente detectable. Por otra parte, la microestructura acicular induce una merma en las prestaciones frente a la fatiga del componente, aspecto que debe ser tenido muy en cuenta en muchas de las condiciones de trabajo [11]

Las muestras tratadas en la región alfa - beta con enfriamiento lento en el horno presentan una vida a fluencia con una acusada direccionalidad. En tanto que las probetas longitudinales fallan al cabo de aproximadamente la mitad del tiempo que las BA pero sensiblemente mayor que el de las del estado de recepción en las transversales la vida a fluencia es prácticamente idéntica a la de estas últimas y del orden de la tercera parte que la de las BA. El examen de las probetas pone de manifiesto que el mecanismo operante es uno de fluencia por difusión de cavidades generadas en la fase beta que bordea los granos de la fase alfa que constituyen un camino más rápido, tal y como muestra la micrografía de la figura 4. Una posible explicación de la observada direccionalidad se basaría en la menor presencia de esta fase y en la aparición de algunas zonas de microestructura acicular, no observada en las probetas transversales, tal y como pone de manifiesto una comparación entre las micrografías de las figuras 5 y 6.

Por otra parte, habida cuenta del mecanismo operante un incremento del tamaño de grano de fase alfa, del 20 al 30%, redundaría en una mayor vida a fluencia del material que pudiera llegar a equipararse a la de la aleación en el estado BA pero sin la peligrosa pérdida de ductilidad que ésta conlleva. Otro tratamiento que merece ser estudiado es el denominado como solubilización y envejecimiento que conduce a una microestructura mixta de granos de fase alfa y agujas de esta misma fase generadas por transformación de los granos de fase beta presentes a la temperatura de tratamiento.

Finalmente, las muestras del material en estado de recepción (ER) extraídas en la dirección longitudinal de la chapa presentan la mínima vida a fluencia entre todas las analizadas. El examen de las probetas en el microscopio óptico permite detectar tan solo un número muy limitado de agujeros, y únicamente en las proximidades de la rotura, (agujeros plásticos), como se observa en la figura 7, sugiriendo que no se trata realmente de cavidades de fluencia y que el mecanismo de fallo operante es uno de ascensión de dislocaciones (dislocation climb). La micrografía de la figura 8 en la cual se observan los agujeros alineados de forma preferente en la dirección longitudinal de la probeta apoya esta hipótesis.

De acuerdo con este mecanismo las dislocaciones existentes en la red cristalina del material son capaces

de superar la natural rigidez del cristal y otros posibles obstáculos introducidos para impedir la fluencia, y se mueven a través de la red [12]. No se ha encontrado una explicación razonable a la notablemente mayor duración de las probetas transversales con respecto a las longitudinales, hecho que es aún más sorprendente si se tiene en cuenta que tanto los valores de alargamiento a la rotura y estricción como la microestructura de la aleación en ambas direcciones son totalmente similares. Es necesario disponer de un mayor volumen de datos que confirmen esta tendencia antes de poder elevar esta conclusión a definitiva.

## 4.- CONCLUSIONES

a.- Se ha detectado una acusada diferencia en la vida a fluencia de una aleación Ti - 6Al - 4V en función del estado de tratamiento. Se observa una relación inversa entre la ductilidad del material medida en términos de alargamiento a la rotura o, principalmente, estricción y la vida a fluencia de las probetas.

b.- Las muestras tratadas en fase beta y enfriadas al aire, referencia BA, son las que exhiben la máxima vida a fluencia tanto en la dirección longitudinal como transversal. Sin embargo, la pobre ductilidad a la rotura del material en este estado puede ocasionar que la rotura se produzca de forma totalmente inesperada con el peligro que ello supone. La rotura de estas probetas se ha producido por un mecanismo de deslizamiento de las antiguas juntas de grano beta que ahora delimitan las colonias de agujas de fase alfa.

c.- La vida a rotura de las probetas longitudinales de la referencia 4 se sitúan entre las de las BA y ER. El mecanismo operante es uno de fluencia por difusión de cavidades generadas en la fase beta que bordea los granos de la fase alfa. La mayor distancia entre los islotes de fase beta en las probetas longitudinales y la presencia de algunas agujas de fase alfa en las probetas longitudinales pudiera constituir una razonable explicación del mejor comportamiento de éstas frente a las transversales.

d.- Habida cuenta del mecanismo operante en el material en este estado de tratamiento un aumento del tamaño de grano, o lo que es lo mismo de la distancia entre los islotes de la fase beta, debería inducir un incremento en la vida a fluencia de la aleación, llegando a equipararse con la que posee en el estado BA

e.- La rotura de las muestras de la referencia ER se ha producido por un mecanismo de ascensión de dislocaciones sin que se lleguen a generar cavidades de fluencia en el material. No se ha encontrado ninguna justificación del diferente comportamiento de las muestras longitudinales y transversales.

## 5.- REFERENCIAS

[1] Cadek J. Creep in Metallic Materials. pp 14 Elsevier Amsterdam (1988)

[2] Riedel H. Fracture at High Temperature pp 3 Springer Verlag Berlin (1987)

[3] Irisarri A. M. Criterios de Selección de Materiales. INASMET San Sebastián (1996)

[4] Titanium and its Alloys. Titanium and Titanium Alloys. Source Book. pp 10 - 19. ASM Metals Park Ohio (1982)

[5] Blenkisop P. A. Developments in High Temperature Alloys. Titanium Science and Technology. Vol 4 pp 2323 - 2338. D.G.M. Oberursel (1985)

[6] Neal D. F. Optimisation of Creep and Fatigue Resistance in High Temperature Ti Alloys IMI 829 and IMI 834. Ibid pp 2419 - 2424

[7] Plaza L. M, Zapiráin F. e Irisarri A. M. Anales de Mecánica de la Fractura Vol 11 pp 221 - 228 (1994)

[8] Plaza L. M, Zapiráin F, Vega de Seoane A e Irisarri A. M. Influence of the Heat Treatment and Notch Orientation on the Fracture Toughness of a Ti - 6Al - 4V Alloy. Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure Vol I, pp 553 - 558 EMAS Ltd. (1996)

[9] ASTM E139 - 90. Conducting Creep, Creep - Rupture and Stress Rupture Tests of Metallic Materials ASTM Annual Book of Standards Vol 03.01

[10] Chakrabarti A. K y Nichols E. S. Creep Behaviour of Cast Ti - 6Al - 4V, Titanium'80 Science and Technology Vol 2 pp 1081 - 1096. The Metallurgical Society of AIME, (1980)

[11] Lampman S. Wrought Titanium and Titanium Alloys Metals Handbook 10 th Edition Vol 2, pp 627, ASM Materials Park Ohio (1990)

[12] Boyle J. T. y Spence. Stress Analysis for Creep. pp 11 - 12. Butterworths Londres (1983)

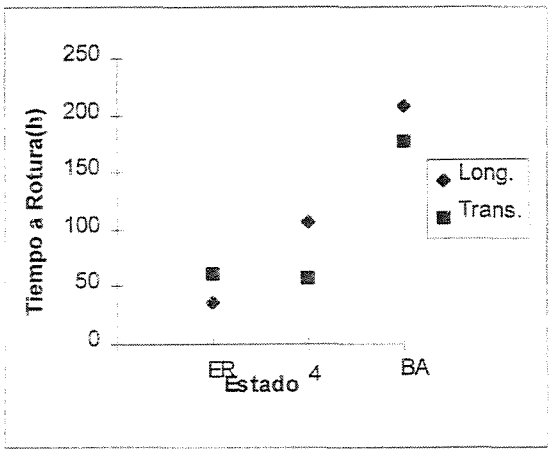



Fig. 1. Vida a fluencia de la aleación Ti-6Al-4V en los diferentes estados de tratamiento térmico.

Fig. 2. Macrografía de una probeta correspondiente al estado de tratamiento térmico BA.

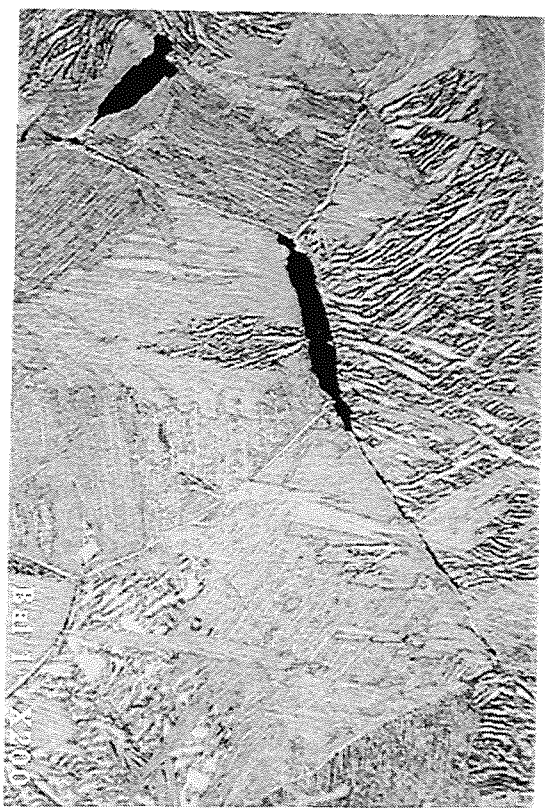


Fig. 3. Micrografía mostrando el agrietamiento preferencial en las juntas de grano de la probeta BA.

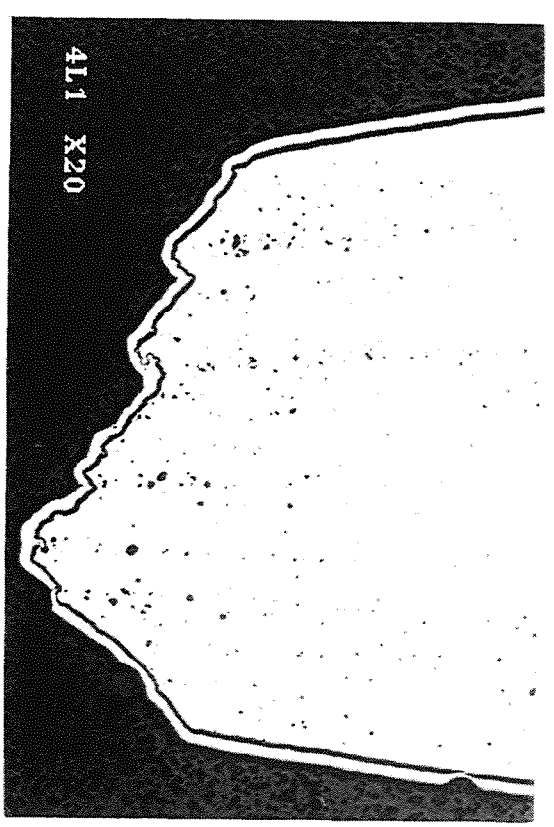



Fig. 4. Micrografía de la probeta de referencia 4. Cavidades generadas en la fase beta.

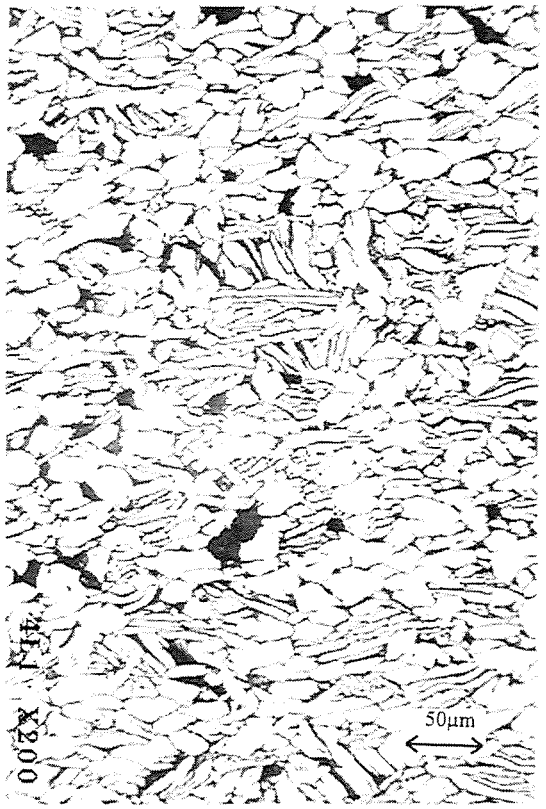



Fig. 5. Microestructura de la probeta de referencia 4 en la dirección longitudinal.

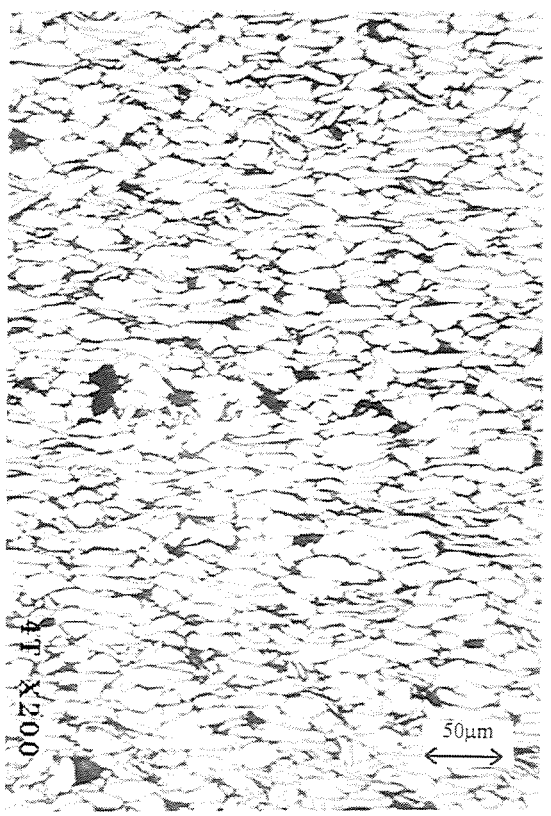



Fig. 6. Microestructura de la probeta de referencia 4 en la dirección transversal.

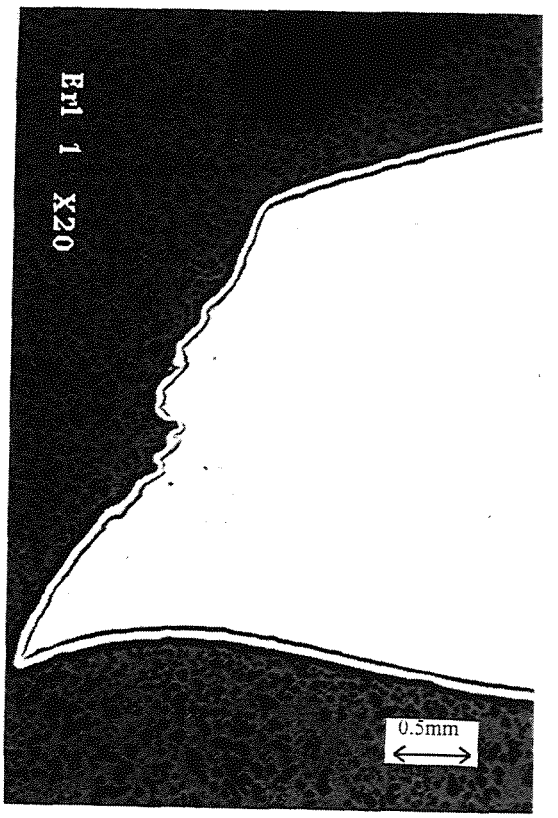



Fig. 7. Macrografía de la probeta de referencia ER mostrando un reducido número de agujeros.

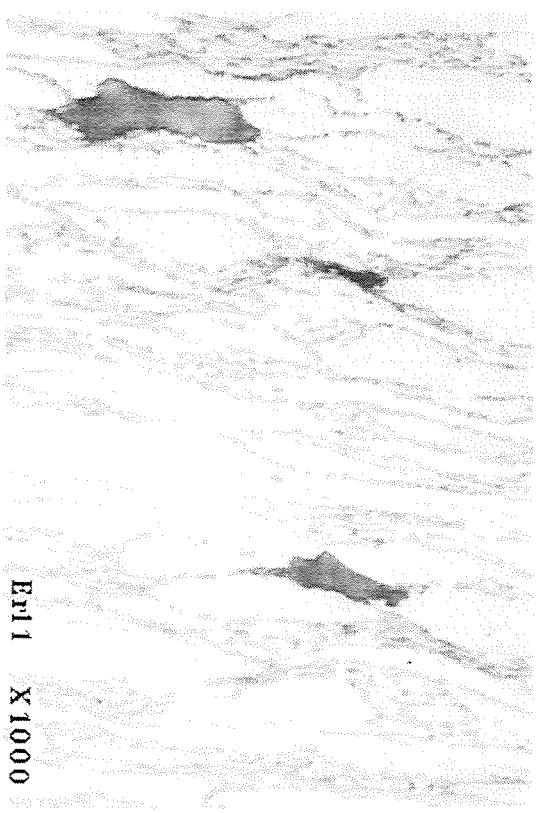



Fig. 8. Disposición preferencial de los agujeros en la dirección longitudinal de la chapa.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# ESTUDIO DE LAS CAUSAS QUE ORIGINARON EL FALLO DE UN CIGUEÑAL POR FATIGA

E. Porto *, F. Iglesias*, R. Iglesias *, P. Merino **, A. Collazo **, M. J. Cristóbal ** y G. Pena **.

* Asociación de Investigación Metalúrgica del Noroeste (AIMEN). Vigo.
** Departamento de Ingeniería de Materiales, Mecánica Aplicada y Construcción.
E.T.S.I.I., Universidad de Vigo.

**Resumen.** Se estudian las causas que han originado la rotura en servicio de un cigueñal que presentaba una fractura localizada. Dicha fractura se produjo a causa de un fenómeno progresivo de fatiga, bajo esfuerzos de pequeña amplitud, que se inició en el fondo de una de las microfisuras superficiales que aparecían en el lateral de la guitarra. Estas microfisuras, que se originaron térmicamente, ejercen un efecto de entalla que actúa como elemento concentrador de tensiones. La ausencia de productos de corrosión en el fondo de las grietas elimina la posibilidad de un fenómeno de corrosión-fatiga.

**Abstract.** This paper presents the study of the causes that give rise to a service failure of a crankshaft, that presents a locate fracture. This fracture was due to fatigue process, under low amplitude loading. The fracture started in the bottom of one of the surface microcracks which appeared on the guitar side. These microcracks, originated by thermal stress, produce a notch effect that operate as stress concentrator. The fact that corrosion-products are absent of the cracks bottom, exclude the possibility of fatigue-corrosion mechanism.

## 1. INTRODUCCIÓN

En este trabajo se hizo un estudio de las causas que condujeron a la rotura en servicio de un cigueñal, de un grupo electrógeno, de 1980 mm de longitud, que accionaba un alternador mediante un motor diesel de 1100 CV de potencia.

Tal como puede verse en la figura 1, que presenta un aspecto general del cigueñal, la fractura está localizada en la segunda guitarra con respecto al extremo donde se sitúa la corona dentada de transmisión.

Además, se nos informó, que el grupo electrógeno ya había sufrido dos averías en sendas ocasiones anteriores, en las que había roto el acoplamiento al alternador.

La observación macroscópica de la superficie de fractura (fig. 2) presentaba, prácticamente en toda su extensión, un aspecto liso y brillante en el que se pueden apreciar las marcas concoidales (beach marks) y los escalones radiales típicos de un fenómeno de fatiga.

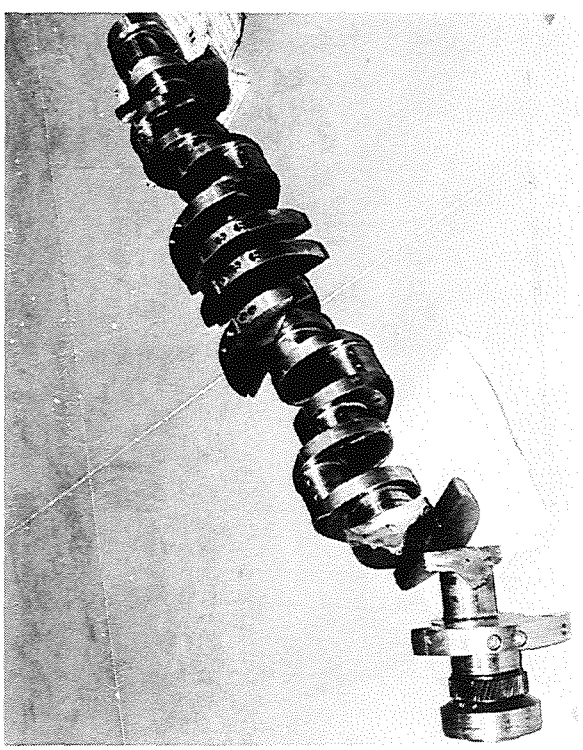


Fig. 1. Aspecto general del cigueñal roto.

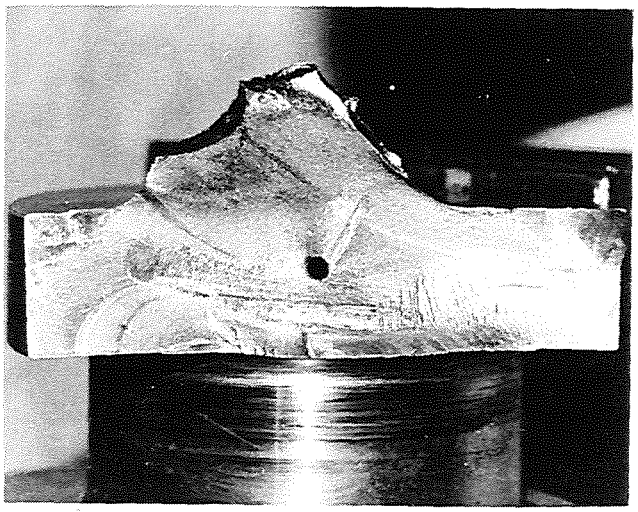


**Fig. 2.** Labio de la superficie de fractura en la parte del muñón (abajo), con signos de abrasión y calentamiento.

Estas marcas señalan como inicio de la rotura la zona de encuentro entre el muñón y la guitarra. Los pequeños escalones que se observan en esta parte indican, que el proceso se inició simultaneamente en varios puntos [1].

El estudio fractográfico, junto con el análisis de las microestructuras que presentan las diferentes zonas de la pieza rota y los valores de dureza, nos ha permitido llegar a relacionar los daños que ha sufrido la pieza durante su funcionamiento con las causas que han originado la rotura por fatiga.

## 2. DESARROLLO DEL ESTUDIO

a) Análisis químico.

Los análisis químicos correspondientes al núcleo del cigueñal se realizaron mediante las técnicas de Espectrometría de Fluorescencia de Rayos-X y Plasma (ICP), complementadas con Detección Infrarroja, para la determinación de S y C. Los resultados obtenidos se reflejan en la tabla 1.

**Tabla 1.** Composición del acero determinada por análisis químico.

| Elemento | Porcentaje en peso |
|---|---|
| C | 0.42 |
| Si | 0.24 |
| Mn | 0.70 |
| P | 0.013 |
| S | 0.013 |
| Cr | 1.20 |
| Ni | 0.22 |
| Mo | 0.23 |

Por su composición química el material corresponde a un acero aleado de bonificación, del tipo 42CrMo4 según la norma UNE 36-051-91.

b) Estudio de la superficie de fractura.

El estudio mediante SEM (JEOL JSM 6400) de la superficie de fractura en la zona de su inicio (fig. 3) permite apreciar una banda de morfología muy rugosa, de aproximadamente 0,25 mm de anchura, localizada entre el borde de la superficie mecanizada y el inicio de la superficie generada por el fenómeno de fatiga, identificado éste por pequeñas marcas radiales. La superficie de la citada banda se encuentra recubierta en su mayor parte de sustancias de carácter no metálico y en su límite con la zona de fatiga presenta una morfología típica de una fisuración intergranular.

En el resto de la superficie se observan dos zonas de diferente rugosidad, la primera corresponde a la evolución de la fisura a través de la zona templada por inducción y la segunda, a su evolución a través del material del núcleo. Ambas presentan las características morfológicas típicas de una fisuración por fatiga [2].

En la superficie lateral mecanizada de la guitarra, próxima al borde de fractura, se aprecian pliegues y marcas longitudinales originadas por deformación plástica, así como numerosas grietas o discontinuidades superficiales.

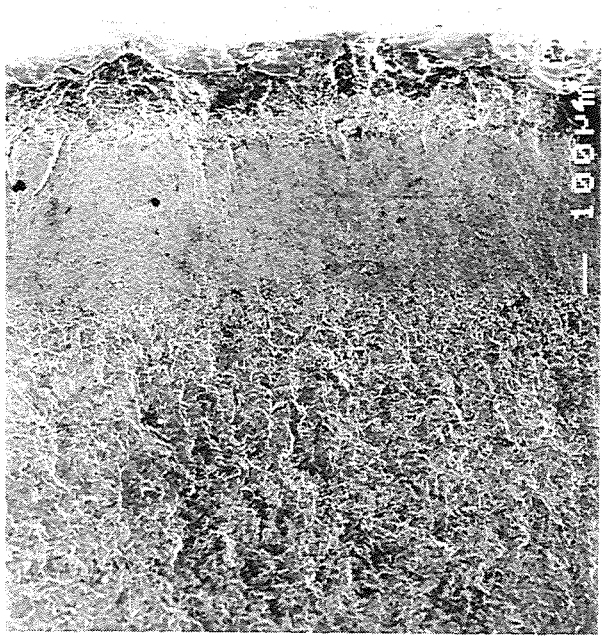


**Fig. 3.** Micrografía de SEM de la zona de inicio de la superficie de fractura. El borde de la superficie mecanizada se muestra en la parte superior.

c) Análisis metalográfico.

Para el estudio más detallado de la superficie de fractura se realizaron dos preparaciones metalográficas de la zona de unión entre el muñón y la guitarra rota. Se preparó un corte radial (preparación I) y otro longitudinal (preparación II) respecto al eje de unión entre ambas piezas. El corte longitudinal se situó, aproximadamente, en la zona de inicio de la fractura y el radial desplazado aproximadamente 45º con respecto a éste (fig. 4).

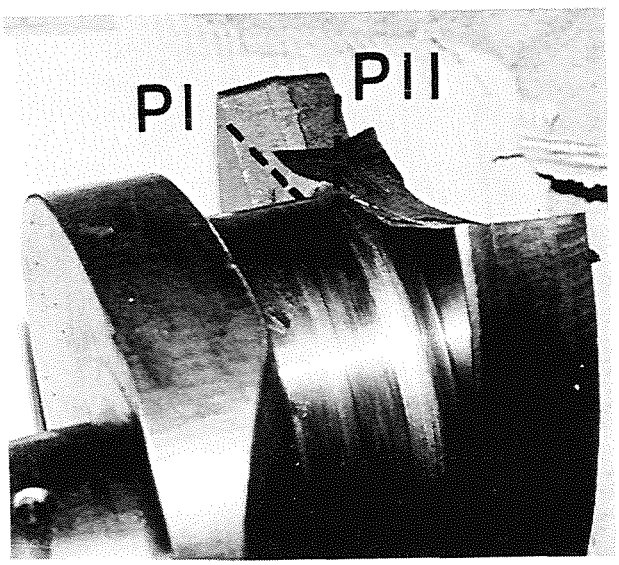



**Fig. 4.** Detalle del extremo roto en la parte del muñón. Las líneas a trazos indican las direcciones de los cortes correspondientes a las preparaciones metalográficas I y II respectivamente.

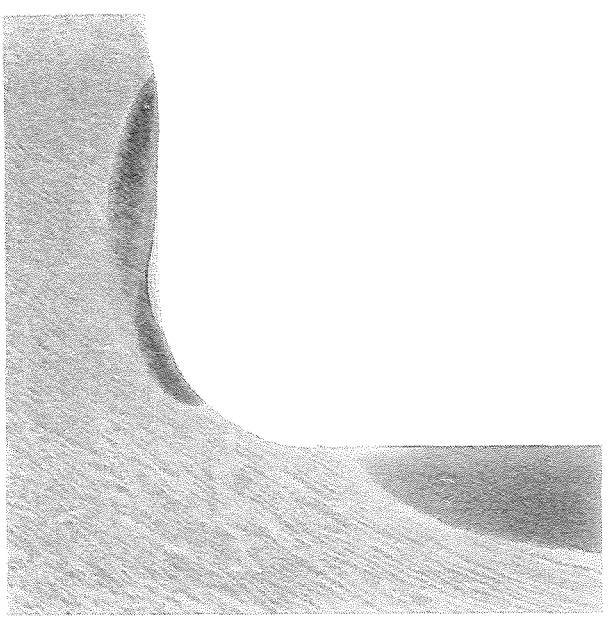


**Fig. 5.** Aspecto general de la preparación I, mostrando la zona de encuentro entre el muñón (parte inferior derecha) y la superficie lateral de la guitarra (superior izquierda) 2,9 X.

La macrografía de la figura 5 muestra el aspecto general de la preparación I. El encuentro entre la superficie cilíndrica del muñón y la superficie lateral de la guitarra forman una curva cuyo radio de acuerdo es de aproximadamente 7.5 mm. La macroestructura del material está constituida por fibras de forja dispuestas aproximadamente en dirección tangencial a dicha curva.

La superficie del muñon exhibe una capa templada de aproximadamente 5 mm de profundidad que se interrumpe antes de llegar a la curva de contacto entre las dos piezas.

La superficie lateral de la guitarra presenta, también, una zona tratada de menor profundidad, formada a su vez por tres subzonas (fig. 6) que fueron templadas en etapas sucesivas. En esta zona se aprecian grietas superficiales rellenas en su mayoría de productos de corrosión.

**Fig. 6.** Zonas templadas en la superficie lateral de la guitarra. 8 X.

La figura 7 presenta un detalle de la morfología de una de estas grietas. Estudiadas a mayores aumentos, se observa claramente que estas grietas están formadas por dos zonas diferenciadas. La más próxima a la superficie presenta, a lo largo de sus labios, signos de decarburación y se encuentra rellena de productos de corrosión. Entre estos productos se encuentran cantidades significativas de S, P, Cu y Zn, que fueron determinadas cualitativamente mediante Dispersión de Energía de Rayos-X (EDX).

Fig. 7. Grieta en el borde de la superficie templada de la guitarra.

La parte correspondiente al extremo de la grieta se encuentra limpia de estos productos y transcurre de forma intercristalina.

La estructura metalográfica de estas zonas templadas está formada por martensita con diferentes grados de revenido. En algunos puntos localizados de la superficie aparecen pequeñas zonas constituidas por martensita y austenita retenida, apreciándose en algunas de ellas la presencia de microfisuras.
La microestructura del núcleo del cigueñal está constituida por bainita y martensita revenidas (fig. 8).

La macro y microestructura observadas en la preparación II son similares a las descritas en la preparación I.

Se aprecia una zona de temple superficial en el muñon y un resto de zona templada en la guitarra. En esta última, aparecen algunas grietas superficiales, una de las cuales coincide con el inicio de la superficie de fractura. El análisis mediante EDX ha puesto de manifiesto que los productos de corrosión depositados sobre su superficie, resultan ser los mismos que los què aparecían en la grieta de la preparación I.

La micrografía de la figura 9 corresponde a una de las grietas localizadas en la superficie curva de encuentro y en la proximidad de la fractura.

Fig. 8. Microestructura del núcleo del cigueñal (martensita y bainita).

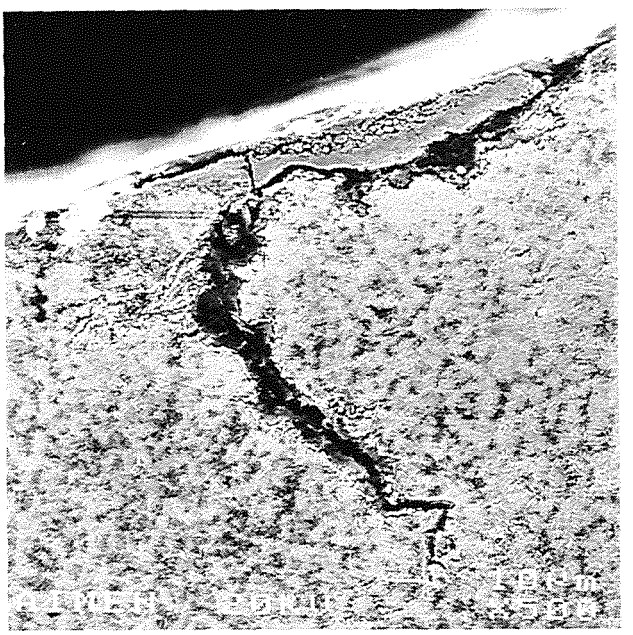


Fig. 9. Micrografía de SEM de una grieta superficial rellena de óxidos.

La micrografía de la figura 10, recoge un detalle de esta grieta, en donde se aprecia perfectamente la presencia de productos de corrosión depositados sobre su superficie. Ésta se inicia bajo un pliegue de material férreo microestructuralmente constituido por martensita, austenita retenida y ferrita libre localizada próxima a la superficie. Al igual que otras grietas observadas presenta decarburación en sus labios y aparece rellena de productos de corrosión. El análisis de estos productos por EDX pone de manifiesto la presencia de S, P, Ca, Mg y Zn .

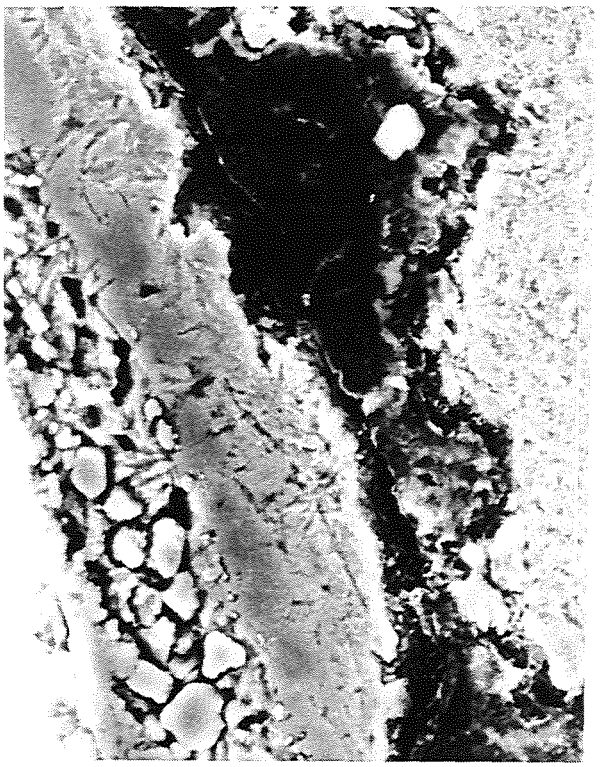


**Fig. 10.** Detalle de la figura 9. Bandas de material constituidas por ferrita libre, agujas de martensita y austenita retenida, sobre las masas de productos de corrosión (zona oscura de la grieta).

d) Ensayos de dureza.

Las medidas de dureza se realizaron con un durómetro de rebote portátil. Dichas medidas se efectuaron sobre las superficies cilíndricas de varias muñequillas y muñones del cigueñal. Los resultados convertidos en valores HRC se presentan en la tabla 2.

**Tabla 2.** Medidas de dureza convertidas a valores HRC.

| Zonas | HRC |
|---|---|
| 1º Muñequilla ( M. Rota ) | |
| - Z. Próxima a la fractura | 36.6 |
| - Z. Alejada de la fractura | 57.6 |
| 2º Muñequilla | 57.5 |
| 3º Muñequilla | 58.4 |
| 4º Muñequilla | 57.9 |
| 1º Muñón | 57.0 |
| 2º Muñón (M. Roto ) | |
| Z. Próxima a la fractura | 43.1 |
| Z. Alejada de la fractura | 54.7 |
| | |
| 1º Guitarra ( lado de la muñequilla) | 27.4 |
| 2º Guitarra ( lado del muñón roto) | 41.0 |
| 2º Guitarra (lado de la muñequilla) | 29.0 |

La tabla II recoge, además, los valores correspondientes a medidas realizadas en la superficie plana de algunas guitarras, en la zonas más próximas al ángulo que permite el medidor.

## 3. DISCUSIÓN

La estructura metalográfica del núcleo corresponde a la de una pieza forjada templada y revenida, típica de un acero aleado de bonificación, como el que ha sido utilizado para la fabricación de este cigueñal.

Los muñones y muñequillas presentan un capa uniforme de endurecimiento superficial, que alcanza aproximadamente 5 mm de espesor, consecuencia del temple por inducción.

Tanto en la muñequilla como en el muñon rotos, la dureza de la capa superficial templada, en sus zonas próximas a la fractura, es considerablemente menor que las correspondientes al resto de su superficie y a la de las otras muñequillas. Estos valores evidencian que estas zonas han sufrido un proceso de revenido, por calentamiento durante las anteriores averías.

En la superficie lateral de la guitarra rota, y coincidiendo con las zonas templadas, se han encontrado valores de dureza considerablemente más elevados que los de las mismas posiciones en otras guitarras.

Las diferentes subzonas templadas y revenidas que aparecen sobre dicha guitarra se originaron durante las dos averías anteriores del motor. Dicho temple se produjo como consecuencia de calentamientos muy severos en pequeñas zonas sobre la superficie lateral de la guitarra rota. Debido a la naturaleza del acero (elevada templabilidad) y al efecto refrigerante del aceite lubricante, dichas zonas templaron, momento durante el cual se originaron las microfisuras superficiales que se rellenaron de aceite.

Los calentamientos posteriores, también por rozamiento, revienen estas zonas templadas, a la vez que degradan el aceite alojado en ellas y favorecen la acción corrosiva de éste sobre sus labios. Al mismo tiempo, inducido por las tensiones térmicas, las microfisuras se propagan de forma intergranular sin que el aceite tenga la posibilidad de alcanzar este nuevo tramo, por encontrarse el resto de la grieta ya taponada por los productos de corrosión. Esta ausencia de productos de corrosión, en la parte final de las grietas en esta zona, descarta la posibilidad de un fenómeno de corrosión-fatiga [3].

Las zonas constituidas por austenita retenida, martensita y ferrita se formaron también por

calentamiento por rozamientos, muy probablemente durante las últimas etapas de la rotura del cigueñal, o ya roto éste, por lo que no experimentaron calentamientos posteriores que indujeran su revenido. Las microfisuras que aparecen en estas zonas son debidas a las elevadas velocidades de calentamiento y enfriamiento a las que estuvieron sometidas, hecho que se ve confirmado por la existencia de microgrietas exentas de productos de corrosión que ponen de manifiesto su origen térmico.

La presencia de ferrita se debe, muy probablemente, a que el acero en estas zonas experimentó una decarburación que dio lugar a una disminución en su templabilidad, circunstancia ésta, que permitió la formación de ferrita proeutectoide con la misma velocidad de enfriamiento.

## 4. CONCLUSIONES

Tanto el tipo de acero como su microestructura son las adecuadas para la elaboración de este elemento de maquina.

La fractura se produjo a causa de un fenómeno progresivo de fatiga bajo esfuerzos alternativos de pequeña amplitud, que se inició en el fondo de alguna de las microfisuras superficiales que aparecían en el lateral de la guitarra rota.

Estas microfisuras se originaron como consecuencia del temple que sufrió el lateral de la guitarra, inducido por calentamientos muy severos y gracias al efecto refrigerante del aceite lubricante.

Estas microfisuras ejercen un efecto de entalla que actúa como elemento concentrador de tensiones.

Los calentamientos posteriores revienen las zonas ya templadas y favorecen la acción corrosiva del aceite alojado en las grietas.

La zona de las grietas que se propaga de forma intergranular es originada por las tensiones de origen térmico.

## 5. BIBLIOGRAFIA

[1] Metal Handbook, Vol.11, Failure Analysis and Prevetion. 9 th Edition. p.p. 102-135. ASM, Metals Park. Ohio.USA.

[2] J.M. Pintado Fe, "Fallos en servicio de los materiales Metálicos", 1º Ed., INTA, pp 296-302, (1992)

[3] " Electrón fractografy of stress-corrosión fracture surface", W. J. Van-der-Vet, publicación NLR-TR 71038 U (National Aerospace Laboratory, Holanda ) Marzo 1971.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DEL TRABAJADO EN FRÍO Y LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS SOBRE LA NATURALEZA DE LA FRACTURA Y ENERGÍA ABSORBIDA DE DEFORMACIÓN MEDIANTE ENSAYOS "CERT" CON ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS Y EN CONDICIONES DE BWR

**G. De Diego*, M.Hernández*, A. Torres.***

***Instituto de Tecnología Nuclear. (Programa de Materiales).**
**Centro de Investigaciones Energéticas Medioambientales y tecnológicas (CIEMAT)**
**Avd. Complutense 22, 28040 Madrid**

**Resumen.** En este trabajo se simulan los efectos que produce la irradiación, pérdida de ductilidad y segregación de impurezas en borde de grano, mediante trabajado en frío y posterior tratamiento térmico para aceros inoxidables austeníticos, AISI 304. Mediante ensayos de extensión constante y en medios similares a los de los reactores de agua a ebullición se intenta relacionar la susceptibilidad a corrosión bajo tensión con la susceptibilidad a corrosión asistida por irradiación.

**Abstract.** In the present study, annealed type 304 SS was cold worked and heat treated to simulate irradiation hardening, ductility loss and grain boundary segregation. Constant Extension Rate Tensile (CERT) tests were conducted to reproduce Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking (IASCC) in BWR environment.

## 1. INTRODUCCIÓN

Uno de los problemas que pueden afectar a la disponibilidad de las centrales de agua ligera y que sin duda inciden en los planes de gestión de vida útil de las mismas, es la aparición de grietas intergranulares en componentes procedentes del núcleo del reactor sometidos a irradiación neutrónica. Este fenómeno de degradación que se produce en los materiales estructurales por efecto simultáneo del medio y de la irradiación neutrónica se denomina corrosión bajo tensión asistida por irradiación.

En anteriores trabajos (1), se han estudiado los efectos del trabajado en frío en las propiedades mecánicas y de corrosión para los aceros inoxidables austeníticos, tipo 304.

Sabemos que el trabajado en frío produce algunos cambios en las propiedades metalúrgicas de los aceros inoxidables austeníticos. Entre ellas destacan:

a) La formación de martensita inducida por deformación.
b) El endurecimiento del material por un incremento en la densidad de dislocaciones.

Como consecuencia de este cambio, los efectos del trabajado en frío en los procesos de corrosión bajo tensión pueden hacerse complejos y a veces de difícil interpretación.

Algunos investigadores (2-4), han estudiado los efectos del trabajado en frío relacionado con los fenómenos de sensibilización en el AISI-304. La mayoría de estos autores coincide en afirmar, que el trabajado en frío seguido de tratamiento térmico acelera la sensibilización, así como el fenómeno contrario de recuperación de la zona empobrecida en cromo.

Así mismo, el efecto del trabajado en frío puede servir como simulación de los procesos de corrosión bajo tensión asistida por irradiación (IASCC) (5). La irradiación neutrónica afecta a los materiales en las siguientes propiedades:

a) Aumento de la dureza y resistencia mecánica con disminución de la ductilidad.
b) Aumento de la segregación de impurezas en los bordes de grano del material.

El objeto de este estudió se centrará en entender como el proceso de trabajado en frío seguido de tratamientos térmicos influye en los procesos de corrosión bajo tensión y su relación con el IASCC.

## 2. MÉTODO EXPERIMENTAL.

### 2.1. Material

El material utilizado es un acero inoxidable austenítico, tipo AISI 304. La composición se muestra en la tabla 1.

| Elemento | (304) |
|---|---|
| %C | 0.068 |
| %Fe | Bal. |
| %Cr | 18.60 |
| %Ni | 8.00 |
| %Mn | 1.74 |
| %P | 0.022 |
| %S | 0.020 |
| %Mo | 0.18 |
| %N | 0.084 |
| %Si | 0.44 |

**Tabla 1.**- Composición en porcentaje en peso para el AISI-304.

### 2.2. Preparación de probetas.

Las probetas fueron laminadas en frío hasta alcanzar el 10 y 30 % de disminución del espesor del material. A continuación se realizaron tres tipos de tratamientos térmicos: 400 °C (1000 horas), 500 °C (100 h) y 500 °C (1000 h). El procedimiento se describe en la fig. 1.

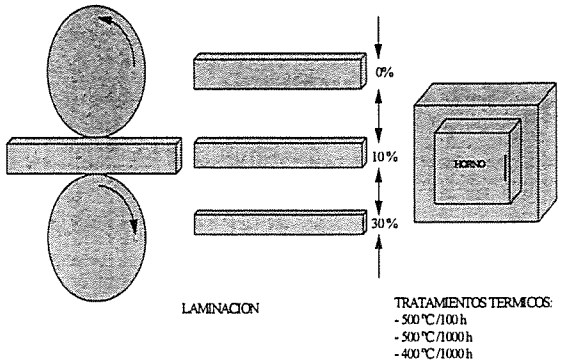



**Fig.1.**- Procedimiento del tratamiento seguido en el material.

### 2.3. Condiciones del ensayo.

Para determinar la influencia del trabajado en frío en la resistencia a la corrosión bajo tensión de los materiales se han utilizado ensayos de velocidad de extensión lenta y constante, CERT. La velocidad de deformación fue de $5.6 \times 10^{-7}$ $s^{-1}$. Cada ensayo se realizó simultáneamente con seis probetas colocadas en el interior de una autoclave de acero inoxidable austenítico AISI-316 acoplada a una máquina de tracción electromecánica. Las condiciones de operación en la autoclave fueron de 288 °C y 80 $Kg/cm^2$. Los ensayos se realizaron hasta rotura de las probetas en agua conteniendo 200 ppb de oxígeno y una conductividad menor de 0.1 µS/cm. Los parámetros químicos fueron medidos a la salida y entrada del circuito. Un esquema del circuito de ensayo se muestra en la fig.2.

Las fracturas de las probetas se examinaron mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM) valorándose mediante un analizador de imagen el porcentaje de fractura transgranular, intergranular o dúctil.

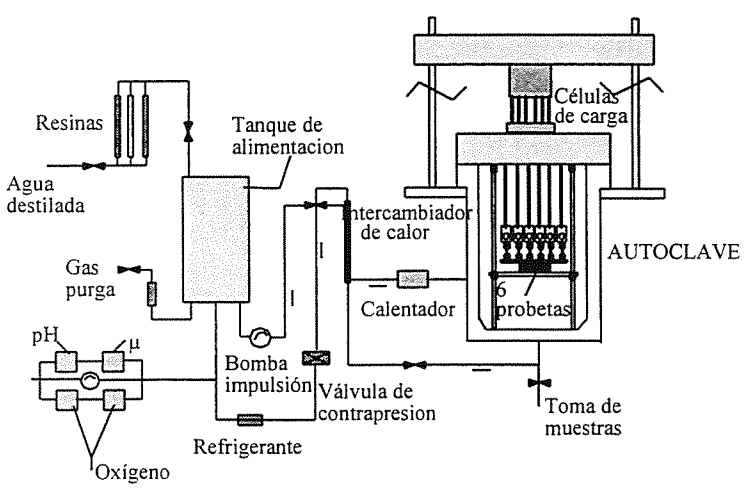



**Fig.2.**- Esquema del circuito, ensayos CERT.

Las medidas de segregación de impurezas en borde de grano se realizaron mediante espectroscopía Auger (AES: Auger Electron Spectroscopy) en un acero inoxidable austenítico AISI 304L. Esta técnica de análisis es muy sensible a la superficie del material. Esto significa que es capaz de identificar todos los elementos presentes, excepto el hidrógeno y el helio, en los 3 nm más superficiales del material. Con esta técnica, es posible estudiar la microquímica del borde de grano de forma directa lo que requiere, sin embargo, conseguir fractura intergranular en la cámara de ultra alto vacío del equipo. Para facilitar la obtención de fractura intergranular, la preparación de las muestras incluye un proceso de carga catódica con hidrógeno antes de la introducción y rotura de las mismas en la cámara de ultra alto vacío del equipo de Espectroscopía Auger.

## 3.- RESULTADOS

### 3.1. Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural se ha llevado a cabo mediante microscopía óptica y electrónica en estado de recepción y posteriormente en la condición de laminado y tratamiento térmico. El estudio incluye distribución de carburos, tamaño de grano y grado de sensibilización .

El acero inoxidable 304 presenta una única fase austenítica. Todas las probetas en estado de recepción presentan precipitados en el borde de grano austenítico, posiblemente carburos de cromo, debido a que el exceso de carbono que tiene la aleación sobrepasa el punto de solubilidad, incluso a la temperatura de correspondiente al tratamiento de solubilización

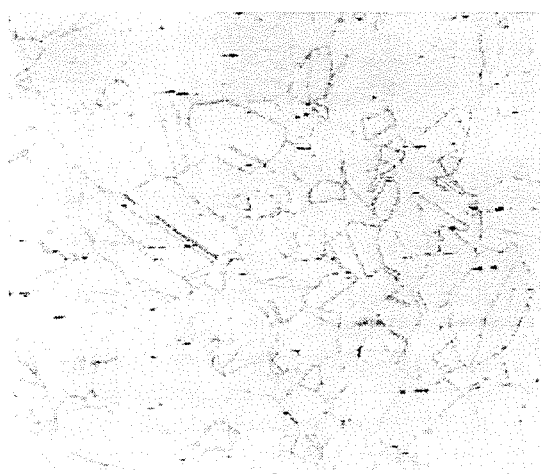


**Fig.3.-** Microestructura del AISI 304. Estado de recepción.

El material presenta inclusiones de SMn y un tamaño de grano medio ASTM=2, fig.3. Las probetas laminadas y tratadas térmicamente presentan cambios microestructurales respecto al material de recepción. El ensayo de oxálico, ASTM A 262, recoge estructuras dual para la mayoría de los tratamientos térmicos y estados de laminación, dándose estructuras "ditch", en los tratamientos de 500 °C/1000 h de las laminaciones correspondientes al 10 y 30 %.

### 3.2. Microquímica

Los resultados de las medidas de segregación mediante espectroscopía Auger se reflejan en la figura 4.

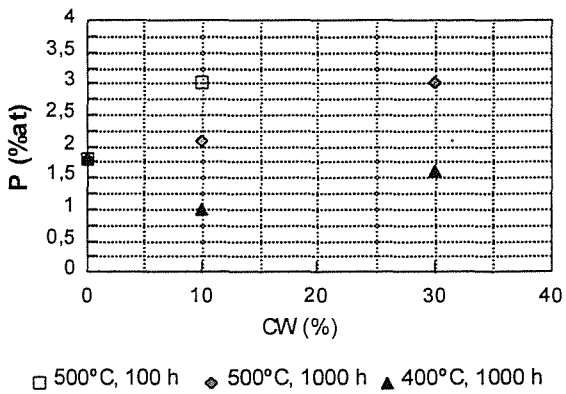



**Fig.4.-** Resultados de las medidas de segregación de fósforo por espectroscopía Auger.

Se observa que a medida que aumenta el grado de trabajado en frío la segregación de fósforo en el borde de grano del material se hace mayor. Este resultado es más significativo para las probetas con tratamiento térmico de 500 °C/100 h.

### 3.3. Ensayos CERT

Los resultados de los ensayos CERT están recogidos en la tabla II.

Estos resultados nos dan la variación de la tensión con la elongación y tiempo a rotura. Indirectamente podemos obtener porcentaje de fractura y penetración de grieta como medida del grado de susceptibilidad a corrosión bajo tensión.

El AISI-304, fue susceptible a corrosión bajo tensión para todas las probetas ensayadas. La existencia de fractura frágil se observó en la superficie de las probetas mediante microscopía electrónica. En las curvas de la fig.5 se muestra la

| % Trabajado en frío | 0% | | | 10% | | | 30% | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Tratamiento térmico | A | B | C | A | B | C | A | B | C |
| tiempo fallo (h) | 128 | 189 | 156 | 53 | 124 | 100 | 43 | 53 | 47 |
| carga máxima ($Kg/mm^2$) | 39 | 44 | 47 | 53 | 54 | 54 | 71 | 73 | 77 |
| elongación (%) | 26 | 38 | 31 | 17 | 25 | 20 | 8.5 | 10 | 9 |
| dureza (HV) | 154 | 186 | 151 | 211 | 228 | 234 | 252 | 275 | 280 |
| fractura frágil (%) | 33 | 28 | 16 | 31 | 17 | 14 | 10 | 3 | 5 |
| penetración máxima (mm) | 0.9 | 0.78 | 0.57 | 1.1 | 0.59 | 0.69 | 0.52 | 0.25 | 0.41 |
| avance de grieta (mm/h) | 7 | 4 | 4 | 21 | 5 | 7 | 12 | 5 | 9 |
| parámetro A | 745 | 1123 | 1006 | 693 | 1054 | 827 | 421 | 584 | 518 |

Tabla 2.- Resultados de los ensayos CERT para el AISI 304. (A: 500 °C/100 h; B:500 °C/1000h; C:400 °C/1000h)

gráfica tensión-deformación donde puede apreciarse la variación de las diferentes curvas con el aumento del trabajado en frío.

Generalmente este tipo de ensayo lleva asociado poca deformación plástica durante la propagación de la grieta, por tanto, las diferencias en las curvas tensión-elongación van a ser indicativas de la susceptibilidad a corrosión bajo tensión pudiendo ser expresada esta susceptibilidad por medio de la carga máxima, ductilidad, elongación o reducción del área. El tiempo a fractura, o energía de fractura (área bajo la curva), también puede ser usado para indicar la susceptibilidad al agrietamiento.

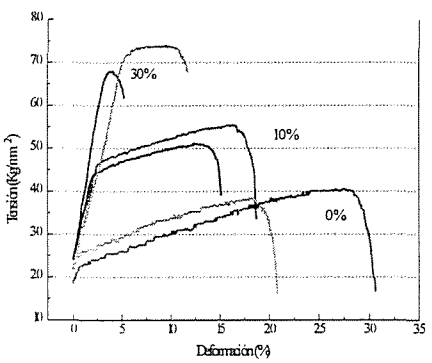



**Fig. 5.**- Resultados ensayos CERT. AISI 304.

Si consideramos el parámetro A (área bajo la curva tensión-deformación), como una medida del comportamiento mecánico del material durante el ensayo de corrosión bajo tensión, podemos apreciar como a medida que este aumenta también lo hace el tiempo a fallo, fig.6. En este sentido las probetas con grados de trabajado en frío mayores presentan menor resistencia al ensayo que las probetas que no han sido trabajadas en frío. Esta observación es lógica si consideramos que conforme aumenta el grado de trabajado en frío aumenta el endurecimiento del material por un incremento en la densidad de dislocaciones.

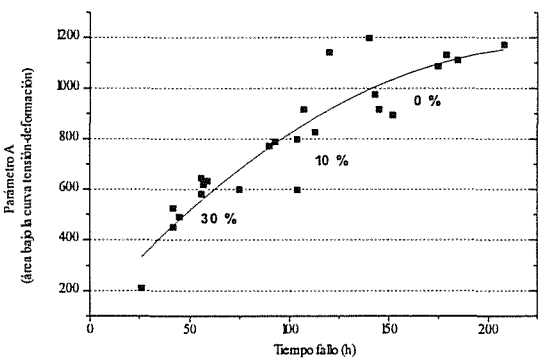



**Fig.6.**- Relación de los parámetros mecánicos en los ensayos CERT para el AISI 304.

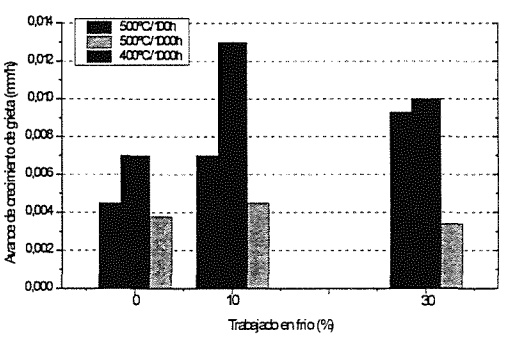



**Fig.7.**- Variación del porcentaje de trabajado en frío con el avance de crecimiento de grieta.

Sin embargo, la figura 7 nos relaciona el comportamiento a corrosión bajo tensión en relación al grado de trabajado en frío. Observamos que para el tratamiento más enérgico (500 °C/1000h), el avance de grieta es prácticamente el mismo. Probablemente esto es debido fundamentalmente al tiempo excesivo de revenido que ha tenido el material y que ha logrado recuperarlo. Por otro lado, el

tratamiento térmico de 400 °C/1000 h, presenta un máximo de susceptibilidad para el trabajado en frío del 10 %. Este resultado concuerda con anteriores trabajos realizados sobre probetas CERT trabajadas en frío pero sin tratamiento térmico (1). La baja temperatura de este tratamiento está por debajo del umbral requerido donde se dan los procesos de sensibilización y de recuperación del material. El tratamiento más equilibrado, 500 °C/100 h, ofrece un aumento de la susceptibilidad en función del incremento del trabajado en frío. Este resultado es coincidente con el que presentan otros autores donde la susceptibilidad a corrosión bajo tensión es función del trabajado en frío(2).

## 4. DISCUSIÓN.

Este estudio demuestra que los procesos de trabajado en frío seguido de tratamientos térmicos en el acero inoxidable austenítico AISI 304 sirve como acercamiento para comprender los procesos de IASCC.

El proceso de simulación consiste en dos estados: por un lado el trabajado en frío produce en el material un aumento de resistencia y dureza al igual que lo hace la radiación neutrónica en los materiales situados en el núcleo del reactor; y por otro lado, los tratamientos térmicos (400-500 °C) producen un aumento de segregación en los bordes de grano del material de idéntica forma que la radiación lo realiza en los materiales del núcleo del reactor. La mayor temperatura a la cual se producen los tratamientos térmicos sirve para compensar los largos tiempos que el material opera en el reactor a 300 °C.

Se demuestra por tanto, que el efecto del trabajado en frío seguido de tratamiento térmico produce un aumento de susceptibilidad a corrosión bajo tensión conforme el trabajado en frío es más enérgico. Este resultado se cumple para el tratamiento térmico de 500 °C/100 h. Para el resto de tratamientos térmicos realizados esta afirmación no es del todo cierta, ya que, el tiempo de permanencia es demasiado largo o la temperatura es demasiado baja.

Esta bien documentado (6) que la existencia prolongada en el tiempo, a temperaturas por encima de 500 °C, para este tipo de materiales puede dar lugar a fenómenos de recuperación o cicatrización. Por este motivo, un inoxidable austenítico sensibilizado expuesto a tiempos de permanencia excesivamente largos puede recuperar la zona que estaba empobrecida en cromo, (área adyacente al borde de grano), y llegar a desensibilizarse. Lo mismo puede ocurrir con las partículas segregadas como el fósforo.

Sin embargo, si la temperatura del tratamiento térmico es muy baja, < 500°C, los procesos de difusión van a ser extremadamente lentos y en este caso no se producirá ni sensibilización, ni segregación.

Por otro lado el aumento de la segregación de fósforo conforme se incrementa el trabajado en frío obedece también a causas cinéticas donde un aumento del número de defectos en la matriz favorece la segregación de este elemento. Aunque las causas de este aumento de susceptibilidad por segregación de impurezas en borde de grano no está todavía muy contrastada, algunos estudios demuestran que la segregación de azufre, fósforo o nitrógeno no causan aumento de susceptibilidad a corrosión si el material no está sensibilizado pero sí incrementan la velocidad a la cual pueda ocurrir esta sensibilización (7).

Igualmente, en probetas irradiadas, la susceptibilidad a IASCC en aceros inoxidables 304 está íntimamente relacionada con la composición del borde de grano: segregación de fósforo, azufre, silicio, además del empobrecimiento en cromo (5).

Jacobs, (4) afirma que la importancia de las impurezas segregadas en el borde de los materiales tiene un papel relevante en los procesos de IASCC o SCC. Algunos de los caminos en que estas partículas segregadas participan en los procesos de agrietamiento son: (a) cambiando las características de polarización del área del borde de grano; (b) pueden tener un efecto fragilizante en el borde de grano al cambiar la estructura electrónica del borde; (c) pueden reducir la fluencia inducida por radiación al actuar como relajantes de tensiones; y (d) pueden envenenar las reacciones de recombinación del hidrógeno atómico o cosegregar con el hidrógeno incrementando la fragilidad por hidrógeno.

En definitiva, se requiere un mayor número de ensayos que ratifiquen los resultados alcanzados hasta ahora y que sean capaces de relacionar más directamente la segregación de fósforo con la susceptibilidad a corrosión bajo tensión para este tipo de materiales.

## 5. CONCLUSIONES.

Los procesos de corrosión bajo tensión asistida por irradiación (IASCC) pueden ser reproducidos parcialmente con material no irradiado, AISI 304 annealed, mediante trabajado en frío y posterior tratamiento térmico.

Para tratamientos térmicos de 500 ºC/100 h, a mayor grado de trabajado en frío mayor es la susceptibilidad a corrosión bajo tensión (SCC) y mayor la segregación de fósforo en borde de grano.

Se requieren mayor número de ensayos que relacionen directamente la segregación de impurezas con la susceptibilidad a corrosión bajo tensión.

## 6. REFERENCIAS.

(1) De Diego, G. Y Castaño Mª.Luisa, "Efecto del trabajado en frío en el comportamiento frente a corrosión bajo tensión del acero inoxidable AISI 304 y del Inconel 600.", ITN/ME-46/II-94 CIEMAT (1994).

(2) Kuniya J. Et al. "Effect of cold work on the stress corrosion cracking of nonsensitized AISI 304 stainless steel in high-temperature oxygenated water". Corrosion 44 (1), (1988).

(3) Advani A.H. et al, "Deformation effects on intragranular carbide and transgranular chromium depletion in type 316 SS", Corrosion 47 (12), 1991.

(4) Jacobs, A.J.,et al, "Irradiation-Assisted stress corrosion cracking and grain boundary segregation in heat treated type 304 SS", ANL/CP-74576.

(5) Jacobs,A.J., "Grain-boundary segregation and IGSCC in cold-worked type 304 SS". Corrosion 46 (1), (1990).

(6) Bruemmer S.M., "Quantitative modeling of sensitization development in austenitic stainless steel", Corrosion 46 (9), 1990.

(7) Briant, C.L. y Andresen P.L., "Grain boundary segregation in austenitic stainless steels and its effect on intergranular corrosion and stress corrosion cracking", M.Transations, 19A, p 495, 1988.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# METODO DE APLICACION AL DISEÑO PARA ACEROS INOXIDABLES DUPLEX ENVEJECIDOS

**L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria**
**Avenida de Los Castros s/n, 39005. Santander.**

**Resumen.** Dentro del marco de un estudio sobre fragilización por envejecimiento a baja temperatura (280-400°C) de aceros inoxidables austenoferríticos se ha desarrollado un método de aplicación al diseño basado en la predicción de la tenacidad a la fractura y al impacto de dichos aceros para cualquier estado de envejecimiento, definido por tiempo y temperatura, a partir de su composición química, contenido en ferrita y de sus condiciones iniciales. Dicho método se hace más preciso si se conoce la evolución de la dureza de la ferrita a partir envejecimientos acelerados en el laboratorio a la temperatura de 400°C en un proceso experimental de corta duración. El método propuesto ha sido contrastado tanto con los aceros estudiados en este trabajo como con otros encontrados en la bibliografía.

**Abstract.** Within the framework of a study performed on low temperature (280-400°C) aging embrittlement of cast duplex stainless steels, a design application method has been developed based on the fracture and impact toughness of these steels for any aging state, defined by time and temperature, using their chemical composition, ferrite content and initial conditions. Said method becomes more precise if the ferrite hardness evolution is established from accelerated laboratory agings at 400°C in a short experimental process. The proposed method has been checked both with the studied steels and with others found in the bibliography.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidables austenoferríticos han sido ampliamente utilizados en las últimas décadas en las industrias químicas, petroquímicas y energéticas. Estos aceros presentan normalmente una microestructura dúplex de islas de ferrita distribuidas dentro de una matriz austenítica. La presencia de ferrita en la estructura dúplex introduce una serie de mejoras con respecto a los aceros austeníticos entre las que destacan principalmente el aumento de la resistencia a la fisuración en caliente y adicionalmente aumenta el límite elástico, la resistencia a la corrosión bajo tensión y mejora la soldabilidad.

Sin embargo, un número importante de estudios [1-5] han puesto de manifiesto que la ferrita de estos aceros es susceptible a procesos de envejecimiento a baja temperatura (280-400°C) debido a una serie de mecanismos de evolución microestructural tales como la descomposición espinodal y la precipitación de fase G que tienen lugar en dicha fase. A lo largo de una serie de trabajos anteriores [6-11] ha quedado claramente demostrado que los procesos de envejecimiento producen una fragilización local del material que puede ser medida a partir del estudio de la evolución de la dureza de la ferrita ya que esta propiedad es la que mejor reproduce los procesos de envejecimiento que tienen lugar en dicha fase, y permite establecer un modelo analítico que define la cinética de los procesos de envejecimiento [9-10]. Asimismo, como consecuencia de la fragilización local se tiene una fragilización global del material, debido a la rotura prematura de la ferrita por clivaje [8-9], medible a partir de ensayos de caracterización mecánica global como puede ser la resistencia al impacto [7] y la tenacidad a fractura [6,9,11]. La fragilización global depende del estado de envejecimiento de la ferrita y también del porcentaje y distribución de dicha fase en la matriz austenítica. Por ello un profundo análisis de los caminos de rotura, basado en el estudio fractográfico, que permita identificar la presencia de la ferrita en los procesos de rotura estáticos, propios de la definición de la tenacidad, o dinámicos, resiliencia, ha permitido la

modelización de la resistencia a la rotura de estos materiales y, en función de su evolución con el tiempo de envejecimiento, el de la fragilización sufrida [8,9].

Los resultados obtenidos han permitido finalmente desarrollar un modelo de diseño a partir de los datos iniciales del material, tales como su composición química, porcentaje en ferrita, evolución de la dureza de la ferrita a 400°C, y valores iniciales de resiliencia y de tenacidad a la fractura. De dicho modelo se espera que permita la evaluación de las curvas de tenacidad en cualquier nivel de envejecimiento, para su aplicación directa al diseño de componentes a través de las curvas $R$ de $J$ o las $J_R$-$T_R$ [9,11]. Este modelo es el objeto de este trabajo.

## 2. PROCESO EXPERIMENTAL

### 2.1. Material

La Tabla 1 muestra la composición química y el contenido en ferrita determinado experimentalmente de los tres aceros analizados en este trabajo, identificados como 12F, 18F y 22F 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 una temperatura próxima a 280°C. Los aceros 18F y 22F son aceros similares obtenidos de sendas coladas experimentales de contraste con unos contenidos nominales en ferrita del 18 y 22%, respectivamente.

**Tabla 1.** Composición química (% en peso) y contenido en ferrita de los aceros estudiados.

| ACERO | C | Mn | Si | Cr | Ni | Mo | %α |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 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 |
| 22F | 0.045 | 0.82 | 1.23 | 18.4 | 8.9 | 2.36 | 20.8 |

Los tres materiales han sido envejecidos a las temperaturas de 280, 350 y 400°C durante tiempos comprendidos entre 300 y 14800 horas.

### 2.2. Caracterización de los procesos de rotura

Se llevaron a cabo ensayos de tenacidad a la fractura sobre los tres materiales en los diferentes niveles de envejecimiento a 280, 350 y 400°C. Para la caracterización a fractura se siguió el método basado en la determinación de las curvas $J_R$ propuesto por el Grupo Europeo de Fractura y recogido en la normativa europea ESIS P1-92 [12] en su versión de la probeta única. Los ensayos de impacto se realizaron a las temperaturas de -196, -80, 20 y 280°C sobre los tres aceros para los diferentes niveles de envejecimiento a las tres temperaturas, con el objeto de determinar las curvas de transición dúctil-frágil.

### 2.3. Fractografía

A partir de las probetas de impacto y tenacidad se llevó a cabo un estudio exhaustivo, mediante microscopía electrónica de barrido, de las superficies de fractura con el objeto de caracterizar los modos de rotura tanto de la austenita como de la ferrita y cuantificar el porcentaje de rotura a través de cada fase.

La metodología seguida así como los resultados obtenidos han sido descritos detalladamente en una serie de trabajos previos [6, 8-9,11].

## 3. CONEXION ENTRE ENVEJECIMIENTO Y FRAGILIZACION

El estado de fragilización local de la ferrita, debido a su envejecimiento, es una de las variables de influencia en la fragilización global, por lo que se considera de gran interés determinar la conexión entre ambas [13]. Para ello se buscó una relación entre el incremento de dureza de la ferrita, $\Delta HV$, y su grado de presencia en la superficie de rotura, $X_\alpha$. La Figura 1 muestra que dicha relación se ajusta bien con una función lineal del tipo

$$X_\alpha^{J_R}(\%) = m_J \cdot \Delta HV \qquad (1)$$

para cada uno de los aceros en los ensayos de tenacidad a fractura. Además se ha encontrado que la pendiente de dichas rectas es creciente con el porcentaje en ferrita del acero, ajustándose para los ensayos J mediante una ley del tipo

$$m_J = -0.0420 + 0.0065 \cdot \%\alpha \qquad (2)$$

con un coeficiente de correlación de 0.96. Sustituyendo la ecuación (2) en la (1) se obtiene

$$X_\alpha^{J_R}(\%) = \left(-4.20 + 0.65 \cdot \%\alpha\right) 0.01 \cdot \Delta HV \qquad (3)$$

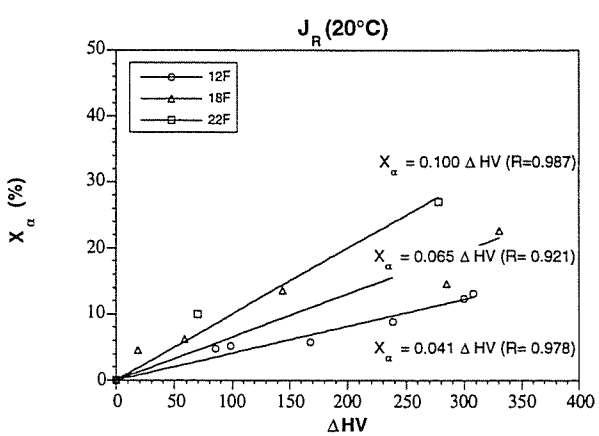



**Figura 1.** Relación entre el incremento de dureza y el porcentaje de ferrita en la superficie de fractura en probetas de tenacidad a fractura para cada material.

Para el caso de los ensayos de impacto a temperatura ambiente se obtuvo que $m$ se ajustaba mediante la ecuación de la recta

$$m_J = -0.0912 + 0.0102 \cdot \%\alpha \qquad (4)$$

con un coeficiente de correlación de 0.98. Sustituyendo la ecuación (4) en una ecuación similar a la (1) se obtiene

$$X_\alpha^{C_v}(\%) = (-9.12 + 1.02 \cdot \%\alpha) 0.01 \cdot \Delta HV \qquad (5)$$

Con esta relación obtenida entre el incremento de dureza de la ferrita y el porcentaje de dicha fase en el camino de rotura y el modelo fenomenológico presentado en un trabajo anterior [8] se tiene un método para determinar los parámetros de tenacidad a fractura e impacto para cualquier nivel de envejecimiento definido por la dureza de la ferrita [9].

## 4. METODOLOGIA DE PREVISION DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA. APLICACION AL DISEÑO

Encontrada la relación entre envejecimiento y fragilización global se puede plantear una metodología de previsión de la resistencia a la fractura de aceros inoxidables dúplex del tipo estudiado, CF8M, para su aplicación al diseño de componentes y a la evaluación de su seguridad considerando los problemas de envejecimiento y fragilización de estos aceros en condiciones de uso. Por razones de simplicidad y generalidad, el método se apoyará en la caracterización simplista de estos aceros en sus condiciones de recepción y en las modelizaciones realizadas de su envejecimiento, fragilización y la conexión entre ambas.

El punto de partida de este método será la determinación de la composición del material mediante un análisis químico convencional. A continuación deberá obtenerse el contenido en ferrita mediante metalografía cuantitativa o en su defecto utilizando la fórmula de Leger [14], basada en la propia composición química.

A partir de la composición química puede determinarse la energía de activación del envejecimiento en el intervalo de temperaturas 350-400°C utilizando la fórmula

$$U_{350-400}\left(kJ \cdot mol^{-1}\right) = -490.41 + 48.80 \cdot Si + 27.17 \cdot Cr + 35.27 \cdot Mo \qquad (6)$$

obtenida a partir de los tres aceros estudiados en este trabajo [9], y derivada de una más general obtenida por Slama *et al* [5].

Para el intervalo global 280-400°C resulta recomendable utilizar una energía de activación que proporcione valores del lado de la seguridad en la extrapolación hasta 280°C de procesos caracterizados a 400°C como puede ser la obtenida a partir de una fórmula obtenida por Chopra [3] que varía de 114.7 a 119.0 kJ·mol$^{-1}$ para los tres materiales estudiados en este trabajo y en todos los casos resulta inferior a las obtenidas experimentalmente [9-10], lo que aportará previsión de valores de tiempo para alcanzar una situación microestructural dada inferiores a los reales, es decir conservadores en cuanto al análisis de seguridad.

El conocimiento de estas energías de activación permite correlacionar el comportamiento de la evolución del envejecimiento a 400°C con el de otras temperaturas inferiores (350, 280°C u otras) siempre supuestos los fenómenos de transformación microestructural como térmicamente activados. Por ello, el siguiente paso será la determinación del ritmo de envejecimiento a 400°C del acero que se estudie, caracterizado por la evolución de la dureza de su ferrita. Si resulta posible determinar experimentalmente la curva $HV(t)$ de evolución de la dureza de la ferrita y ajustarla con la curva exponencial [9-10]

$$HV(t) = A_h - B_h \cdot exp\left(-t/\tau_h\right) \qquad (7)$$

ésta debe ser la opción más adecuada. Si no se dispone de tiempo suficiente bastaría realizar envejecimientos hasta el tiempo mayor posible, por ejemplo 1500 horas daría una buena aproximación, considerando como valor de saturación de la dureza de la ferrita 600 HV, valor medio para estos aceros. En el caso de no disponer de los datos de evolución de la dureza a 400°C podría utilizarse una ecuación envolvente de la misma que sirviera para cualquiera de los materiales, tratando de permanecer en todos los casos del lado de la seguridad. De acuerdo con los resultados obtenidos, un valor de la dureza de saturación bastante conservador sería 600 HV y un valor máximo de $HV(0)$ sería 295 HV, con lo cual $B_h$ tomaría el valor de 305 HV. Por otro lado, sería conveniente utilizar el mínimo valor de $\tau_h$ obtenido que fue de 1325 horas. Con todas estas consideraciones la ecuación resultante será

$$HV(t) = 600 - 305 \cdot exp\left(-t/1325\right) \qquad (8)$$

A partir de la evolución de la dureza de la ferrita en procesos de envejecimiento a 400°C, y utilizando las energías de activación, puede obtenerse la curva de evolución de la dureza de la ferrita a cualquier temperatura dentro de los intervalos considerados a partir de la fórmula [9-10]

$$\frac{t_i}{t_j} = e^{\frac{U}{R}\left(\frac{1}{T_i} - \frac{1}{T_j}\right)} = \frac{\tau_{hi}}{\tau_{hj}} \qquad (9)$$

que permite obtener los valores del parámetro $\tau_h$, y a partir del mismo la expresión (7) válida para la temperatura de envejecimiento considerada.

En este punto se alcanza para un acero dado la previsión de su envejecimiento para cualquier temperatura y

tiempo. La conexión entre esta situación y su fragilización global constituye el paso siguiente, consistente en determinar, para un envejecimiento cualquiera, los porcentajes de ferrita en la superficie de fractura, tanto impacto como en tenacidad, a partir del incremento de dureza de la ferrita, propio de su envejecimiento. Para condiciones de temperatura ambiente las expresiones obtenidas son las (3) y (5) previamente escritas.

Por otra parte, los valores de $X_\alpha^{C_v}(\%)$ y $X_\alpha^{J_R}(\%)$ permiten determinar $C_v$, $J_{0.2/BL}$ y $T_R^*$ A partir de sus valores en estado no envejecido en las expresiones

$$C_v = C_v^\gamma \cdot X_\gamma \left(1 - \mu_C \cdot X_\alpha^{C_v}\right) \quad (10)$$

$$J_{0.2/BL} = J_{0.2/BL}^\gamma \cdot X_\gamma \left(1 - \mu_J \cdot X_\alpha^{J_R}\right) \quad (11)$$

$$T_R^* = T_R^\gamma \cdot X_\gamma \left(1 - \mu_T \cdot X_\alpha^{J_R}\right) \quad (12)$$

donde $\mu_C$, $\mu_J$ y $\mu_T$ son unos parámetros de ajuste función de $X_\alpha^{C_v}$ y $X_\alpha^{J_R}$ propios de cada tipo y condición de ensayo [8,9].

Es por tanto necesaria la caracterización del acero a estudiar en el estado de recepción de su resistencia al impacto, curva de resiliencia $C_v(T_{exp})$, y de su tenacidad, curva $R$ de $J$. De la primera se obtendrá el valor $C_v^\gamma$, obtenidos a 20°C de temperatura de ensayo. De la segunda, los valores $J_{0.2/BL}^\gamma$ y $T_R^\gamma$, como tenacidad medida en base a la integral $J$ y el módulo de desgarro, que se aplicarán en las ecuaciones (11) y (12). En el caso de no disponer del material o condiciones suficientes para estas caracterizaciones se pueden tomar valores suficientemente representativos de estos materiales, tales como $C_v$ de 240 J·cm$^{-2}$, límite elástico de 300 MPa y una curva $J_R$ dada por la expresión

$$J_R = 1200 \cdot \Delta a^{0.47} \quad (13)$$

Al igual que se ha hecho para el estudio de impacto a temperatura ambiente, 20°C, se podría haber hecho para valores de ensayo a otras temperaturas, obteniendo expresiones propias para cada una semejantes a la (3) partiendo del correspondiente valor en origen dado por la citada curva de resiliencia. De este modo se puede establecer una curva completa $C_v$-$T_{exp}$, prevista para el estado de envejecimiento, que puede ser ajustada por una curva tipo *tanh*.

Las expresiones (11) y (12) aplicadas conducen a valores de J de iniciación y módulo de desgarro para $\Delta a$ = 1 mm a partir de los cuales se puede ajustar una curva $R$ de resistencia a la fractura. Para la definición de la pendiente de la línea de enromamiento (blunting line) es necesario obtener la caracterización mecánica convencional del acero; en concreto, son necesarios el límite elástico y la tensión de rotura, además del módulo de elasticidad.

Llegado a este punto se ha establecido una metodología de previsión de la resistencia a la fractura de un acero dúplex tipo CF8M, basado en las modelizaciones del envejecimiento y la fragilización realizadas y su caracterización convencional en estado de recepción. El esquema de la Figura 3 recuerda todos los pasos efectuados, de los que se deduce que sólo resulta imprescindible la composición química del acero, pudiendo todos los parámetros de su comportamiento mecánico ser sustituidos por valores convencionales de estos aceros representados en los cajetines ovalados. Ello constituye sin duda una pérdida de aproximación en la previsión, mejorable con los estudios sucesivos propuestos sobre el material base, mediante ensayos sencillos y de corta duración.

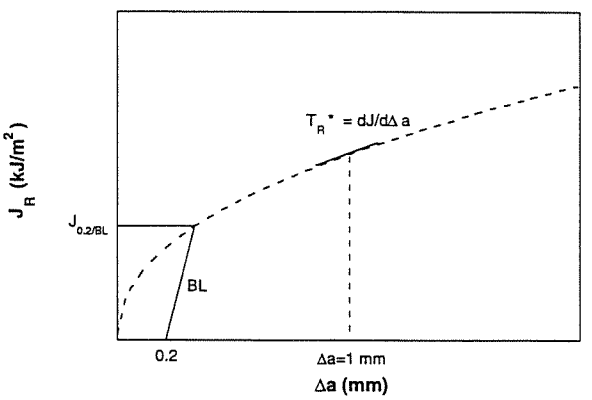



**Figura 2.** Parámetros característicos de la curva $J_R$

## 5. APLICACIONES

### 5.1. Obtención de parámetros indicadores de la tenacidad

Como validación del método, siguiendo el esquema de la Figura 3, se han reproducido los pasos para la determinación de todos los valores de tenacidad al impacto y a la fractura obtenidos experimentalmente para los aceros estudiados. Para ello se han utilizado los resultados de la caracterización de los tres materiales en el estado de recepción, así como los valores de dureza en envejecimientos a 400°C sólo hasta 1000 horas con el objeto de considerar un nivel de información moderado dentro de los propuestos.

En la Figura 4 se presentan los valores de $C_{v\,prev}$ obtenidos siguiendo la metodología de previsión frente a los valores experimentales para los aceros 12F, 18F y 22F conjuntamente. De dicha figura puede observarse que la previsión resulta aceptable con un coeficiente de correlación de 0.92 quedando la mayoría de los puntos dentro de un margen de error del 20% y aquéllos que están fuera de dicho margen, excepto uno, caen siempre del lado de la seguridad ( $C_{v\,prev} < C_{v\,exp}$ ).

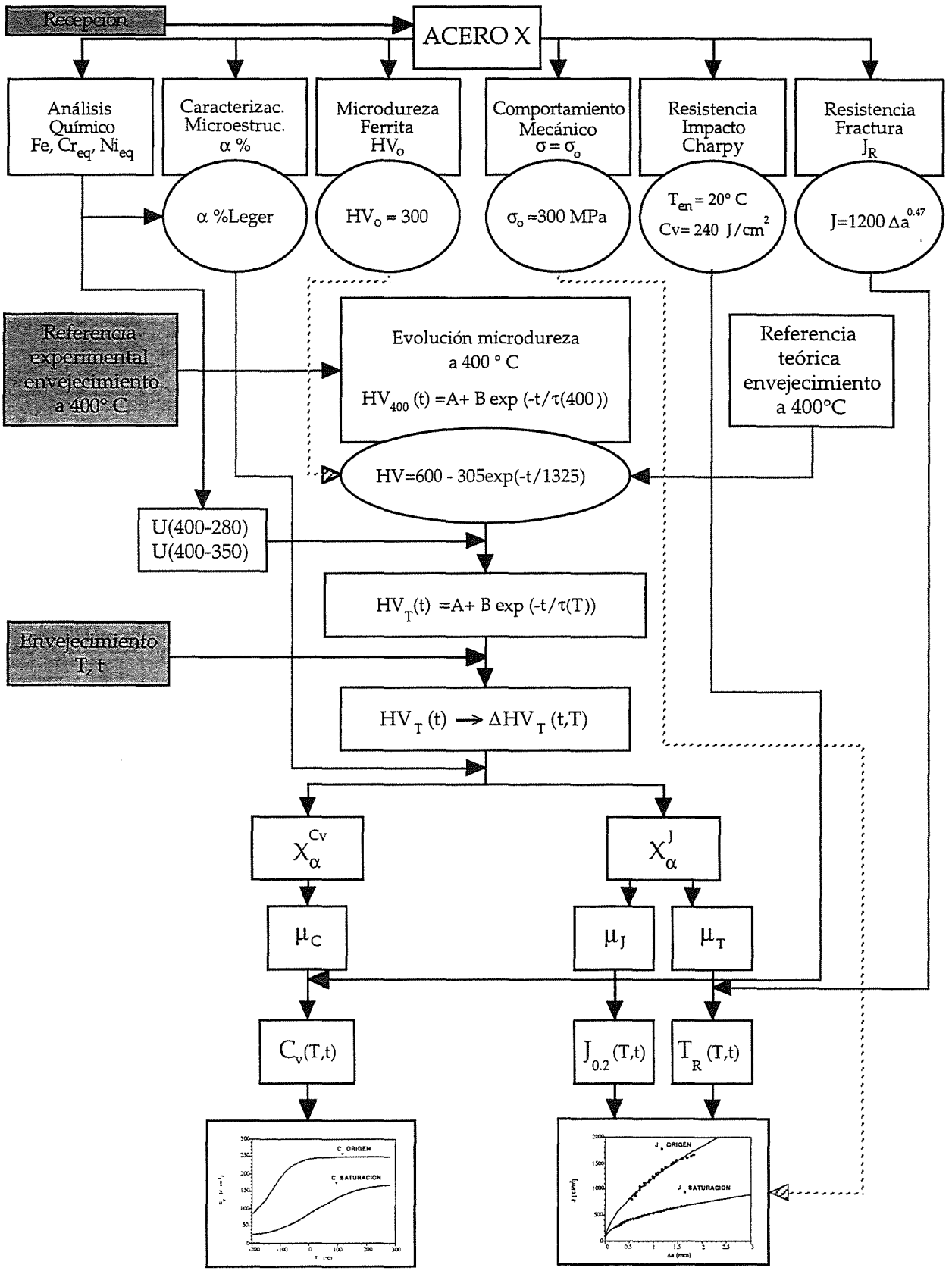



**Figura 3.** Diagrama resumen de la metodología de previsión

En la Figura 5 se presentan los valores de $J_{0.2/BL}$ previstos por el método desarrollado frente a los valores experimentales para los aceros 12F, 18F y 22F simultáneamente. El ajuste de los resultados es similar al caso de la resiliencia, quedando todos los puntos, bien dentro de un error del 20%, o en caso contrario, siempre del lado de la seguridad.

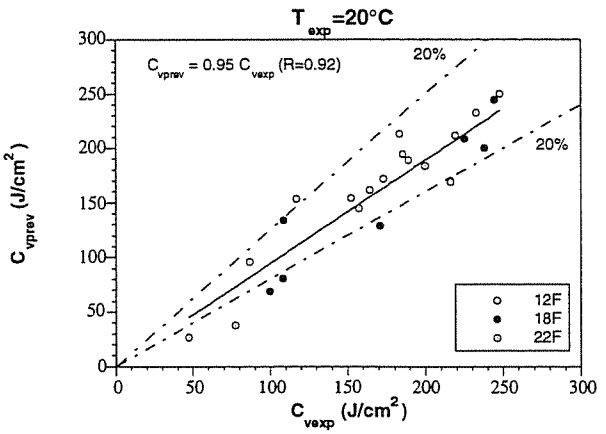



**Figura 4.** Relación entre $C_{v\,prev}$ y $C_{v\,exp}$ para los tres aceros

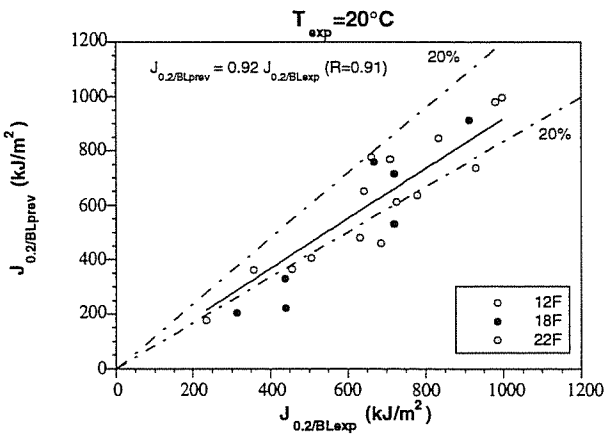



**Figura 5.** Relación entre $J_{0.2/BL\ prev}$ y $J_{0.2/BL\ exp}$ para los tres aceros

## 5.2. Obtención de curvas $J_R$

Como aplicación más concreta, para ilustrar el método, se han elegido dos casos para determinar la curva $J_R$ según el esquema de la Figura 3, para su comparación con la curva real.

En la Figura 6 se muestra la curva $J_R$ prevista para el acero 12F envejecido 22100 horas a 280°C, junto con la curva obtenida experimentalmente. En dicha figura se observa una similitud bastante buena sobre todo en la zona inicial, produciéndose el despegue a partir de 0.6 mm de propagación. Esta previsión no resulta preocupante ya que el estado de fragilización analizado no es importante, manteniendo el material una alta tenacidad. Además en ningún caso el valor de $J$ previsto para un avance de fisura dado supera en la zona de validez un error del 25%.

Por otra parte la Figura 7 muestra para el acero 22F envejecido 3300 horas a 400°C la curva $J_R$ determinada a través de la metodología de previsión y la curva experimental, observándose que el acuerdo es muy bueno ya que las curvas prácticamente coinciden. Esta previsión aún cuando se hace en el marco del envejecimiento a 400°C, aporta tal exactitud que garantiza el método, dejando una evidencia de que el error de previsión del caso anterior se debe asociar fundamentalmente a la falta de exactitud en los valores y representatividad de las energías de activación utilizadas.

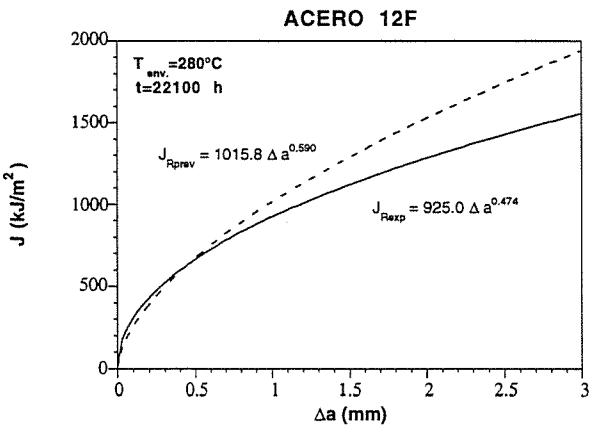



**Figura 6.** Curva $J_R$ prevista por el método y curva experimental (Acero 12F envejecido 22100 horas a 280°C)

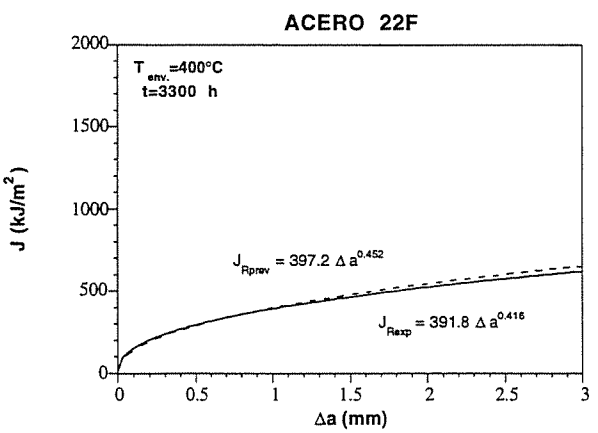



**Figura 7.** Curva $J_R$ prevista por el método y curva experimental (Acero 22F envejecido 3300 horas a 400°C)

## 5.3. Ejemplo de aplicación a un acero CF8M de la bibliografía

A continuación se muestra un ejemplo de aplicación del método de previsión a un acero distinto de los estudiados en este trabajo. Como queda anteriormente dicho, son escasas las referencias que aportan datos concretos sobre la evolución de la tenacidad con el envejecimiento, entre

ellas se ha seleccionado de la Ref. [3] un acero CF8M envejecido 7500 horas a 400°C con un 19% de ferrita calculado y una curva $J_R$ inicial

$$J_R = 564.0 \cdot \Delta a^{0.43} \quad (14)$$

A partir de la curva $J_R$ se determinaron los parámetros $J_{0.2/BL}$ y $T^*_R$ cuyos valores fueron 357.8 kJ·m$^2$ y 242.5, respectivamente.

A continuación, dado que no se dispone de datos de microdureza, se aplicó la ecuación (8). Con el valor de HV para 7500 horas a 400°C se determinó, siguiendo el método, el porcentaje de ferrita en la superficie de fractura y los valores de $\mu_J$ y $\mu_T$, a partir de los cuales se obtuvieron los parámetros $J_{0.2/BL}$ y $T^*_R$ que definen la curva $J_R$. En la Figura 8 se presentan las curvas experimentales y de saturación dadas por Chopra en la Ref. [3] junto con la curva prevista por el método aquí desarrollado. En dicha figura puede observarse un acuerdo muy bueno entre la curva experimental y la predicha, lo cual es de nuevo una ratificación de la metodología desarrollada y de su carácter predictivo.

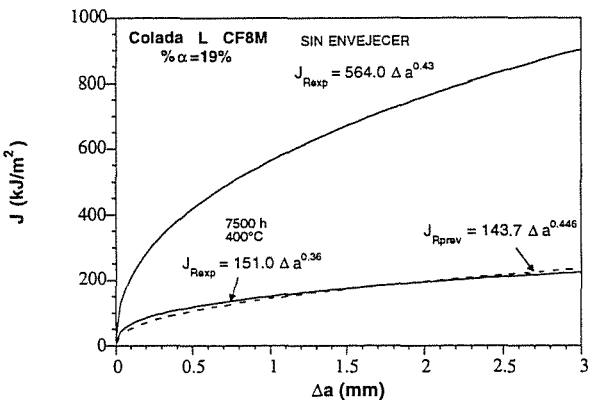



**Figura 8.** Curva $J_R$ prevista por el método y curva experimental de un acero envejecido 7500 horas a 400°C (Referencia [3])

## 6. CONCLUSIONES

- Se ha encontrado un nexo de unión entre envejecimiento y fragilización que se plasma en una relación directa entre sus variables más significativas, la dureza de la ferrita, o su incremento, como representante del envejecimiento y el porcentaje de ferrita en el camino de rotura, como variable representativa de la fragilización alcanzada.

- Este enlace entre envejecimiento y fragilización junto con los modelos desarrollados para ambas permiten establecer un método de predicción de la tenacidad de un acero dúplex para cualquier estado de envejecimiento considerado, definido por tiempo y temperatura, a partir de su composición química, contenido en ferrita y comportamiento en recepción, es decir sus condiciones iniciales.

## 7. 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).

## 8. REFERENCIAS

[1] Trautwein, A. & 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] Chung, H. M., "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", Int. J. Pres. Ves. & Piping 50, 179-213 (1992).

[3] Chopra, O. K., "Thermal Aging of Cast Stainless Steels in LWR Systems: Estimation of Mechanical Properties", PVP-Vol. 228, ASME 1992, pp. 79-92.

[4] 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).

[5] Slama, G., Petrequin, P., and Mager, T., "Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Castings and Welds", SMIRT Post-Conference Seminar, Monterey, Ca., 1983, pp. 211-240.

[6] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I., and González, J., "The effect of temperature on low temperature aging embrittlement of duplex stainless steels", ECF-10 Structural Integrity, Sept. 94, pp. 823-28.

[7] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., and González, J. J., "Influencia del Envejecimiento Térmico a Baja Temperatura sobre la Microdureza y la Resiliencia en Aceros Inoxidables Dúplex", Actas del I Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, Madrid, 1993, pp. 249-254.

[8] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F. and González, J.J., "Modelización de la Fragilización por Envejecimiento en Aceros Dúplex a través del Camino de Rotura", Anales de Mecánica de la Fractura, 13, 1996, pp. 340-345.

[9] Sánchez, L., "Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura en Aceros Inoxidables Austenoferríticos", Tesis doctoral, Universidad de Cantabria, Santander, España, 1996.

[10] González, J.J., Gutiérrez-Solana, F., Sánchez, L., and Setién J. "Low-Temperature Aging Kinetics in Cast Duplex Stainless Steels: Experimental Characterization", Journal of Testing and Evaluation, JTVA, Vol. 25, No. 2, March 1997, pp. 156-164.

[11] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., and González, J., "Evolution of $J_R$-$T_R$ curves with low temperature aging of duplex stainless steels", ECF-11 Structural Integrity, Oct. 96, pp. 571-76.

[12] ESIS P1-92, "ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistence of Ductile Materials", European Structural Integrity Society, January 1992.

[13] González, J.J., Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Setién J., "Cinetica de Envejecimiento a Baja Temperatura y Fractura de Aceros Inoxidables Austeno-Ferriticos de Molderia", publicado en este volumen.

[14] Leger, M. T., "Predicting and Evaluating Ferrite Content in Austenitic Stainless Steels", Stainless Steels Casting, ASTM STP 756, 1982, pp. 105-125.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PRESENTE Y FUTURO DE LOS PROCEDIMIENTOS DE EVALUACION DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE COMPONENTES FISURADOS

**J. Ruiz Ocejo, M. A. González-Posada, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria**
**Avenida de los Castros s/n, 39005 Santander**

**Resumen.** En el presente artículo se analiza tanto la situación actual como el futuro inmediato de los procedimientos de evaluación de la Integridad Estructural, haciéndose hincapié en la necesidad de una integración lo más completa posible de todas las metodologías existentes en la actualidad en aras de una homogeneización que facilite a los futuros usuarios el dominio y la posibilidad de enriquecimiento de esta disciplina. Con tal fin, en Abril de 1996 comenzó el proyecto denominado Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry (SINTAP) financiado por la Unión Europea y cuya finalización será en Marzo de 1999 con el desarrollo de un Procedimiento Unificado con carácter normativo. El artículo presenta, asimismo, el estado actual y las líneas maestras de tal proyecto.

**Abstract.** In this paper both the present situation and the immediate future of assessment procedures of Structural Integrity are analysed. Special attention is paid to the need to integrate all the existing methodologies in order to obtain a full homogeneity between them that should ease the way for future users and enrich their knowledge of this discipline. With this objective in mind, the project called Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry (SINTAP), funded by the European Union, was started in April 1996. This project will end in March 1999 with the development of a Unified Procedure which will become Standard. The paper also presents the project's actual situation and its principal guidelines.

## 1. INTRODUCCION

La "idoneidad para el servicio" (fitness for service o for purpose) de componentes y estructuras ingenieriles a lo largo de su vida operativa se demuestra a través de la Integridad Estructural. Esta metodología envuelve a un amplio ábaco de disciplinas como por ejemplo Resistencia de Materiales y Mecánica de la Fractura y técnicas como auscultación y reparación de componentes estructurales, resultando aplicable a un espectro importante de industrias como la generación de energía, el transporte y las construcciones offshore.

Si se usa correctamente, la metodología de análisis de Integridad Estructural puede proveer un correcto equilibrio entre economía y seguridad al evitar reparaciones absolutamente innecesarias durante la vida en servicio de una estructura.

A pesar de que se han conseguido avances significativos en los últimos años que han aumentado tanto la precisión como el alcance de los procedimientos de evaluación de la Integridad Estructural, todavía existen problemas que impiden una mayor aceptación de estos métodos. El mayor de ellos, sin lugar a dudas, es la falta de unificación y homogeneización de los diferentes procedimientos existentes; dicha situación trata de resolverse mediante el proyecto europeo: Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry -SINTAP- cuyo objetivo último es el desarrollo de un procedimiento único en el marco de la Unión Europea.

## 2. SITUACION ACTUAL

La idea de la Integridad Estructural se encuentra en una situación en la que se necesita alcanzar una estabilidad que actualmente no posee.

Un potencial usuario que quisiera hacer uso de la Integridad Estructural para evaluar el estado de una estructura o componente que contenga una serie determinada de defectos se encontrará con una extensa lista de documentos, normas, códigos, métodos, guías o procedimentos sin saber cuál de ellos es realmente el adecuado para la situación que ha de resolverse [1].

Hoy por hoy, esta amalgama de metodologías puede dividirse en dos grandes grupos, cuales son, los basados en el uso del denominado Diagrama de Evaluación de Fallo (Failure Assessment Diagram -FAD-) y los que se basan en la utilización del Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento (Crack Driving Force Diagram -CDFD-).

La lista de procedimientos cuyas filosofías pueden ser adscritas a estas dos líneas de análisis es amplia. Este artículo recoge una breve descripción de los más extendidos.

## 2.1. Métodos basados en el uso del FAD

El Diagrama de Evaluación de Fallo representa un análisis gráfico integrado en el que se evalúan de forma simultánea la posibilidad de un fallo por fractura y el colapso plástico a través de dos variables adimensionalizadas por las características resistentes del material, tenacidad a fractura y tensión de fluencia.

Una vez definidos las variables del plano en el que se realiza la evaluación, los diferentes procedimientos presentan distintas curvas límite que diferencian la zona aceptable o segura de la no aceptable o insegura. La figura 1 muestra un ejemplo típico de un Diagrama de Evaluación de Fallo.

Estos métodos representan, por tanto, una filosofía distinta de la que pudiera definirse como "clásica" en los cálculos estructurales pues no se considera de forma directa y explícita lo aplicado versus lo resistente, por lo que se pierde la facilidad de interpretación de otras metodologías.

No obstante, la sencillez y rapidez con las que se pueden acometer ciertas evaluaciones estructurales hacen recomendable el uso de estos diagramas para tales situaciones.

El método R6 y el documento PD6493 son los máximos exponentes de este tipo de procedimiento.

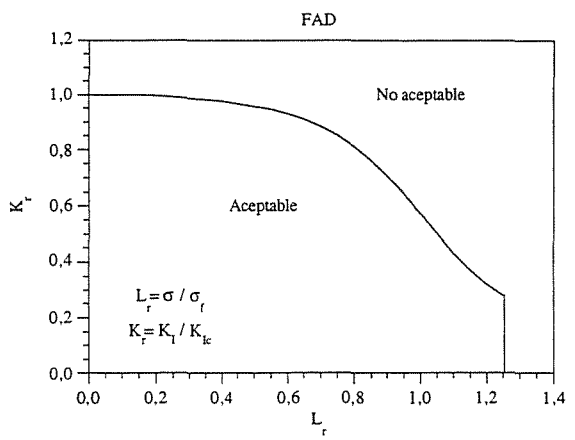



**Fig.1.** Representación típica de un Diagrama de Evaluación de Fallo (FAD).

### 2.1.1. Método R6

El método R6 originalmente desarrollado por Harrison, Loosemore y Milne en 1976 [2] y basado en los estudios previos de Dowling [3] ha experimentado un gran número de cambios a lo largo de su historia [4].

Actualmente, la versión conocida por los usuarios del método corresponde a la Revisión 3 de 1986. No obstante, esta revisión se ve continuamente actualizada y mejorada por los adelantos tecnológicos que se van consiguiendo en esta disciplina; de hecho la última edición del procedimiento data de Octubre de 1996 correspondiendo a la Enmienda número 7 del documento original [5]. El desarrollo de las nuevas incorporaciones es tutelado por la empresa Nuclear Electric del Reino Unido.

El procedimiento general de cálculo recoge tres categorías de análisis, los cuales contemplan desde la evaluación sencilla de la iniciación de una fisura hasta un estudio completo del proceso de desgarro dúctil.

La representación gráfica de todos ellos se hace según la metodología del FAD ya sea mediante el uso de una curva límite genérica por defecto, porque no se conoce la curva tensión-deformación del material o a través de curvas específicas dependientes de las características mecánicas del material a considerar.

### 2.1.2. BSI PD6493

El origen del documento publicado 6493 de la British Standard Institute [6] se remonta a la formación de un comité técnico en 1969 cuya actividad no se inició hasta el año siguiente. Finalmente en 1975 se publicó una versión borrador de la norma, que ya entonces comenzó a ser utilizada por la industria. Tras otras versiones intermedias, la versión utilizada hoy en día fue editada en 1991 [7] continuándose hasta la fecha el desarrollo de nuevos apéndices y mejoras cuya dirección corresponde a The Welding Institute.

La estructura del procedimiento de cálculo del PD6493 es muy similar a la del método R6 pues también recoge tres niveles de tratamiento, catalogados como preliminar, normal y avanzado en función de la precisión y profundidad del análisis a realizar. La representación de los cálculos se realiza siempre bajo los criterios de un Diagrama de Evaluación de Fallo.

## 2.2. Métodos basados en el uso del CDFD

El Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento representa un análisis de la Integridad Estructural cuya filosofía es distinta de la del FAD pues en la evaluación no se integran simultáneamente el fallo por fractura y el agotamiento plástico. Su metodología se basa en la comparación directa entre los parámetros aplicados y las características resistentes del material.

Por lo tanto, se han de tener en cuenta ambas circunstancias cuando se trate de evaluar la integridad de una estructura.

En la figura 2 se muestra un ejemplo típico de un análisis en el que se ha utilizado la metodología del Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento.

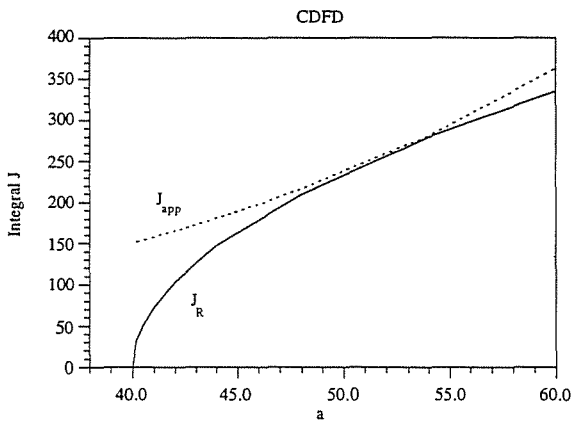



**Fig.2.** Representación típica de un Diagrama de Fuerza Motriz de Agrietamiento (CDFD).

Los procedimientos más conocidos basados en la metodología del CDFD son la aproximación EPRI y el método ETM.

### 2.2.1. Aproximación EPRI

La denominada aproximación EPRI recibe su nombre del Electric Power Research Institute bajo cuya esponsorización se desarrolló la investigación realizada por el General Electric Company Research and Development Center y que dio lugar a la metodología hoy conocida. El informe que recoge este trabajo vio la luz en Julio de 1981 [8].

El informe EPRI representa más que un procedimiento de cálculo una filosofía de trabajo aplicable, a priori, a cualquier estructura fisurada siempre y cuando se dispongan de las soluciones necesarias para su análisis.

Estas fórmulas permiten la comparación entre la integral-J aplicada ($J_{app}$) y la resistente ($J_R$) con la condición de que el material se ajuste lo más correctamente posible a una modelización del tipo Ramberg-Osgood.

### 2.2.2. Método ETM

El método ETM cuyo nombre responde a las iniciales de Engineering Treatment Model fue inicialmente presentado como artículo [9] en 1990. El método general ha sido desarrollado por el instituto alemán GKSS Research Center publicándose en 1995 una versión borrador del mismo [10], no obstante, actualmente todavía está en desarrollo la versión final del procedimiento.

La metodología de cálculo aquí considerada representa una voluntad de facilitamiento en el uso de la integral-J, difiriendo del método EPRI en que la componente plástica de tal integral se estima a partir de $K_I$, es decir, de la componente elástica. Además, no es preciso que el material objeto de análisis se ajuste a una ley Ramberg-Osgood, si no que basta con conocer su curva tensión-deformación (junto con la curva de resistencia a la fractura $J_R$) para poder llevar a cabo los cálculos.

Así pues, puede afirmarse que el procedimiento ETM constituye un notable esfuerzo en pro del uso ingenieril y sencillo de los Diagramas de Fuerza Motriz de Agrietamiento.

## 3. FUTURO: PROYECTO SINTAP

Como ya se ha repetido reiteradas veces a lo largo del artículo, el futuro de los procedimientos de evaluación de la Integridad Estructural pasa por la integración de las filosofías de cálculo y el desarrollo e incorporación de los nuevos adelantos en tales códigos.

Surge como solución a tal situación el proyecto SINTAP adscrito al Programa de Investigación BRITE-EURAM III cuya coordinación corresponde a British Steel y aglutina a los siguientes centros, instituciones o empresas: British Steel, Nuclear Electric, Exxon, The Welding Institute, Health & Safety Executive (Gran Bretaña), Shell (Holanda), SAQ Inspection (Suecia), MCS (Irlanda), GKSS, IWM (Alemania), Joint Research Center (Unión Europea), VTT (Finlandia), Institute de Soudure (Francia) y la Universidad de Cantabria.

El proyecto se divide en cinco tareas principales desglosadas, a su vez, en diferentes subtareas.

En la Tarea 1, se definirá la influencia del efecto de las soldaduras y su heterogeneidad mecánica (mis-match) en la evaluación estructural de componentes afectados por tal fenómeno. De igual forma, se proveerán las directrices y recomendaciones oportunas para la cuantificación y análisis de los problemas relativos al mis-match.

La Tarea 2, quizá la más amplia de todas, analizará el comportamiento de los componentes fisurados prestando especial atención a aspectos como: confinamiento, relación "límite elástico-tensión última de rotura", efectos debidos a pruebas (pre-cargas), soluciones de factores de intensidad de tensiones y cargas límite, entre otros.

El objetivo de la Tarea 3 es la optimización del tratamiento de las variables influyentes en el estudio. Algunos temas en los que actualmente se trabaja son: determinación y dispersión de los valores de la tenacidad a fractura, correlaciones Charpy-tenacidad, ensayos no destructivos, procesamiento y análisis de los factores de seguridad obtenidos en una evaluación...

El estudio de las tensiones secundarias se realizará en la Tarea 4 para lo que se recolectarán todas las distribuciones de tensiones residuales posibles y se incorporarán nuevas soluciones obtenidas bien experimentalmente, bien analíticamente a través de modelos.

Por último, la Tarea 5 se ocupa del desarrollo final del procedimiento a partir de una exhaustiva revisión de los métodos actuales y de los avances y conclusiones de las demás tareas. Se tratará de suministrar una variedad de niveles de evaluación que vayan desde la aproximación más sencilla y conservadora, debida al desconocimiento o la imposibilidad de obtención de todos cuantos parámetros sean relevantes en los cálculos, hasta el estudio más profundo y preciso en que dichos valores puedan ser determinados.

## 4. PRIMERAS RECOMENDACIONES

Los primeros análisis hechos en el marco del proyecto SINTAP en lo relativo a la estructura del procedimiento final han llevado a las siguientes consideraciones:

Se prevén tres niveles de análisis diferentes en función de las variables dato conocidas. Estas determinan de forma absoluta el camino a seguir durante toda la evaluación, sin que el usuario pueda escoger uno diferente al que le permiten sus datos de entrada.

Las dos metodologías (FAD y CDFD) quedan integradas pues cualquier análisis puede realizarse según el diagrama que el usuario desee. Por lo tanto, la heterogeneidad de los métodos actuales se reduce a la elección por parte del usuario de la representación gráfica que él desee.

En la Tabla 1 se recoge el esquema de procedimiento futuro al que llevan estas primeras consideraciones:

**Tabla 1.** Esquema inicial del procedimiento SINTAP

| NIVEL | A | B | C |
|---|---|---|---|
| DATOS DE ENTRADA | $\sigma_y + \sigma_u$ | Curva $\sigma$-$\varepsilon$ | Curva $\sigma$-$\varepsilon$ |
| | $K_{Ic}$ | $K_{Ic}$ | Curva $J_R$ |
| DIAGRAMA DE ANALISIS FAD/CDFD | Curva por defecto con factores de seguridad | Curva específica de cada material | Curva específica de cada material |
| TIPO DE ANALISIS | Análisis sencillo: solamente iniciación | Análisis sencillo: solamente iniciación | Análisis completo: desgarro dúctil |

Un mayor conocimiento en el comportamiento mecánico del material (A→B) establece la mejora en la aproximación de las curvas límite de análisis. Por otro lado, la mejora en el conocimiento de las características resistentes a fractura (B→C) permite el paso de un análisis sencillo al estudio completo del proceso de desgarro.

## 5. REFERENCIAS

[1] Gorrochategui I., "Comportamiento en rotura de tuberías de alta tenacidad con sustentación hiperestática en régimen elastoplástico", 1993, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria.

[2] Harrison R.P., Loosemore K. and Milne I, "Assessment of the Integrity of Structures containing Defects", 1976, CEGB Report R/H/R6.

[3] Dowling A.R., "The effect of defects on structural failure: a two-criteria approach", 1974, CEGB Report RD/B/N2921.

[4] Milne I. and Dowling A.R., "R6: The Years to 1990", 1996, Seminar: 20 years of R6.

[5] Nuclear Electric, plc, "Assessment of the Integrity of Structures containing Defects", October 1996, R/H/R6 Revision 3.

[6] Burdekin F.M., "Development of British and European Standards Related to R6", 1996, Seminar: 20 years of R6.

[7] PD6493, "Guidance Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Fusion Welded Structures", 1991, British Standards Institute.

[8] Kumar V., German M.D. and Shih C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", 1981, General Electric Company, NP-1931, Research Project 1237-1, Topical Report.

[9] Schwalbe K.-H. and Cornec A., "The Engineering Treatment Model (ETM) and its practical application", 1991, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 14, n° 4, pp. 405-412.

[10] Schwalbe K.-H., Zerbst U., Brocks W., Cornec A., Heerens J. and Amstutz H., "The ETM Method for Assessing the Significance of Crack-like Defects in Engineering Structures", 1996, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CARACTERIZACIÓN DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE ACEROS DE VASIJAS CON PROBETAS RECONSTITUIDAS Y PROBETAS CHARPY PREFISURADAS

**F. De Backer, F. Gutiérrez-Solana, R. Versteirt y J. A. Alvarez**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.**
**Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.**

**Resumen.** En los programas de vigilancia de centrales nucleares la evaluación de la tenacidad del material de la vasija se basa en ensayos de impacto con probetas Charpy. Con estos ensayos cualitativos no es posible obtener las propiedades elasto-plásticas del material de la vasija. Para obtener la curva J-R, la cual provee una evaluación directa de la tenacidad, se estudia la posibilidad de usar probetas reconstituidas del tipo Compacto (CT) que contienen implantes de probetas Charpy y se reconstituyen con soldadura de haz de electrones. Otra alternativa analizada es ensayar probetas Charpy cuasi-estáticamente en flexión en 3 puntos para obtener la curva J-R. La validez de la caracterización de la tenacidad se evalúa comparando las curvas J-R obtenidas con ambos métodos con las curvas de probetas de referencia.

**Abstract.** In surveillance programmes of nuclear plants the evaluation of the toughness of the vessel material is based on Charpy impact tests. With such qualitative tests it is not possible to obtain the elastic-plastic material properties of the vessel. To obtain the J-R curve, which provides a direct evaluation of toughness, the posibility of using reconstituted compact tension specimens (CT) that contain inserts of Charpy specimens and are reconstituted with electron-beam welding is studied. An other analysed alternative is to test the Charpy specimens quasi-staticly in 3-point bending to obtain the J-R curve. The validity of the toughness caracterization is assessed comparing the J-R curves obtained with both methods with the curves of reference specimens.

## 1. INTRODUCCION

Para garantizar la operación segura de estructuras que sufren un deterioro de las propiedades del material de sus componentes es necesario obtener información sobre el estado del material durante toda la vida de la instalaciones. Es deseable que se pueda obtener el máximo de información de las pequeñas cantidades de material disponible y que esta información sea una medida cuantitativa de las propiedades que son necesarias para evaluar la vida residual de la instalación.

En centrales nucleares, la fragilización por irradiación de elementos del circuito primario es uno de los problemas principales, por tanto, en los programas de vigilancia se sigue el comportamiento mecánico del material para evaluar la integridad estructural. En un programa de vigilancia convencional la caracterización de la tenacidad frente a fractura del material de los componentes se basa principalmente en los resultados de ensayos de impacto con probetas Charpy. Con el análisis de los resultados de estos ensayos de impacto se obtiene una estimación cualitativa de la tenacidad. Una evaluación indirecta de la tenacidad del material establece límites operacionales para el reactor que pueden ser excesivamente conservadores. Además, la cantidad de material disponible para evaluar la tenacidad está limitada por las dimensiones de las cápsulas de vigilancia introducidas en el reactor.

Para aumentar la cantidad de datos que se pueden obtener de las probetas de las cápsulas de vigilancia se desarrollaron técnicas de reconstitución y probetas miniaturas.

El método de probetas miniaturas utiliza las mitades de las probetas ensayadas para mecanizar de ellas nuevas probetas (Charpy, de tracción) con dimensiones menores que las de las probetas normalizadas [1, 2].

En las técnicas de reconstitución se hacen nuevas probetas con implantes, tomados de probetas de vigilancia ya ensayadas, unidos a soportes de otro material. Diversas técnicas de reconstitución se utilizan para probetas Charpy [3, 4], incluso para probetas Charpy miniatura [5]. A pesar de que el ensayo de

impacto no se obtiene una estimación cuantitativa de la tenacidad, estas probetas sirven para estimar el comportamiento en diferentes orientaciones y aumentar la muestra de ensayos. Para estimaciones cuantitativas de la tenacidad se han realizado experimentos con probetas CT reconstituidas para obtener una medición directa de la tenacidad frente a fractura en ensayos de $K_{IC}$ [6]. Sin embargo, para materiales suficientemente tenaces este tipo de ensayo subestima la tenacidad y no es válido.

Resulta necesario la aplicación de conceptos elasto-plásticos de la mecánica de fractura tal, como la curva de resistencia del integral J (curva J-R). Por ello, recientemente se ha empezado a investigar la posibilidad de obtener curvas J-R con probetas CT reconstituidas en el régimen elasto-plástico [7, 8].

Siguiendo esta línea en este trabajo se analizan dos métodos para obtener una estimación directa de la tenacidad. Por un lado con probetas Charpy ensayadas cuasi-estáticamente en flexión en 3 puntos para obtener la curva J-R. Este método ya se ha utilizado con éxito [9], incluso con probetas Charpy reconstituidas [10, 11]. Por otro lado, se desarrollan técnicas de reconstitución con soldadura de haz de electrones para obtener la curva J-R con probetas compactas de tres diferentes configuraciones que tienen implantes de mitades rotas de probetas Charpy.

## 2. CONFIGURACIONES

Las cápsulas de vigilancia contienen básicamente probetas Charpy, por tanto, se parte de que los implantes deben provenir de tales probetas. Se puede obtener muchos tipos de probetas reconstituidas con implante de una probeta Charpy. Se han elegido las probetas compactas porque ellas permiten una medición cuantitativa de la tenacidad y son usadas ampliamente. Además, la probeta CT tiene un ligamento más grande y así permite mayor crecimiento de la fisura que una probeta Charpy prefisurada. De las diferentes configuraciones posibles de probetas CT reconstituidas de mitades de probetas Charpy se analizaron tres tipos que tienen diferentes dimensiones de implante y configuraciones de soldadura. Las configuraciones se representan en la Figura 1, y tienen las siguientes características;

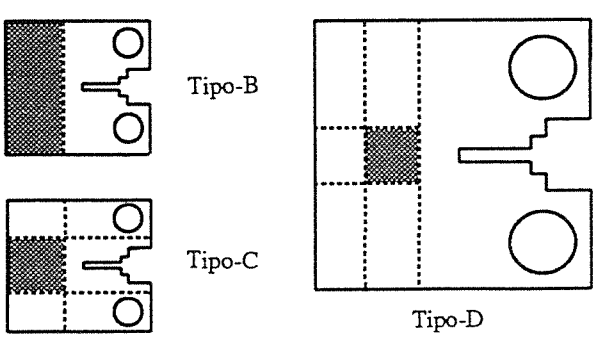



Fig. 1. Configuraciones

Tipo-B: probeta CT, espesor nominal de 10 mm, implante de 10x10x24 $mm^3$ soldado con una costura transversal de soldadura. Las ventajas de esta configuración son la simplicidad del procedimiento de soldadura y la gran cantidad de material inalterado disponible después de soldar. Con esta configuración se pueden ensayar dos orientaciones del material, partiendo de la aportada por la probeta original.

Tipo-C: probeta CT, espesor nominal de 10 mm, implante de 10x10x10 $mm^3$. Para esta configuración el procedimiento de soldadura se complica porque son necesarias dos soldaduras longitudinales y una transversal. La ventaja de esta configuración es la posibilidad de analizar todas las orientaciones del material y la menor dimensión del implante que hace posible obtener dos probetas reconstituidas de una mitad rota de una probeta Charpy.

Tipo-D: probeta CT, espesor nominal de 20 mm, implante de 20x10x10 $mm^3$. Para esta configuración el procedimiento de soldadura se complica aun más, ya que son necesarias dos soldaduras longitudinales y dos transversales. Por lo tanto, la cantidad de material inalterada disponible después de soldar es la menor de los tres de casos. La ventaja de esta configuración es la posibilidad de ensayar una probeta de mayor espesor, aunque sólo bajo dos orientaciones.

## 3. MATERIAL

Los materiales utilizados son dos aceros de vasijas nucleares. El acero laminado A 533 Gr.B Cl.1 y el acero forjado A 508 Cl.3, de aquí en adelante A533 y A508 respectivamente. Ambos aceros cumplen con las normas ASTM, y las propiedades mecánicas vienen dadas en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Propiedades mecánicas

| Material | Orientación | Límite elástico (MPa) | Límite de rotura (MPa) |
|---|---|---|---|
| A533 | L | 486 | 623 |
| A533 | T | 521 | 636 |
| A508 | L | 503 | 655 |
| A508 | T | 505 | 646 |

## 4. TECNICA DE RECONSTITUCION Y PREPARACION DE LAS PROBETAS

Para los ensayos de flexión en tres puntos se utilizan probetas Charpy prefisuradas por fatiga hasta una longitud de fisura relativa, $a_o/W$, de 0.5 y con ranuras laterales de 10% del espesor B en ambos lados.

Las probetas CT reconstituidas se realizan con soldadura de haz de electrones que es apropiado para la reconstitución de probetas CT, ya que la zona afectada térmicamente (ZAT) es estrecha y presente una

aportación de calor baja [10]. Los implantes provienen de piezas Charpy mecanizadas del material laminado o forjado. El soporte siempre es del material laminado y tiene la misma orientación que el implante.

Se mide mediante microdureza Vickers la achura de las soldaduras y su posición exacta en la probeta. La anchura media de la ZAT fue de 3 mm en la cara y 2 mm en la raíz de la soldadura para el Tipo-B. Ajustando los parámetros de soldadura se obtuvieron para las probetas del Tipo-C una anchura media en la raíz de 1.5 mm y 2.1 mm en la cara. Para las probetas del Tipo-D la anchura media de la ZAT ha sido de 3.8 mm debido a su mayor espesor. Un análisis radiográfico de las soldaduras sobre una muestra de cuatro probetas del Tipo-C no reveló faltas de soldadura que condicionaron el comportamiento de las probetas. Sólo se observó una pequeña falta de fusión en una soldadura que no afectó los resultados obtenidos.

Debido al mecanizado final de las probetas CT tras la soldadura del implante su espesor es algo menor que el nominal previsto, no siendo posible un espesor inicial más alto ya que las dimensiones del implante dependen de las dimensiones del Charpy.

Después del mecanizado se realiza una entalla con electroerosión hasta sobrepasar la ZAT de la soldadura transversal. Después, las probetas se prefisuran por fatiga hasta valores de $a_o/W$ entre 0.6 y 0.7 quedando el frente de la fisura inicial alejado al menos 1.5 mm de la ZAT de la soldadura transversal. Finalmente se mecanizan ranuras laterales de 10% del espesor B en ambos lados.

Asimismo, se mecanizaron probetas CT de referencia, sin implante, con un espesor nominal de 10 mm, para comparar sus resultados con los métodos investigados.

## 5. PROCEDIMIENTO DE LOS ENSAYOS Y VALIDACION DE LA CARACTERIZACION DE LA TENACIDAD

Las curvas de resistencia a la fractura J-R se obtienen según la norma ESIS [13] utilizando el método de las descargas elásticas en ensayos realizados a temperatura ambiente. Después del ensayo, las probetas son oxidadas por calentamiento en un horno para indicar el crecimiento de la fisura y finalmente son llevadas a rotura. Se analiza la superficie de rotura con un microscopio electrónico de barrido.

Para las probetas reconstituidas la interferencia entre la zona plástica y la soldadura puede alterar los resultados. Para verificarlo se estima la extensión de la zona plástica con una técnica óptica sencilla. El método consiste en lijar ligeramente la superficie de la probeta después de oxidarla, así la zona plástica, hundida en la superficie de la probeta, se puede observar con un proyector de perfiles al permanecer tintada por el óxido.

Para la validación de las probetas reconstituidas y las probetas Charpy ensayadas en flexión en tres puntos se comparan las curvas J-R obtenidas con estos métodos con las curvas de las probetas de referencia.

## 6. RESULTADOS Y DISCUSION

El mecanismo de rotura ha sido siempre coalescencia de microhuecos y no ocurrió ninguna fisuración en las soldaduras. Por lo tanto, la técnica de reconstitución no influye en el mecanismo de rotura.

### 6.1 Probetas Charpy prefisuradas

La comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas Charpy en flexión en tres puntos y probetas CT sin implante para el material A533 en la orientación LS se muestra en la Figura 2. Las probetas Charpy reproducen muy bien el comportamiento en fractura obtenido con las probetas de referencia.

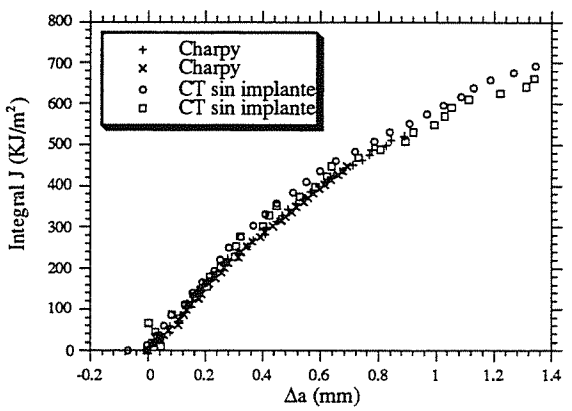



**Fig. 2.** Comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas Charpy en flexión en tres puntos y probetas CT sin implante, material A533 orientación LS.

### 6.2 Probetas Tipo-B

La comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas de referencia y probetas reconstituidas con implantes del material A508 en la orientación LS se muestra en la Figura 3. No se observó interferencia entre la zona plástica y la ZAT. Los resultados son similares para las otras orientaciones y combinaciones de material. Se observa como las probetas reconstituidas reproducen muy bien el comportamiento en fractura obtenido con probetas de referencia.

Según los límites de validez de la norma ESIS una parte importante de las curvas J-R se encuentra fuera de la zona válida. No obstante, las curvas J-R son válidas para el espesor usado y son útiles para un análisis comparativo.

Los resultados de las probetas reconstituidas con un implante del material A508 y con un soporte del material A533 demuestran que una diferencia pequeña entre las propiedades mecánicas del implante y del soporte no influye en los resultados. De forma que el único requerimiento aparente para cualquier material

ferrítico utilizado como soporte es su buena soldabilidad con el material del implante.

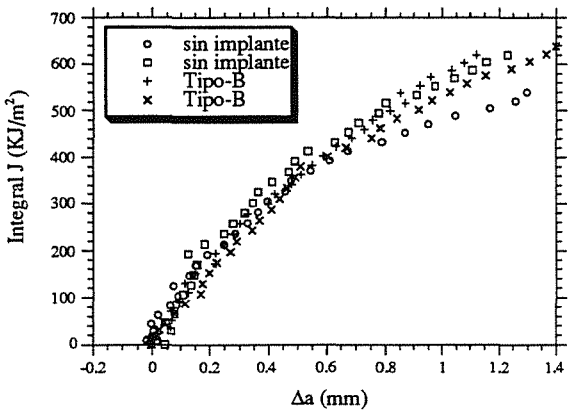



**Fig. 3.** Comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas reconstituidas del Tipo-B y probetas de referencia, material A508 orientación LS.

6.3 Probetas Tipo-C

Las curvas J-R obtenidas coinciden bien con las obtenidas con las probetas de referencia para el acero A508 en la orientación TL, Figura 4.

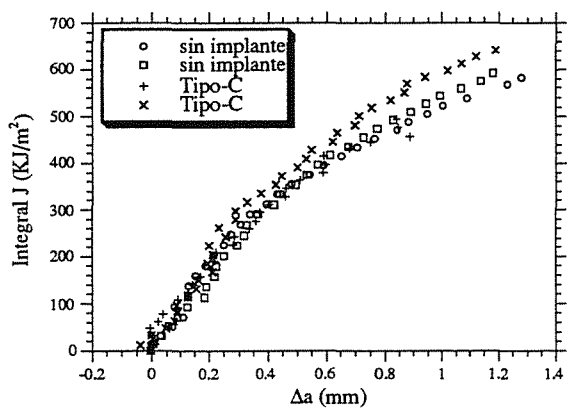



**Fig. 4.** Comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas reconstituidas del Tipo-C y probetas de referencia, material A508 orientación TL.

No obstante, para otras probetas del Tipo-C la curvas J-R se desvían de las curvas de referencia, presentando un comportamiento menos tenaz, como se observa en la Figura 5. Para idénticas condiciones, sin embargo, la curva que corresponde a la probeta del Tipo-B coincide con la curva de referencia. En estos casos la estimación óptica de la zona plástica revela una interferencia con las soldaduras longitudinales, como ilustra la Figura 6. Por lo tanto, la desviación de las curvas J-R se relaciona claramente con la interacción entre la zona plástica y la soldadura observada en la superficie de la probeta. Cuando la zona plástica alcanza el borde de la ZAT, no puede penetrar en ella debido a su gran dureza. El bloqueo de la zona plástica produce una pérdida de deformación plástica. Esto implica que para el crecimiento adicional de la rotura se absorba menos energía en estas probetas.

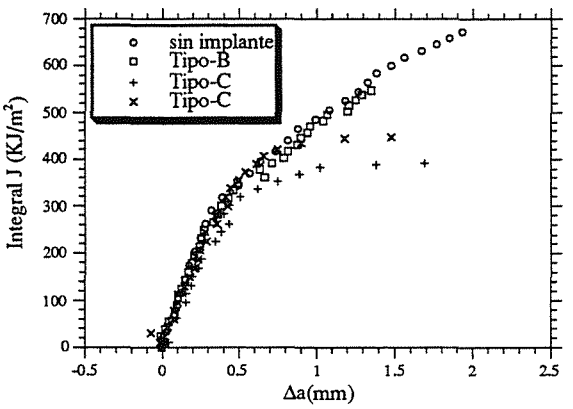



**Fig. 5.** Comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas reconstituidas del Tipo-B y Tipo-C y probetas de referencia, material A533 orientación TS.

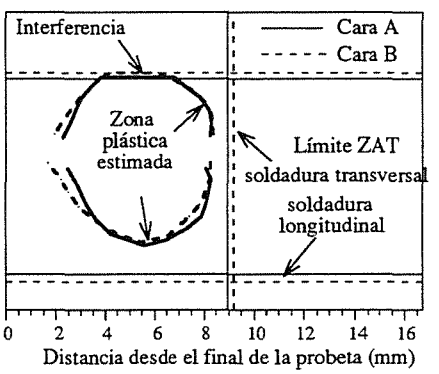



**Fig. 6.** Interferencia entre la zona plástica y la soldadura.

La relación entre la desviación de la curva J-R y el bloqueo de la zona plástica es confirmada por el hecho de que en los dos casos donde no se observó ninguna interacción tampoco se produjo la desviación. Por tanto es muy importante que el frente inicial de la fisura se encuentre exactamente en medio de las soldaduras longitudinales para aprovechar todo el material inalterado disponible del implante.

Para implantes fragilizados el tamaño de la zona plástico disminuirá y habrá una posibilidad mayor de que la zona plástica quede restringida dentro el implante. Sin embargo, el fenómeno opuesto ocurrirá para ensayos de tenacidad a temperaturas más altas que la de ambiente.

6.4 Probetas Tipo-D

Todas las curvas J-R obtenidas con probetas reconstituidas se desvían, Figura 7. La desviación es parecida al caso de las probetas del Tipo-C. Después de que la zona plástica se bloquea en la soldadura, el crecimiento adicional de la fisura requiere menos

energía. Además, la desviación ocurre casi al principio de la curva debido a la pequeña cantidad de material del implante inalterado que ocasiona una interferencia rápida.

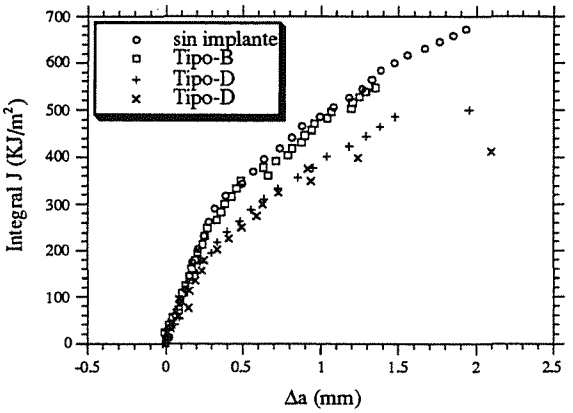



**Fig. 7.** Comparación de las curvas J-R obtenidas con probetas reconstituidas del Tipo-B y Tipo-D y probetas de referencia, material A533 orientación TS.

## 7. CONCLUSIONES

La tenacidad frente a fractura puede caracterizarse con probetas Charpy ensayadas en flexión en 3 puntos, con la única limitación asociada a su espesor. Limitación cuya importancia es menor para materiales con fragilidad creciente.

La técnica de reconstitución con soldadura por haz de electrones es apropiada para reconstituir probetas CT con implantes, por la pequeña ZAT producida y el bajo aporte de calor.

La tenacidad frente a fractura puede caracterizarse con probetas CT reconstituidas con un espesor nominal de 10 mm, con un implante de 24x10x10 $mm^3$ tomado de una probeta Charpy rota y con una costura de soldadura, para el espesor usado.

La caracterización de la tenacidad frente a fractura obtenida con probetas CT reconstituidas con un espesor nominal de 10 mm, un implante de 10x10x10 $mm^3$ tomado de una probeta Charpy rota y tres costuras de soldadura puede ser válida únicamente cuando no hay interferencia entre la zona plástica y la soldadura. Cuando la zona plástica desarrolla su anchura máxima y alcanza la ZAT la curva J-R se desvía de la curva obtenida con probetas de referencia. Sin la interacción entre la zona plástica y la soldadura, la caracterización de la tenacidad frente a fractura es válida para el espesor usado.

Las probetas CT reconstituidas con un espesor nominal de 20 mm, un implante de 20x10x10 $mm^3$ tomado de una probeta Charpy rota y cuatro costuras de soldadura sufren interferencia entre la soldadura y la zona plástica. Aquí, la cantidad de material inalterado es aún menor que en el caso del Tipo-C. La utilidad de esta configuración para ensayos de materiales dúctiles es dudosa si no se puede obtener una ZAT menor. Aunque la configuración podría ser útil para ensayos de materiales frágiles, para estos casos probetas de menor espesor y menos complicadas de configuración, podrían ser también válidas y por tanto preferentes.

## 8. REFERENCIAS

[1] Lucon, E., "Instrumented Impact Testing of Sub-Size Charpy-V Specimens: The Activity of the ESIS TC5 Working Party," Proceedings of ECF 11, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, J. Petit, Ed., 1996, pp. 621-626.

[2] Gillemot, F., Havas, I., and Szabó, L., "Static Fracture Criteria Evaluation Using Small Specimens," Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Second Volume), ASTM STP 909, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1986, pp. 118-124.

[3] van Walle, E., "Reconstitution: where do we stand?," Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium, ASTM STP 1270, David S. Gelles, Randy K. Nanstad, Arvind S. Kumar and Edward A. Little, Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1996, pp. 415-441.

[4] Onizawa, K., van Walle, E., Nanstad, R., Sokolov, M., and Pavinch, W., "Critical Analysis of the ASTM Round-Robin on Reconstitution," Small Specimen Test Techniques, ASTM STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.

[5] Klausnitzer, E. N. and Hofmann, G., "Reconstituted Impact Specimens with Small Inserts," Effects of Radiation on Materials: 15th International Symposium, ASTM STP 1125, R.E. Stoller, A.S. Kumar, and D.S. Gelles, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia,1992, pp. 76-90.

[6] Klausnitzer, E., "Development of Large Compound-Material Fracture Toughness Specimens," 3rd Water-Reactor Safety-Research Information meeting, Washington DC, USA, October 1975.

[7] Bicego, V., Lucon, E., and Ragazzoni, S., "Fracture Toughness Testing of Sub-Sized and Weld-Reconstituted Specimens," Defect Assessment in Components - Fundamentals and Application, ESIS/EGF9 (Edited by J. G. Blauel and K.-H. Schwalbe) 1991, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 765-780.

[8] Tomimatsu, M., Kawagushi, S., and Iida, M., "Reconstitution of Surveillance Fracture Toughness Specimen," Small Specimen Test Techniques, ASTM

STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.

[9] Neale, B. K., and Priest, R. H., "The Unloading Compliance Method for Crack Length Measurement Using Compact Tension and Precracked Charpy Specimens," Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience , ASTM STP 856, E. T. Wessel and F. J. Loss, Eds., American Society for Testing and Materials, 1985, pp. 375-393.

[10] Valo, M. and Ahlstrand, R., "Application of Reconstitution Welding Technique for Studying Base Metal of a Novovoronesh Unit-1 Trepan Sample," Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204, W. R. Corwin, F. M. Haggag, y W. L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 440-456.

[11] Viehrig, H.-W., and Boehmert, J., "Specimen reconstitution Technique and Verification Testing for Charpy Size SENB Specimen," Small Specimen Test Techniques, ASTM STP 1329, W.R. Corwin, S.T. Rosinski, and E. van Walle, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997.

[12] De Backer, F., Gutiérrez-Solana, F., Fernández, C., and Alvarez, J.A., "Toughness characterization by testing reconstituted specimens", Proceedings of the "International symposium on materials ageing and component life extension", Milan, Italy, 10-13 October 1995, pp. 137-146.

[13] "ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials," ESIS, 1992.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DEL GRADO DE ALEACION Y DEL METODO DE FABRICACION EN EL COMPORTAMIENTO MECANICO DE ACEROS DE CARRIL

**J.L.González*, C.Rodríguez* y F.J.Belzunce****

***Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación (Universidad de Oviedo)**
****Departamento de Materiales (Universidad de Oviedo)**

**Resumen.** Este trabajo refleja el estudio realizado sobre tres calidades de aceros de microestructura perlítica de baja y media aleación, utilizados en la fabricación de carriles para uso ferroviario. El estudio comprende el análisis de características del acero tales como su composición química, microestructura, propiedades mecánicas convencionales y propiedades a fractura (velocidad de crecimiento de grietas por fatiga, tenacidad a fractura), y en último lugar el nivel de tensiones residuales introducido durante el proceso de fabricación. Se expone la influencia de la composición química y microestructura de estos aceros en todas estas propiedades y la singular importancia que ejerce la dirección de avance de la grieta sobre los resultados de fractura y fatiga.

**Abstract.** Three low and medium alloyed rail steels have been analysed in this work. The chemical composition, microstructure, mechanical properties, fracture properties (fracture toughnes and fatigue crack growth rate) along with the residual stresses introduced during the rail manufacture have been experimentally determined. All these properties have been explained based on the chemical composition and microstructure of the rails. Finally, the crack growth direction was demostrated to be an important parameter wich controls the fracture and fatigue behaviour of the rails.

## 1. INTRODUCCION

Los carriles son elementos estructurales, cuyo fin es transmitir al suelo las cargas provocadas por el tráfico ferroviario y servir de guía al mismo, a los que se les exigirá, dada su gran importancia tanto social como industrial, un alto grado de fiabilidad con el fin de evitar fallos en servicio.

Aunque existen otros, uno de los problemas más graves que pueden sufrir estos elementos es la fractura frágil del carril, que normalmente va precedida por el crecimiento de una grieta mediante un proceso de fatiga [1]. Desde este punto de vista la longevidad del carril va a depender fundamentalmente de dos factores: por una parte del nivel de solicitaciones al que va a estar sometido durante su servicio y que se deben no sólo al tráfico ferroviario sinó también a tensiones inducidas durante el propio proceso de fabricación (tensiones residuales) [2], y por otra parte tanto de los defectos que puedan haber sido introducidos durante los procesos de fabricación y montaje [3] como de los que puedan nuclearse y crecer durante el servicio.

Dado que el nivel de cargas que ha de soportar el carril debido al tráfico ferroviario va en aumento, y las condiciones en cuanto a seguridad son cada vez más estrictas, surge la necesidad de desarrollar nuevas calidades de carril y nuevos procesos de fabricación que limiten los otros factores que influyen en el comportamiento en servicio del carril, y garanticen de este modo la más alta fiabilidad.

Por su parte, y con objeto de asegurar que tras la fabricación, los carriles muestren un nivel de calidad aceptable, en 1993 expertos de toda Europa ponen en marcha una Propuesta de Norma Europea para aceros de carril [4] en la que se establecen los requisitos mínimos que deben cumplir estos elementos para su puesta en servicio.

En el presente trabajo se ha evaluado la influencia que tanto la composición química como el método de fabricación utilizado ejercen sobre el comportamiento mecánico del carril . Para ello se ha llevado a cabo una completa caracterización de tres tipos de acero de carril evaluando el comportamiento a fractura y fatiga y el nivel de tensiones residuales en las tres zonas características (cabeza, alma y pie). Además se ha estudiado la influencia de variables tan importantes como la posición de la probeta, la dirección de propagación de las grietas ó la relación de cargas utilizada en fatiga, sobre el comportamiento que estos elementos mostrarán ante la presencia de una grieta. Todo ello con un objetivo común: aportar todas las ideas y resultados que surgiendo de esta investigación puedan contribuir a la mejora tanto del control de calidad como del comportamiento en servicio de los carriles.

## 2.MATERIALES UTILIZADOS: ANALISIS MICROESTRUCTURAL Y PROPIEDADES MECANICAS CONVENCIONALES.

Los materiales utilizados han sido tres tipos de acero de carril de 60 Kg/m, de fabricación española, que denominaremos N1, N2 y N3 y que habiendo sufrido el mismo proceso de fabricación se diferencian básicamente en el contenido en ciertos elementos de aleación presentes en su composición química. La tabla 2.1 muestra dicha composición.

| Carril | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| %C | 0.72 | 0.73 | 0.72 |
| %Si | 0.25 | 0.28 | 0.27 |
| %Mn | 1.10 | 0.94 | 0.77 |
| %Cr | — | 0.28 | 0.52 |
| %Mo | — | 0.08 | 0.18 |
| %V | — | 0.07 | 0.10 |

**Tabla 2.1.** Composición química de las tres calidades de acero.

La fabricación de los carriles se realizó en una planta siderúrgica, donde los blooms obtenidos tras la colada continua son sometidos a un proceso de laminación en caliente hasta obtener los perfiles y dimensiones deseados. Tras el enfriamiento posterior a este proceso y debido a las altas curvaturas que adquieren, los carriles pasan al tren enderezador, que les somete a un proceso de enderezado en frío hasta que alcanzan el nivel de rectitud óptimo para su uso.

2.1. Microestructura

Realizado el análisis metalográfico de las tres zonas características del carril (cabeza, alma y pie), la tabla 2.2 nos muestra de manera resumida cuales han sido los resultados obtenidos

| Carril | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| Cabeza | Perlita | Perlita | Perlita |
| Alma | Perlita + Ferrita | Perlita + Ferrita | Perlita + Martensita |
| Pie | Perlita | Perlita | Perlita |

**Tabla 2.2.** Microestructura de los carriles.

Los tres carriles muestran una microestructura perlítica homogénea tanto en el pie como en cabeza, aunque dicha microestructura se va afinando conforme crece el contenido en aleantes del carril. En la tabla 2.3. se muestran los valores del espaciado interlaminar perlítico presentado por los tres carriles en la zona de cabeza. Estas medidas han sido realizadas sobre un numero suficientemente representativo de micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido sobre superficies perpendiculares a la dirección de laminación. Como puede observarse, el espaciado interlaminar decrece conforme aumenta el contenido en aleantes del acero.

| Carril | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| Cabeza | 0,270 | 0,227 | 0,225 |

**Tabla 2.3.** Medidas del espaciado interlaminar perlítico en μm.

Por su parte, la microestructura presentada por los aceros en la zona del alma ya no es totalmente perlítica como lo era en cabeza y pie. Los carriles N1 y N2 cuentan con la presencia en esta zona, de ferrita en borde de grano, mientras que el N3 muestra bandas de martensita dispuestas en dirección vertical y dispersas en la matriz perlítica.

Esta diferencia microestructural entre el alma y el resto de las zonas deriva directamente del proceso de fabricación de los carriles, y es consecuencia de dos fenómenos superpuestos: por un lado la presencia de una zona ligeramente segregada en la zona central del bloom de partida (segregación que será más notable conforme crece la aleación del acero), y por otro lado a que tras la laminación en caliente, la zona del alma, debido a su mayor esbeltez, se enfría más rápidamente que las otras dos regiones, pudiendo llegar a obtenerse estructuras frágiles no deseadas como en el caso del carril N3.

2.2. Dureza

La dureza es una de las propiedades que más interesa en el carril, en especial en la zona de cabeza, pues se relaciona directamente con la resistencia al desgaste. Cuanto más dura sea la cabeza del carril, mayor será su resistencia al desgaste, disminuyendo por tanto, las costosas operaciones de reposición y de mantenimiento [5].

La tabla 2.4 nos muestra los resultados de dureza obtenidos para las tres calidades de aceros y en las tres zonas características.

| Carril | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| Cabeza | 272 | 310 | 343 |
| Alma | 285 | 333 | 398 |
| Pie | 280 | 320 | 360 |

**Tabla 2.4.** Dureza HV10.

Como puede observarse, el carril N1 es el que presenta, en las tres zonas, los menores valores de dureza, resultado que concuerda con lo esperado: es el carril menos aleado y con los mayores valores de tamaño de grano y de espaciado interlaminar perlítico.

Conforme crece el grado de aleación el grano se va afinando y el espaciado interlaminar disminuye, con el consiguiente efecto endurecedor que ello supone, y que se refleja en incrementos de hasta 40 unidades de dureza en la cabeza del carril N2 con respecto al N1 y de hasta 75 en el caso del carril N3.

El efecto endurecedor que acompaña al afino de la microestructura perlítica se refleja de forma aún más acusada en la diferencia de dureza mostrada por el alma de los carriles con respecto a las otras dos zonas. Efecto que se verá incrementado por la segregación existente en esta zona, que dará lugar a la aparición, como en el caso del carril N3, de estructuras de temple que agudizan aún más el incremento de la dureza.

2.3. Propiedades mecánicas a tracción

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas cilíndricas proporcionales de 10 mm de diámetro en su zona calibrada ($L_o$= 50 mm), extraidas tanto de la cabeza como del alma del carril. Las correspondientes a la cabeza se extrajeron en la localización y dirección propuestas por el Protocolo de Norma Europea (longitudinal). Las del alma, situación que no contempla dicho Protocolo, se extrajeron tanto en dirección longitudinal (dirección de laminación) como vertical, y con la misma geometría que las de cabeza. En la figura 2.1 se muestra la localización de las probetas en el carril.

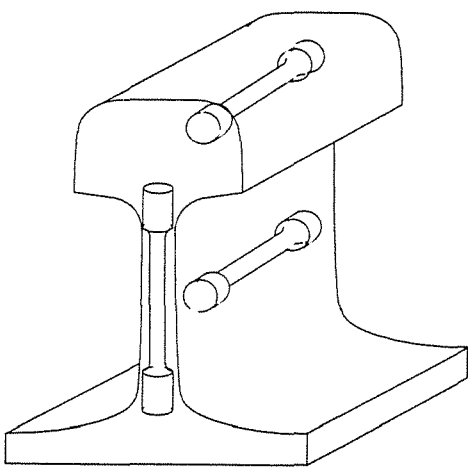


**Figura 2.1.** Localización de las probetas para ensayo de tracción

En función de los resultados obtenidos, que se reflejan en la tabla 2.5., se observa que al igual que ocurría con la dureza, tanto el límite elástico ($\sigma_{ys}$) como la resistencia a la tracción ($\sigma_R$) crecen con el contenido en aleantes del acero, decreciendo como es lógico el alargamiento. Además las diferencias en los resultados entre cabeza y alma de los carriles, ponen de nuevo de manifiesto la dependencia de la microestructura que muestran todas estas propiedades.

| CARRIL | Posición | $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_R$ (MPa) | A % |
|---|---|---|---|---|
| N°1 | Cabeza | 479 | 946 | 12,5 |
| | Alma vert. | 525 | 947 | 11 |
| | Alma long. | 518 | 952 | 13.8 |
| N°2 | Cabeza | 563 | 1030 | 11 |
| | Alma vert. | 628 | 1093 | 10,2 |
| | Alma long. | 651 | 1082 | 11,7 |
| N°3 | Cabeza | 761 | 1149 | 11 |
| | Alma vert. | 867 | 1249 | 7,8 |
| | Alma long. | 889 | 1286 | 10.2 |

**Tabla 2.5.** Propiedades mecánicas a tracción de las tres calidades de acero en diversas posiciones.

Por su parte, la dirección de extracción de las probetas no parece tener ninguna influencia en las propiedades resistentes ($\sigma_{ys}$ y $\sigma_R$) de la zona del alma, pero sí en el alargamiento, que siempre será menor en las probetas extraidas en dirección vertical (perpendicular a la de laminación).

## 3. TENSIONES RESIDUALES

La utilización de aceros aleados permite obtener carriles de mayor dureza y por tanto más resistentes al desgaste, pero tiene como contrapartida una pérdida de ductilidad. Esto, unido a la gran longitud de los carriles, provoca que éstos muestren tras el enfriamiento posterior a la laminación altas curvaturas, que de no ser corregidas los harían totalmente inservibles para su uso.

Así y con objeto de eliminar dicha curvatura hasta que los carriles alcancen un nivel de rectitud aceptable, se les somete a un proceso de enderezado en frío, haciéndoles pasar por el tren enderezador, dispositivo formado por una serie de rodillos que someten al carril a altos niveles de deformación obligándole a enderezarse, aún a costa de introducir altos niveles de tensiones residuales en el mismo.

La acción combinada de dichas tensiones y las cargas debidas al tráfico ferroviario, provocan la existencia de zonas del carril fuertemente solicitadas, en las que de existir algún defecto de tamaño crítico podría desencadenarse la rotura frágil del carril. Dado que las cargas debidas al tráfico ferroviario son cada vez mayores, se deduce la necesidad, cada vez más imperiosa, de limitar el nivel de tensiones residuales en el carril.

Con este ánimo y en función de numerosos estudios experimentales que concluyen que el pie será la zona que presente los mayores niveles de tensiones residuales [1], la Propuesta de Norma Europea para Aceros de Carril, en su 1ª revisión [6], limita el estado tensional en esta zona a un valor máximo de 250 $N/mm^2$.

3.1. Determinación del nivel de tensiones residuales

La medida de tensiones residuales se realizó mediante la utilización de galgas extensométricas, según especificaciones de la 1ª Propuesta de Norma Europea para este ensayo. Las galgas se deben colocar en cabeza, alma y pie de la sección central de un trozo de carril de aproximadamente 1m de longitud. Posteriormente y por medios mecánicos, se libera dicha zona del resto del carril, cortando una laja de unos 20 mm de espesor de modo que las galgas queden en la parte central de la misma. La deformación producida por efecto de la relajación de tensiones inducida, se reflejará en las medidas de las galgas extensométricas colocadas a tal efecto y que indirectamente nos proporcionan el nivel de las tensiones liberadas.

Los valores obtenidos para las tres calidades estudiadas se reflejan en la tabla 3.1. Estos resultados muestran que en todos los casos el pie es la zona más solicitada,

encontrándose al igual que la cabeza sometida a tensiones de tracción, mientras que el alma está sometida a compresión. Por otra parte el nivel de tensiones residuales en las tres zonas del carril crece con el contenido en aleantes del mismo, llegándose a obtener valores que superan el límite máximo permitido por la normativa (250 $N/mm^2$) incluso en zonas de cabeza y alma (carril N3).

| CARRIL | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| Cabeza | — | 170 | 262 |
| Alma | -188 | -233 | -256 |
| Pie | 225 | 286 | 348 |

**Tabla 3.1.** Resultados de tensiones residuales en los tres aceros ($N/mm^2$)

Tras la obtención de estos resultados y con el ánimo de rebajar el nivel de tensiones residuales en los carriles, se realizaron diversas modificaciones en la disposición de los rodillos del tren de enderezado hasta conseguir carriles que cumpliesen las especificaciones de la normativa, que como ya comentamos únicamente limitaba el nivel de tensiones residuales en el pie del carril. La tabla 3.2. muestra los resultados obtenidos para el carril N2 tras el nuevo proceso de enderezado (Enderezado 2) junto con los obtenidos anteriormente (Enderezado 1).

| CARRIL N2 | Enderezado 1 | Enderezado 2 |
|---|---|---|
| Cabeza | 170 | 337 |
| Alma | -233 | -195 |
| Pie | 286 | 235 |

**Tabla 3.2.** Tensiones residuales en el carril N2 para los dos procesos de enderezado utilizados ($N/mm^2$).

Como puede observarse, el nuevo proceso de enderezado consigue rebajar el nivel de tensiones en el pie por debajo del valor límite, pero a costa del incremento elevadísimo de las tensiones residuales en cabeza que llegan a duplicarse, situación peligrosísima si se tiene en cuenta que esta zona es la que posteriormente, durante el servicio, sufrirá las mayores solicitaciones. Parece pues, que la solución basada en la modificación del proceso de enderezado no es la adecuada, de lo que se deriva que el único modo de controlar los niveles de tensiones residuales en los carriles pasa por una mejora de los procesos previos al enderezado, sobre todo del enfriamiento tras la laminación en caliente. Otra reflexión que conviene comentar es el vacío que la 1ª Revisión de la Propuesta de Norma Europea deja, al no restingir el nivel de tensiones residuales en las zonas de cabeza y alma, que lleva a situaciones como la comentada anteriormente, de carriles que cumpliendo las especificaciones de la citada Norma serían potencialmente peligrosos tras su puesta en servicio.

## 4. CARACTERIZACION MECANICA A FRACTURA Y VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA

Como se ha comentado en capítulos anteriores, uno de los fallos más graves que puede sufrir un carril, es su fractura frágil, que normalmente irá precedida por el crecimiento de una grieta mediante un proceso de fatiga. La Propuesta de Norma Europea establece el procedimiento experimental a seguir para la realización de dichos ensayos. Aunque dicho Protocolo propone únicamente que los ensayos se realicen sobre probetas extraídas de la zona de cabeza (que generalmente es la zona sometida a mayores solicitaciones), en este trabajo se han realizado además ensayos de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga y de tenacidad a fractura sobre probetas extraídas del alma del carril ya que esta zona presentaba, en todos los carriles estudiados, diferente microestructura que el resto, teniendo además que soportar elevados esfuerzos, sobre todo en tramos curvos.

### 4.1. Ensayos de tenacidad a la fractura

Los ensayos de tenacidad a fractura fueron realizados de acuerdo con la Propuesta de Norma Europea a una temperatura de -20±2°C siguiendo las especificaciones de la Norma ASTM E399-90 sobre probetas de flexión en tres puntos con una simple entalla lateral (SENB) con una separación entre apoyos de cuatro veces el ancho de la probeta (S=4W). Las probetas de la cabeza fueron extraídas en las zonas y con las dimensiones recomendadas por la Propuesta de Norma (B=25mm, W=40mm). Las probetas del alma se ajustaron a las posibilidades geométricas en esta zona (B=15mm, W=15mm). La figura 4.1 es una representación de las mismas.

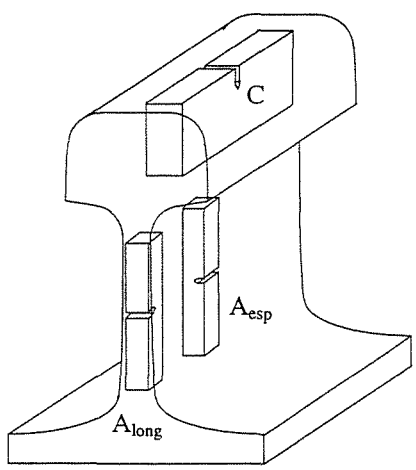



**Figura 4.1.** Zonas de extracción de probetas para alma y cabeza en el carril.

La tabla 4.1 muestra los valores medios obtenidos del factor de intensidad de tensiones correspondiente a la carga máxima, $K_{máx}(MPa\sqrt{m})$, en cabeza y alma. La razón por la que se toma este parámetro como el representativo del comportamiento a fractura de estos materiales, en vez de $K_Q$, es como ya se comentaba en anteriores trabajos [7], la ocurrencia de pequeños crecimientos inestables de la grieta (Pop-ins) durante el transcurso del ensayo, que dan como resultado elevadas

relaciones $P_{máx}/P_Q$, que por una parte invalidan a $K_Q$ como parámetro representativo de la tenacidad a fractura de estos materiales y por otra provocan una gran dispersión de resultados para este parámetro.

| CARRIL | N1 | N2 | N3 |
|---|---|---|---|
| CABEZA(C) | 42.5 | 39 | 42 |
| ALMA ($A_{esp}$) | — | — | 36.2 |
| ALMA ($A_{long}$) | 39.5 | 32.8 | — |

**Tabla 4.1.** Valores de $K_{máx}$ en distintas posiciones de los carriles.

Los valores en la zona de cabeza para los tres tipos de carril cumplen con las exigencias del Protocolo de Norma y son muy similares. En todo caso, las pequeñas diferencias no parecen estar relacionadas con el grado de aleación del carril, sino con la lógica dispersión de resultados que normalmente presentan estos ensayos. Sí que se advierte en cambio, un brusco descenso de la tenacidad en la zona del alma con respecto a la cabeza. En el caso del carril N3 este descenso podría relacionarse con la diferente microestructura mostrada por ambas zonas ya que la dirección de propagación de la grieta era en ambos casos perpendicular a la de laminación. Sin embargo el hecho de que el carril N2 muestre un descenso de tenacidad mucho más brusco que el anterior, cuando la diferencia microestructural entre las dos zonas de este carril era mucho menos acusada, parece indicar que además de la microestructura deberá tenerse muy en cuenta la dirección de propagación de la grieta (transversal en cabeza y longitudinal en el alma) en la caracterización a fractura de estos materiales.

## 4.2. Ensayos de crecimiento de grietas por fatiga.

Los ensayos de crecimiento de grietas por fatiga fueron realizados sobre probetas con la misma geometría y localización que las utilizadas en los ensayos de tenacidad a fractura (figura 4.1) sólo que en el alma únicamente se ensayaron las probetas entalladas denominadas $A_{long}$. Las dimensiones de las probetas de cabeza coincidían con las especificadas por la Propuesta de Norma Europea (B=20mm, W=45mm). En el alma, como en el caso anterior, las dimensiones se ajustaron a las posibilidades geométricas de dicha zona (B=W=15mm). Los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente, en control de carga y con una frecuencia de ciclado de 30Hz. Aunque la Propuesta de Norma especifica la adopción de una relación de cargas R=0.5, también se realizaron ensayos con R=0.1 con objeto de cuantificar la influencia de dicho parámetro sobre la velocidad de propagación de grietas por fatiga.

La figura 4.2 que nos muestra los resultados en cabeza de los tres aceros para R=0.5, indica para todos ellos, un comportamiento similar, no pudiendo establecerse una relación directa entre grado de aleación y las velocidades de crecimiento de grieta en esta zona.

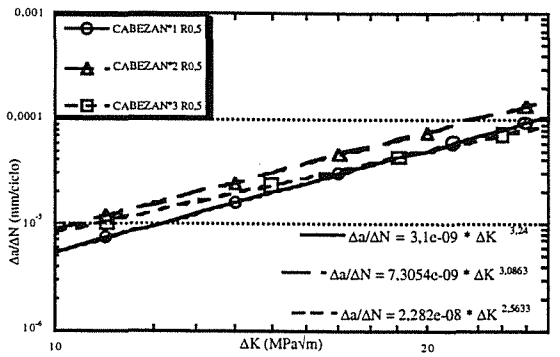



**Figura 4.2.** Curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga en la cabeza para los tres aceros (R=0.5).

Por su parte, si observamos los resultados obtenidos en la zona del alma de los carriles, que se muestran en la figura 4.3, tampoco parece que la diferente microestructura presentada por los tres aceros en esta zona afecte claramente a la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga.

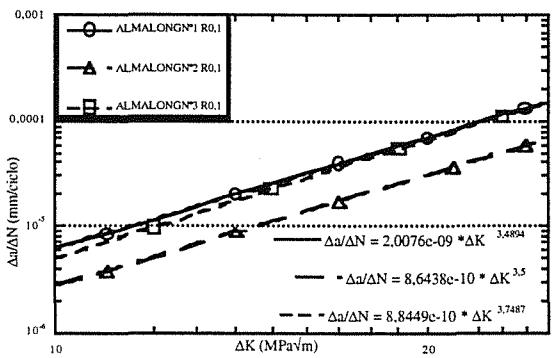



**Figura 4.3.** Curvas de velocidad de crecimiento de grieta estable por fatiga en el alma para los tres aceros (R=0.1).

Sin embargo, si comparamos los resultados obtenidos entre la cabeza y el alma de un mismo carril, se observa sistematicamente, como la zona del alma muestra una mayor velocidad de propagación que la zona de cabeza tanto para R=0.1 como para R=0.5. Las figura 4.4 y 4.5 muestran este efecto en los carriles N1 y N2 respectivamente. La explicación a este hecho parece estar basada en la diferente dirección de propagación de las grietas que en el caso de la cabeza era en dirección vertical (perpendicular a la de laminación) mientras que en el alma lo hacían en dirección longitudinal (paralela a la de laminación).

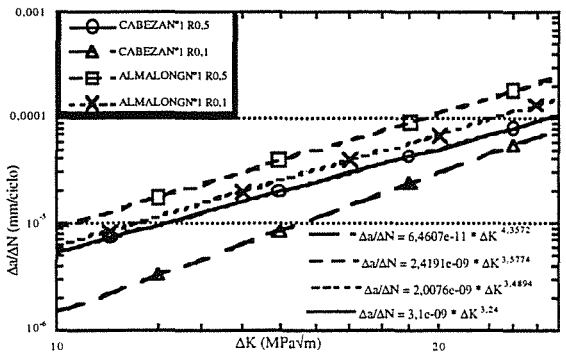



**Figura 4.4.** Curvas de velocidad de crecimiento de grieta estable por fatiga en la cabeza y alma del acero N°1(R=0.5 y R=0.1).

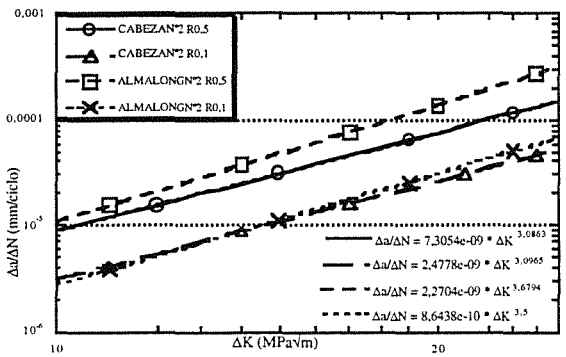



**Figura 4.5.** Curvas de velocidad de crecimiento de grieta estable por fatiga en la cabeza y alma del acero N°2 (R=0.5 y R=0.1).

Estas mismas figuras también muestran que, como cabía esperar, conforme crece la relación de cargas (R) utilizada en los ensayos de fatiga, también lo hace la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga.

## 5. CONCLUSIONES

El presente estudio ha dado lugar a diversas conclusiones, que podemos agrupar del siguiente modo:

5.1. Respecto a la influencia de diferentes variables en la microestructura y comportamiento mecánico de los aceros de carril

1.- La composición química afecta a la microestructura perlítica del acero. Observando los tres tipos de acero, se puede comprobar que a medida que aumenta el contenido en aleantes disminuye tanto el tamaño de la colonia perlítica como el espaciado interlaminar perlítico.

2.- Con el aumento del grado de aleación aumenta la probabilidad de aparición de zonas segregadas, lo que unido a unas inadecuadas condiciones de fabricación, más concretamente a un elevado gradiente térmico durante el enfriamiento, puede dar lugar a la presencia, en algunas zonas como el alma del carril, de microestructuras no deseadas como la martensita.

3.- Las propiedades mecánicas convencionales del acero dependen de su composición química, cumpliéndose en general, que al incrementarse el contenido en aleantes, aumenta la dureza y las propiedades mecánicas resistentes (límite elástico y tensión de rotura), disminuyendo el alargamiento. Asimismo, la presencia de zonas segregadas en la zona central del alma del carril modifica su comportamiento mecánico.

4.- Las tensiones residuales en las tres zonas del carril, aumentan con el grado de aleación del acero, dependiendo asimismo de las condiciones de fabricación, y en este último supuesto más concretamente, de la velocidad de enfriamiento tras la laminación.

5.- La tenacidad a fractura de los aceros objeto de estudio no parece depender de la composición química de los mismos (aceros perlíticos), habiéndose observado sin embargo que la presencia de fases no perlíticas y la dirección de propagación de la grieta son variables que ejercen una influencia notable en esta propiedad. Por otro lado, dada la gran dispersión de resultados mostrada por $K_Q$, comportamiento observado para los tres tipos de aceros estudiados, a nuestro entender el valor que mejor representaría el comportamiento a fractura de estos materiales sería el factor de intensidad de tensiones en el punto donde se desencadenaría la rotura catastrófica del material ($K_{máx}$).

6.- En el caso de los aceros estudiados, la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga, no parece depender significativamente ni de la composición química del acero ni de la microestructura, siendo la dirección de propagación de las grietas la variable que más afecta a este parámetro. Por su parte, la utilización de diferentes relaciones de cargas (R=0.5 y R=0.1), pone de manifiesto que la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga crece conforme lo hace dicho parámetro.

5.2. Respecto a la Propuesta de Norma Europea

7.- Se deberían limitar los niveles de tensiones residuales no solamente en el pie del carril, sino también en la cabeza, puesto que es posible modificar el proceso de enderezado de manera que se obtengan los valores más bajos allí donde se desea pero a costa de elevarlos en otras zonas.

8.- Sería conveniente, sobre todo en el caso de carriles muy aleados, la realización de ensayos de tenacidad a fractura y de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga no sólo en la cabeza, sino también en el alma,

puesto que un aumento del contenido en aleantes junto con un incorrecto proceso de fabricación, puede dar lugar a la aparición en esta zona de estructuras frágiles no deseadas, hecho que influye en gran medida en su comportamiento a fractura.

5.3. Respecto al proceso de fabricación

9.- El proceso utilizado en la fabricación de estos carriles debe de ser estudiado y mejorado dada su gran influencia sobre el comportamiento mecánico de los mismos.

10.-La mejora en el proceso de fabricación de estos aceros se basará fundamentalmente en un control más estricto del nivel de segregación existente en la parte central del bloom de partida y en la modificación del proceso de enfriamiento tras la laminación en caliente con objeto de rebajar la velocidad de enfriamiento, sobre todo en la zona del alma, en las calidades más aleadas. Este último aspecto junto con el análisis en profundidad del proceso final de enderezado en frío permitirá obtener las características resistentes deseadas sin introducir un nivel de tensiones residuales excesivo.

## 6. REFERENCIAS

[1] ORE, "Factors influending the fracture resistance of rails in the unused condition", Report No.1, Office for Research and Experiments of the International Union of Railways, Utrech (1984).

[2] Jablonsky D., Tang Y. H. and Pelloux R.M., "Simulation of railroad crack growth life using laboratory specimens". Theo. and Applied Fracture Mechanincs, 14 (1990) 27-36.

[3] Alias J., "Le rail". Edit. EYROLLES. (1987)

[4] E.N., "Draft european rails standard. Part 1: flat bottom symmetrical railways rails 46 Kg/m and above", CEN/TC256/WG4/5/4 (Septiembre 1993)

[5] Orringer O., "Some suggestions for adjusting rail tests schedules to reflect track characteristics maintenanc, traffic, and weather", Rail Steels Developments, manufacturing and Performance, AIME Iron and Steel Society, Warandale, PA (1993) 149-159.

[6] E.N., "Railway applications-track. Part 1.: flat bottom symmetrical railways rails 46 Kg/m and above", Second draft of the Committee Draft Standard. CEN/TC256/WG4/9/2 (Febrero 1996).

[7] C. Rodríguez, F.J. Belzunce y J.L. González, "Tenacidad a la fractura y resistencia de grietas por fatiga de aceros utilizados en la fabricación de carril", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 13 (1996) 301-305.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# MECANISMOS DE DEFORMACIÓN CÍCLICA DE UNA ALEACIÓN Al-Li-Cu-Mg-Zr

**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 deformación cíclica de una aleación Al/Li 8090 en los tratamientos térmicos T651 y T4. La respuesta cíclica de la aleación se obtuvo mediante ensayos de deformación cíclica en tracción-compresión. Los mecanismos de deformación cíclica en ambos tratamientos térmicos se estudiaron en el microscopio electrónico de transmisión donde se analizaron las distintas estructuras de dislocaciones.

**Abstract.** A study of the cyclic deformation mechanisms in a 8090 Al/Li alloy is presented. The alloy was tested in the peak-aged and naturally aged conditions under fully-reversed cyclic deformation to obtain the cyclic response. The cyclic deformation mechanisms and the dislocation structures were studied through transmission electron microscopy.

## 1. INTRODUCCIÓN

El desarrollo de nuevas estructuras aeronáuticas y aeroespaciales ha motivado la búsqueda de materiales ligeros con elevadas propiedades específicas. En el caso de las aleaciones de aluminio, una manera de conseguir este efecto es mediante la adición de litio, que aumenta el módulo de Young a la vez que reduce la densidad. En concreto el módulo de Young aumenta hasta un 6% y la densidad puede reducirse hasta un 3% por cada adición porcentual de litio (% peso) [1, 2 y 3]. Por otra parte las aleaciones basadas en el sistema Al-Li también presentan mejor límite elástico y tensión de rotura que las aleaciones de aluminio convencionales, siendo su reducida ductilidad y tenacidad de fractura los principales problemas que presentan. Esto ha motivado el estudio de los mecanismos de deformación de aleaciones basadas en el sistema Al-Li [4].

La adición de Li a las aleaciones de aluminio provoca el desarrollo de la fase metaestable δ' ($Al_3Li$). La presencia de este precipitado, coherente con la matriz de aluminio, favorece la localización de la deformación en bandas de deslizamiento, y, como consecuencia, reduce la ductilidad bajo carga monótona y cíclica [4]. Por esta razón es frecuente añadir en las aleaciones comerciales diversos aleantes que homogeneicen la deformación.

La utilización de aleaciones basadas en el sistema Al-Li se orienta hacia elementos estructurales de responsabilidad y es importante estudiar su comportamiento ante la acción de cargas cílicas [5]. En esta comunicación se presenta un estudio de los mecanismos de deformación cíclica de una aleación comercial Al 8090 bajo dos tratamientos térmicos diferentes.

## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La aleación 8090 se fabricó por la técnica de Osprey o deposición por pulverización (*spray deposition*) [6] y fue suministrada por Cospray (Reino Unido) en forma de barras extruidas con una sección de 25 mm x 62.5 mm. La aleación se recibió en la condición de madurado artificial T651. Para alcanzar esta condición, las barras fueron tratadas a 530°C tras la extrusión, templadas en agua y deformadas un 2% para eliminar las tensiones residuales introducidas durante el temple. Finalmente se realizó el proceso de maduración artificial a 170°C durante 48 horas. Las probetas fueron mecanizadas a partir de las barras. Algunas de ellas fueron de nuevo tratadas a 530°C durante dos horas, templadas en agua y maduradas de forma natural a temperatura ambiente, alcanzando la condición T4.

Los precipitados presentes en los dos tratamientos térmicos se estudiaron mediante técnicas de microscopía electrónica de transmisión. Se cortaron láminas orientadas en la dirección de extrusión mediante una sierra de hilo de diamante, con objeto de minimizar el daño introducido en las muestras. La preparación de las probetas comenzó por una etapa de adelgazamiento mecánico mediante lijas de SiC de grano decreciente hasta 1000 grit, y posterior pulido con pasta de diamante de 6 μm. De este modo se obtuvieron láminas de 100 μm de espesor, de las que se cortaron discos de 3 mm de

diámetro. La etapa final de adelgazamiento de las muestras se realizó mediante un equipo de pulido electrolítico STRUERS TENUPOL-3 utilizando una disolución con un 30% de $HNO_3$ y 70% de metanol a una temperatura aproximada de -30°C. Finalmente las muestras se estudiaron en un microscopio electrónico de transmisión JEOL-2000-FX mediante la correlación de imágenes de campo claro y campo oscuro centrado (CDF), y el análisis de diagramas de difracción.

Para estudiar la respuesta cíclica se realizaron ensayos de deformación cíclica en tracción-compresión en control de deformación. En todos los casos se utilizó una onda sinusoidal con una frecuencia de 1 Hz. Los ensayos se realizaron con semiamplitud de deformación constante hasta rotura. Se consideraron siete semiamplitudes de deformación: 0.2%, 0.3%, 0.4%, 0.5%. 0.6%, 0.7 % y 0.8%. La respuesta cíclica se estudió representando la evolución de la semiamplitud de tensión, $\Delta\sigma/2$, en función del número de ciclos de deformación. El valor de $\Delta\sigma/2$ se obtuvo como la semidiferencia de las tensiones máxima y mínima de cada ciclo.

Se realizó otra serie de ensayos donde las probetas fueron deformadas cíclicamente con amplitud de deformación constante sin llegar a rotura. La aleación en la condición T651 se ensayó a una semiamplitud de deformación del 0.6% durante 50 ciclos. La semiamplitud de deformación correspondiente a la condición T4 fue del 0.4% y el numero de ciclos 1000. A partir de estas probetas se prepararon muestras para estudiarlas en el microscopio electrónico de transmisión, y analizar los mecanismos dominantes de deformación cíclica.

## 3. MICROESTRUCTURA

La precipitación de las aleaciones basadas en el sistema Al-Li se caracteriza por la fase δ' ($Al_3Li$). Este precipitado es una fase metaestable con estructura ordenada $L1_2$, coherente con la matriz y de forma esférica. La fase δ' fue el precipitado mayoritario observado en la aleación madurada artificialmente, donde alcanzó un tamaño medio en torno a 25 nm (figura 1). La aleación 8090 contiene circonio como elemento refinador del grano que da lugar a la nucleación del dispersoide β' ($Al_3Zr$). Las estructuras de las fases β' y δ' son muy similares y, por esta razón, los precipitados $Al_3Li$ se nuclean sobre los dispersoides $Al_3Zr$ dando lugar a partículas mixtas β'/δ'. El tamaño de estas partículas fue del orden de 40 nm, superior al de las partículas δ' libres. Las partículas β'/δ' se observan en el microscopio electrónico de transmisión con un contraste característico. Al formar imagen en campo oscuro aparece una zona oscura asociada a la fase β' rodeada por una zona brillante que corresponde a la fase δ'. Este contraste característico se debe a la desorientación del orden de 1° entre las fases β' y δ' [7] (figura 1b).

Como era de esperar, el dispersoide β' apareció en las fronteras de grano de la aleación. No se observaron fases estables en los bordes de grano del material, y tampoco aparecieron amplias zonas libres de precipitados δ' en la vecindad de las fronteras de grano. También se observó

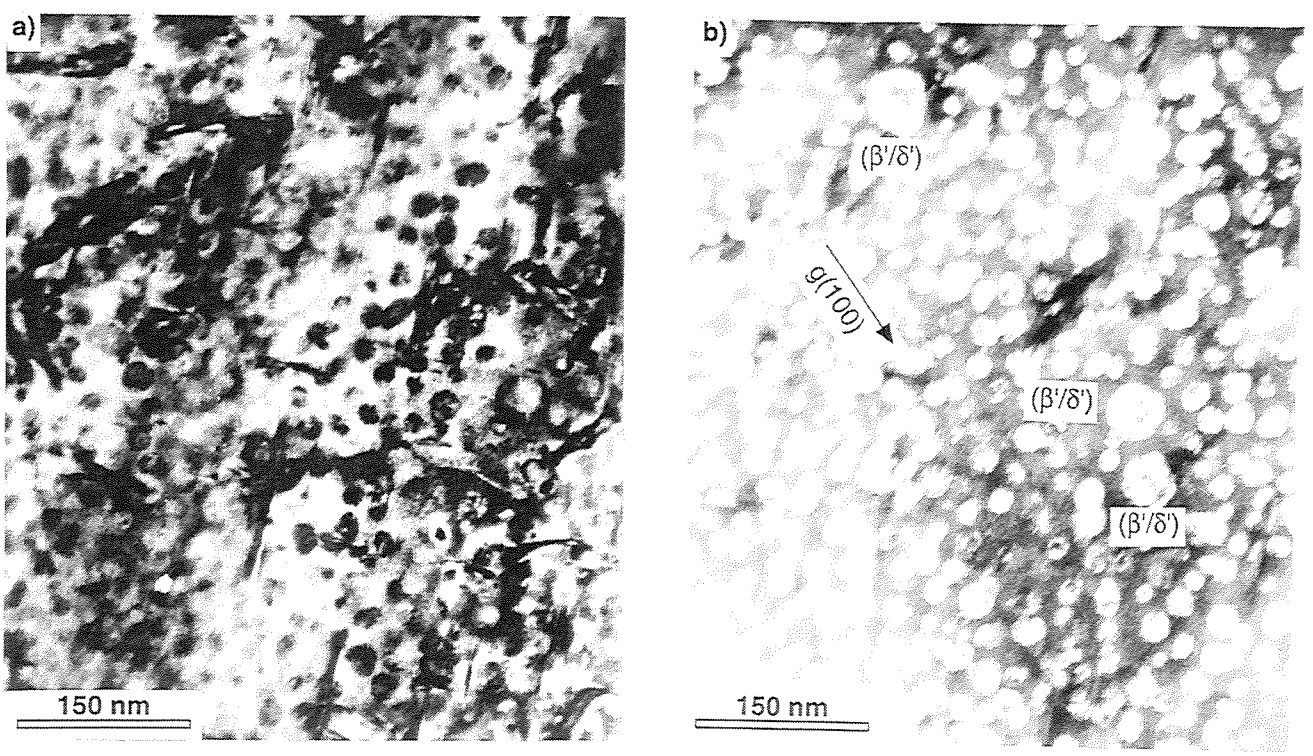



**Fig. 1.** Pareja de imágenes campo claro y campo oscuro centrado (CDF) correspondientes a la aleación sin reforzar en la condición T651 y en la orientación B=<011>. La imagen de campo oscuro se formó con una de las reflexiones de la estructura $L1_2$ característica de la fase δ'. a) Campo claro. b) Campo oscuro centrado (CDF) mostrando la distribución de la fase δ' y la presencia de partículas mixtas β'/δ'.

la fase S' ($Al_2CuMg$). Este precipitado es semicoherente con la matriz, tiene estructura ortorrómbica y nuclea en forma de agujas orientadas en las direcciones <100> de la matriz de aluminio (figura 2). La fase S' precipita heterogéneamente en las dislocaciones, fronteras de grano u otros defectos de la matriz y su presencia no produce la formación de ZLP [1].

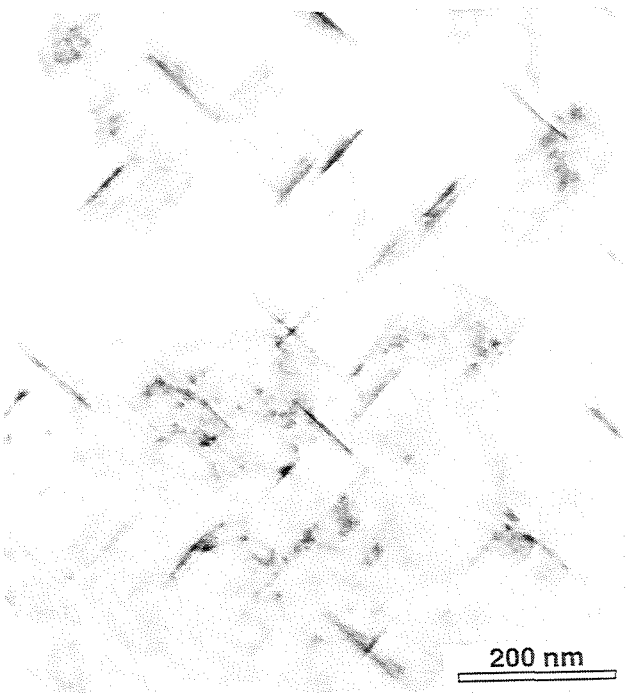



**Fig. 2.** Precipitados S' en la condición T651. La imagen se realizó en una orientación próxima a B≈<011>.

El tratamiento térmico a 530 °C, realizado para obtener la condición T4, disolvió las fases δ' y S'. Durante el temple y el posterior madurado a temperatura ambiente se desarrolló la fase δ' alcanzando un tamaño medio del orden de 5 nm (figura 3), muy inferior al tamaño de 25 nm observado en la condición T651 (figura 1). La fase δ' creció sobre los dispersoides β' dando lugar a partículas mixtas β'/δ' con un tamaño superior, aproximadamente 20 nm.

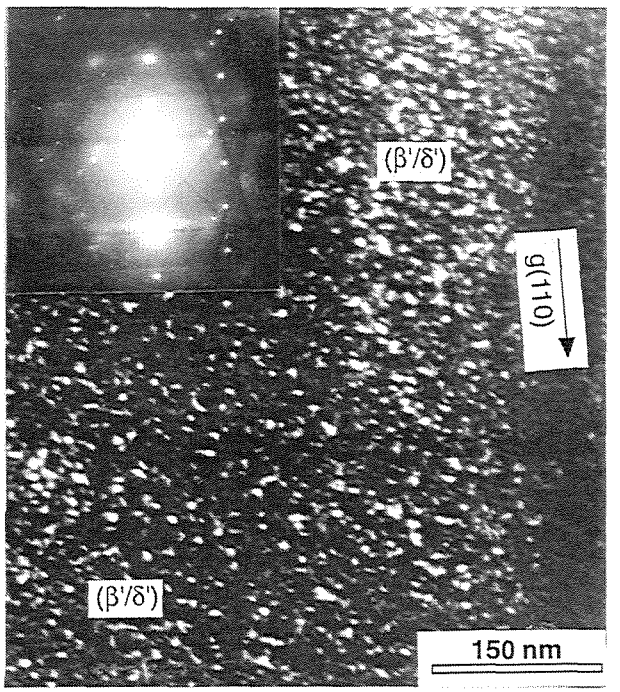



**Fig. 3.** Imagen de campo oscuro centrado (CDF) correspondiente a la condición T4 mostrando la distribución de la fase δ' y la presencia de partículas mixtas β'/δ'. La imagen se formó con una de las reflexiones de la estructura $L1_2$ característica de la fase δ'.

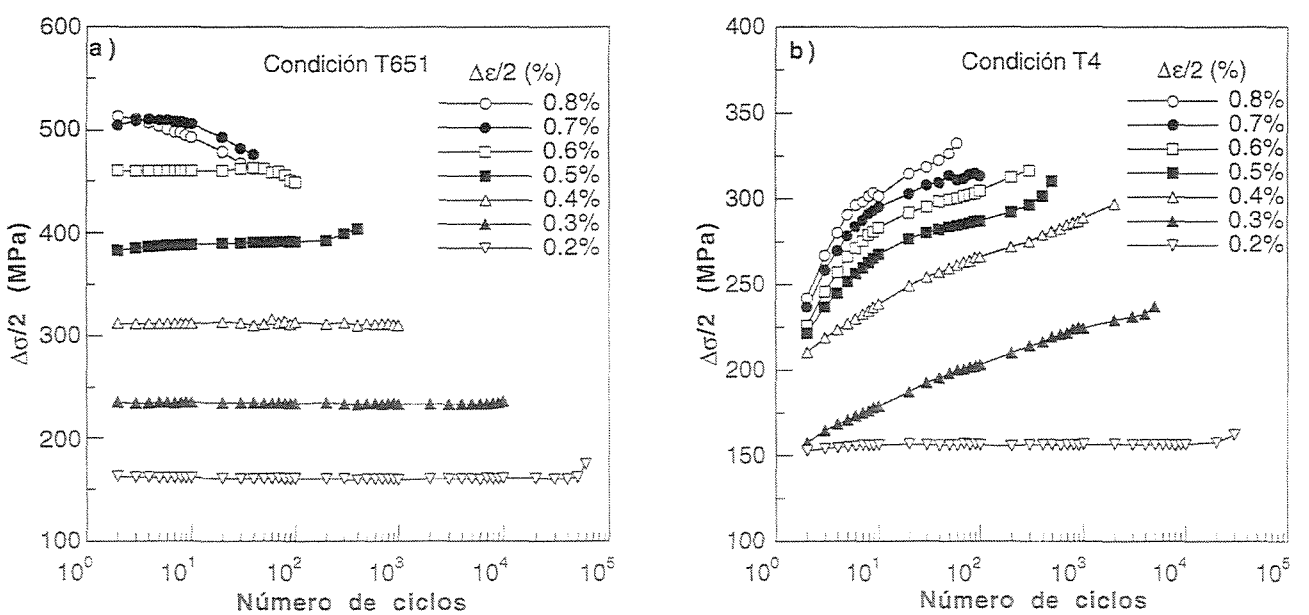



Fig. 4. Respuesta cíclica de la aleación. a) Condición T651. b) Condición T4.

## 4. RESPUESTA CÍCLICA

La respuesta cíclica de la aleación estudiada resultó muy sensible a los tratamientos térmicos. La aleación madurada artificialmente se mantuvo estable hasta rotura para semiamplitudes deformación inferiores al 0.5%. Para valores mayores de $\Delta\varepsilon/2$ apareció un ligero ablandamiento en las etapas próximas a la rotura debido a los mecanismos de daño asociados a la fracura de la aleación (figura 4a). La respuesta cíclica de la aleación en condición T4 resultó estable cuando la semiamplitud de deformación fue igual a 0.2% y el material se mantuvo en regimen elástico. Para semiamplitudes de deformación mayores, la aleación endureció durante todo el proceso de deformación cíclica. Al aumentar la semiamplitud de deformación por encima del 0.3% apareció una segunda zona de endurecimiento donde el incremento en $\Delta\sigma/2$ con el numero de ciclos fue más suave (figura 4b).

## 5. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN

Los principales precipitados presentes en la aleación madurada artificialmente fueron las fases S' y δ'. El precipitado S' es semicoherente con la matriz de aluminio y no pudo ser cizallado durante la deformación, obligando a las dislocaciones a curvarse alrededor de estos obstáculos (figura 5a). Por el contrario, las dislocaciones cizallaron la fase δ', coherente con la matriz de aluminio, al deslizarse entre los precipitados S' (figura 5b). Los precipitados S' homogeneizan la deformación al aumentar la tensión necesaria para mover las dislocaciones y activar diferentes planos de deslizamiento dentro de cada grano. Cuando la tensión cambió de signo, las dislocaciones se movieron en sentido inverso hasta encontrar otro obstáculo. De este modo, el movimiento de dislocaciones durante la deformación cíclica quedó reducido a la distancia entre precipitados S'. Las dislocaciones generadas durante el ensayo no llegaron a interaccionar entre ellas mismas al obstaculizarse su deslizamiento por la fase semicoherente y, como consecuencia, el material no endureció por deformación cíclica [9]. Las dislocaciones formaron estructuras tridimensionales y quedaron atrapadas en las intercaras de los precipitados S' al deformar cíclicamente el material (figura 5). Este mecanismo es característico de materiales donde aparecen precipitados no cizallables, como la fase S', y es responsable de la respuesta cíclica estable observada experimentalmente [9].

El precipitado mayoritario de la aleación en condición T4 fue la fase δ', y no se observaron otras fases incoherentes o semicoherentes no cizallables por las dislocaciones. Las dislocaciones no encontraron obstáculos importantes al deslizamiento durante la deformación e interaccionaron entre ellas. Como resultado aparecieron en el material distribuciones de dislocaciones desordenadas (figura 6a) o estructuras reticulares (figura 6b). La generación de nuevas dislocaciones y su interacción al aumentar el número de ciclos de deformación provocaron el endurecimiento cíclico observado al comienzo del ensayo. Este mecanismo es característico de materiales endurecidos por precipitados coherentes no cizallables por dislocaciones [8].

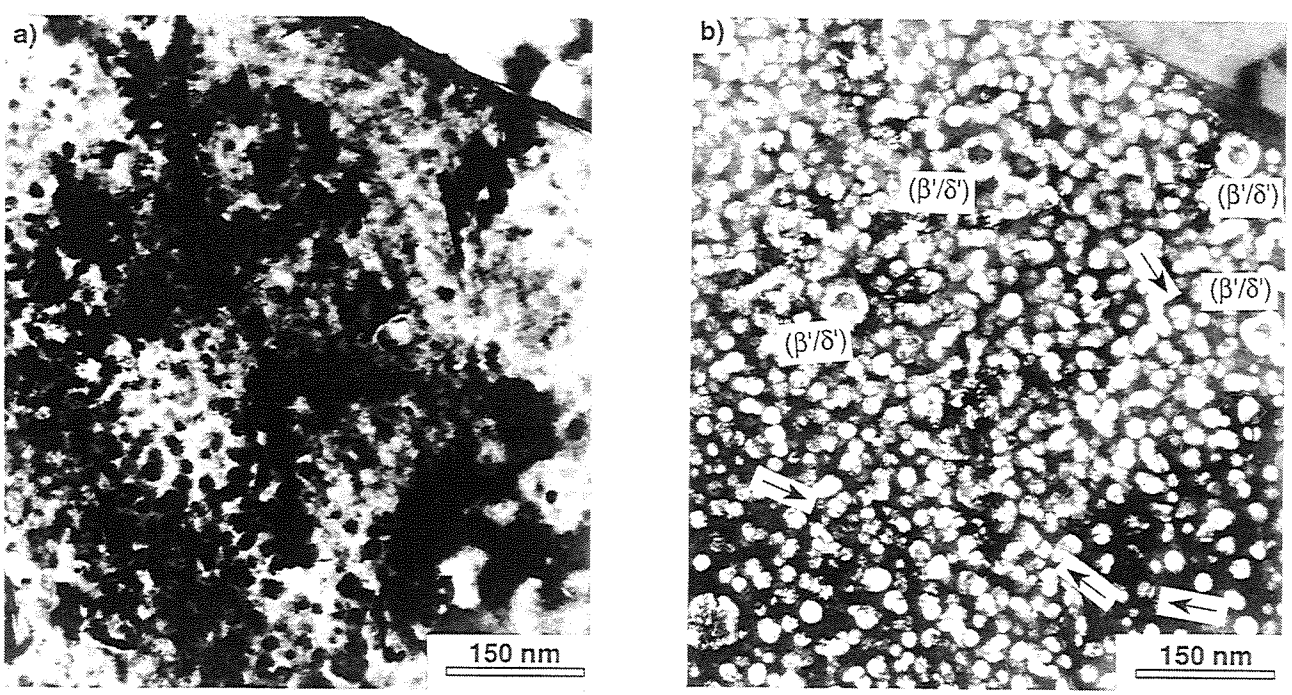



Fig. 5. Mecanismos de deformación cíclica en la condición T651. B=<011>. a) Campo claro, donde pueden verse las dislocaciones decoradas por la fase S'. b) Campo oscuro (CDF) donde pueden verse los precipitados δ' cizallados. La imagen se formó con una de las reflexiones de la estructura $L1_2$ característica de la fase δ'.

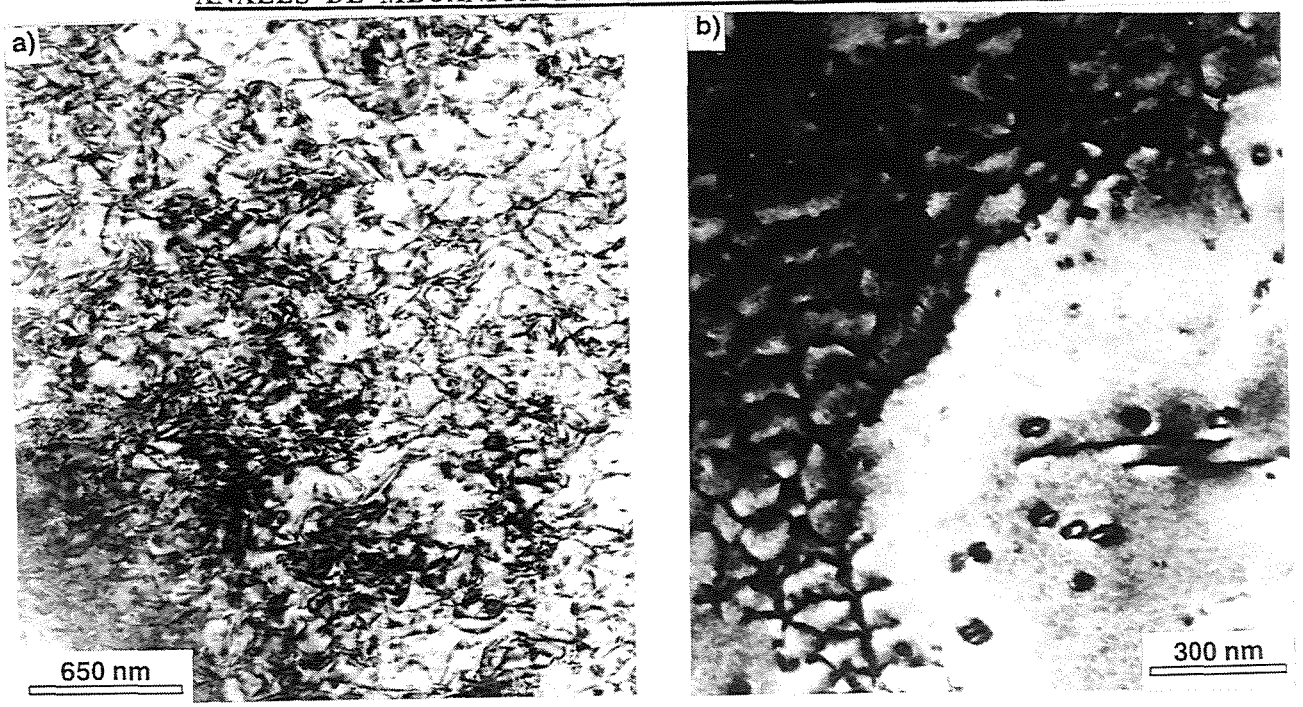



**Fig. 6.** Mecanismos de deformación cíclica en la condición T4. a) Imagen en campo claro donde pueden observarse estructuras desordenadas de dislocaciones, B=<011>. b) Imagen en campo claro donde pueden observarse dislocaciones formando una estructura reticular, B=<011>.

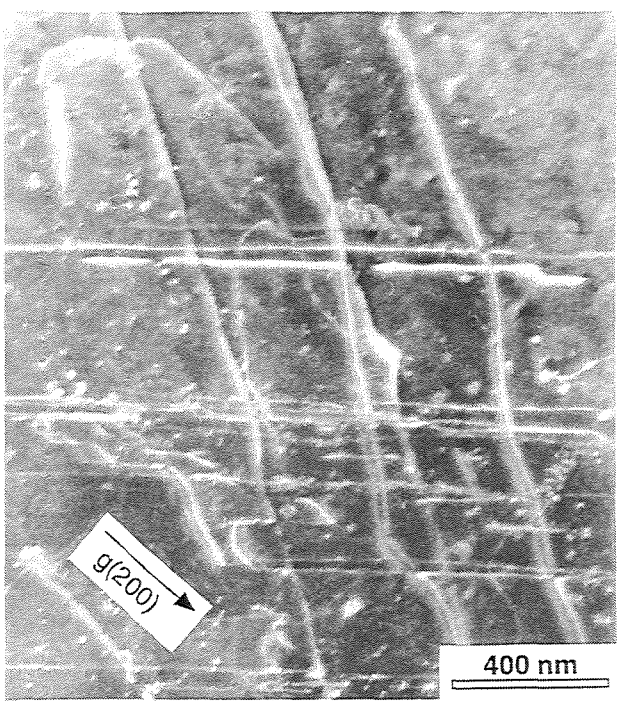



**Fig. 7.** Imagen en campo oscuro (CDF) mostrando la aparición de bandas de deslizaiento. Se observó la muestra en la condición de dos haces.

La cizalla sucesiva de los precipitados δ' por las dislocaciones favoreció la localización de la deformación en estructuras planas. Como consecuencia, las dislocaciones se concentraron en bandas de deslizamiento en algunos granos (figura 7). La tensión necesaria para producir el movimiento de las dislocaciones se redujo en estos granos debido a la cizalla repetida de la fase δ'. Este precipitado endurece el material por la resistencia que ofrece a ser cizallado. Cuando esta fase coherente ha sido atravesada por las dislocaciones en un plano de deslizamiento se destruye el orden en ese plano y disminuye la resistencia a ser cizallado de nuevo, reduciéndose la tensión necesaria para provocar el deslizamiento de dislocaciones. La competición entre el ablandamiento, por formación de bandas de deslizamiento en unos granos, y el endurecimiento, provocado por la interacción entre dislocaciones en otros, fue responsable de la región de endurecimiento más lento observada en la respuesta cíclica de la aleación [8].

## 6. CONCLUSIONES

La aleación 8090 presentó una respuesta cíclica estable en la condición T651. Este comportamiento fue provocado por la presencia de precipitados S' que, al ser semicoherentes con la matriz, atraparon las dislocacaciones e impidieron el endurecimiento provocado por la interacción entre ellas. El ligero ablandamiento observado en las etapas próximas a la rotura para semiamplitudes de deformación superiores al 0.5% se puede atribuir a los mecanismos de daño asociados a la rotura de la aleación.

La aleación endureció por deformación cíclica en la condición T4. La interacción entre dislocaciones fue responsable de este comportamiento. También se observó la formación de bandas de deslizamiento en algunos granos de la aleación dando lugar a un fenómeno de ablandamiento. La competición entre los mecanismos de endurecimiento y ablandamiento fue responsable de la aparición de una segunda zona de endurecimiento más lento en los ensayos de deformación cíclica.

## 7. REFERENCIAS

[1] Sanders T. H. Jr. y Starke E. A. Jr., "The metallurgy of aluminum-lithium alloys-a review", Aluminium-Lithium V, Williansburg, Virginia, 1-37, Ed. MCEP. Birmingham, UK (1989).

[2] Sankaran K. K. y Grant N. J., "The structure and properties of splat-quenched aluminum alloy 2024 containing lithium additions", Mater. Sci. Engng., **44**, 213-227 (1980).

[3] Polmear I. J., "Ligth alloys, metallurgy of the ligth metals", Edward Arnold, Reino Unido (1989).

[4] Sanders T. H. Jr. y Starke E. A. Jr., "The effect of slip distribution on the monotonic and cyclic ductility of al-li binary alloys", Acta Metall. Mater., **30**, 927-939 (1982).

[5] Ventakeswara Rao K. T. y Ritchie R. O., "Fatigue of aluminium-lithium alloys", Inter. Metals. Rev., **37**, 153-185 (1992).

[6] Willis T. C., "Spray deposition process for metal matrix compsites manufacture", Metals and Materials, **4**, 485-488 (1988).

[7] Miller W. S., White J. y Lloyd D. J., "The metallurgy of Al-Li based alloys", Aluminum Alloys their Physical and Mechanical Properties, Charlottesville, Virginia, Ed EMAS. Warley, UK, 1799-1836 (1986).

[8] Calabrese C. y Laird C., "Cyclic stress-strain response of two-phase alloys. Part I. Microestructures containing particles penetrable by dislocations", Mater. Sci. Engng., **13**, 141-157, (1974).

[9] Calabrese C. y Laird C., "Cyclic stress-strain response of two-phase alloys. Part II. Particles not penetrated by dislocations", Mater. Sci. Engng., **13**, 159-174, (1974).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# INFLUENCIA DE LA NATURALEZA Y LA RESISTENCIA DE LA MATRIZ EN LA TENSIÓN CRÍTICA DE FRACTURA POR CLIVAJE DE ACEROS MICROALEADOS

**A. Echeverria, M.A. Linaza y J.M. Rodriguez Ibabe**

**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y Escuela Superior de Ingenieros Industriales**
**Pº. Manuel de Lardizabal, 13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)**

**Resumen.** En este trabajo se ha estudiado la fractura frágil de distintas microestructuras logradas en varios aceros microaleados a través de tratamientos térmicos. A partir de ensayos de fractura a 77 K se se ha determinado para cada microestructura el valor de $\sigma_F$ y se han estudiado los micromecanismos de fractura, identificándose los elementos microestructurales controlantes de la fractura frágil. Se ha encontrado que partículas de segunda fase como los nitruros de titanio, u otras inclusiones actúan como iniciadores de la fractura frágil en las estructuras ferritíco-perlíticas, bainíticas y martensíticas estudiadas.

**Abstract.** In this work cleavage fracture processes of different microstructures obtained after heat treatments in microalloyed forging steels have been analysed. In order to determine the value of $\sigma_F$ for each microstructural condition, fracture tests have been performed at 77 K. In all the cases fracture micromechanisms have been studied, and microstructural features controlling cleavage fracture have been determined. It has been found that second phase particles, like titanium nitride or other non metallic inclusions, act as cleavage fracture initiators in the ferritic-pearlitic, bainitic and martensitic microstructures considered in the study.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los procesos de fractura frágil de los aceros de matriz ferrítica con aplicaciones estructurales han sido objeto de numerosas investigaciones. En general, es un hecho aceptado que la fractura frágil de este tipo de aceros es un proceso que consta de tres etapas: (1) nucleación de una microgrieta a partir de la rotura de una partícula o fase frágil, (2) propagación de la microgrieta generada a través de la intercara partícula-matriz y (3) avance de la grieta a través de la microestructura cruzando diversas barreras microestructurales [1,2].

Muchos estudios sobre fractura frágil se centran en la identificación de estas etapas, y en la determinación de la etapa controlante. Desde el punto de vista de los micromecanismos de fractura se trata de establecer las "barreras" microestructurales que la grieta debe superar en su avance frágil, así como estudiar la resistencia que oponen distintas microestructuras a la propagación frágil de grietas [3-5]. Dentro de este campo, la fractura frágil de las estructuras bainíticas y martensíticas presenta un especial interés, dadas las características morfológicas y cristalográficas de la ferrita así como de las distribuciones de carburos en el caso de las bainitas [6].

En este trabajo se estudian los micromecanismos de fractura frágil operantes en varias estructuras bainíticas y martensíticas logradas en distintos aceros microaleados mediante tratamientos térmicos. Cada uno de estos aceros presenta una distribución de partículas gruesas de TiN que actuan como iniciadoras de fractura frágil cuando su microestructura es ferrítico-perlítica [7,8]. El objeto del estudio realizado es conocer cual es el papel de estas partículas cuando la microestructura que les rodea es de naturaleza bainítica o martensítica, y si se establece o no una competencia entre distintas partículas frágiles (nitruros, carburos, inclusiones,..) que pueden actuar como iniciadores.

## 2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente trabajo se han utilizado tres aceros microaleados cuya composición química se detalla en la **Tabla 1**. Uno de ellos es un acero microaleado al Ti-V y los dos restantes son aceros del tipo C-Mn-B en los que la adición de titanio se realiza con el objeto de fijar el nitrógeno y permitir que el boro en solución sólida actúe aumentando la templabilidad del acero. Estos aceros han sido suministrados por las empresas Tubos Reunidos, Patricio Echeverria y Acenor.

**Tabla 1.** Composición química de los aceros estudiados

| Acero | C | Mn | Si | V | Ti | B (ppm) | N (ppm) | Ti/N |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| TR3C | 0.21 | 1.51 | 0.27 | 0.19 | 0.017 | - | 103 | 1.65 |
| AB (1) | 0.27 | 1.20 | 0.23 | - | 0.064 | 27 | 80 | 8.0 |
| AB (2) | 0.09 | 1.35 | 0.25 | - | 0.022 | 52 | 66 | 3.3 |

Se han considerado diferentes microestructuras de estos aceros: la de suministro, ferrítico-perlítica, de todos ellos, las martensíticas de los aceros AB (1) y AB (2) y las estructuras bainíticas de los aceros TR3C y AB (2).

Las estructuras martensíticas se han conseguido por austenización a 950 °C (1 hora) y temple directo en agua, y se trata en ambos casos de una estructura de martensita en lajas. A la estructura martensítica del acero AB (1) se le aplicaron tratamientos de revenido a 475 y 150 °C durante una hora para lograr otras estructuras de distinta resistencia mecánica. Las estructuras bainíticas de los aceros TR3C y AB (2) se han logrado por austenización a 1050 °C (1 hora) y temple isotérmico en baño de sales (30 min.) a la temperatura de 375 °C. Mediante microscopía electrónica de transmisión se ha podido comprobar que en ambos aceros se trata de bainita superior.

Todos estos aceros poseen en común la presencia de una cierta fracción volumétrica de partículas de TiN de tamaño > 1 μm. Dada la alta estabilidad química del TiN y su baja solubilidad en austenita, hasta ≈ 1200 °C esta distribución de partículas no se ve alterada por los tratamientos térmicos y se mantiene por tanto constante en todas las microestructuras citadas. En la **Tabla 2** se recogen algunos datos referentes a dicha distribución, así como otros parámetros microestructurales correspondientes a las estructuras ferrítico-perlíticas.

**Tabla 2.** Datos microestructurales y mecánicos de las estructuras ferrítico-perlíticas.

| Acero | Fperl (%) | Dα (μm) | HV2 | Fv TiN(%) |
|---|---|---|---|---|
| TR3C | 26 ± 4 | 5.4 ± 0.3 | 178 | - |
| AB (1) | 46 ± 2 | 12 ± 0.4 | 203 | 0.0332 |
| AB (2) | 33 ± 3 | 15 ± 0.5 | 190 | 0.0136 |

Dado que los nitruros de titanio han mostrado su potencial para actuar como iniciadores de fractura frágil [7,8], como paso previo se ha caracterizado la distribución de tamaños de los nitruros de titanio en los tres aceros. En la Figura 1 se muestra el histograma correspondiente a la dimensión máxima.

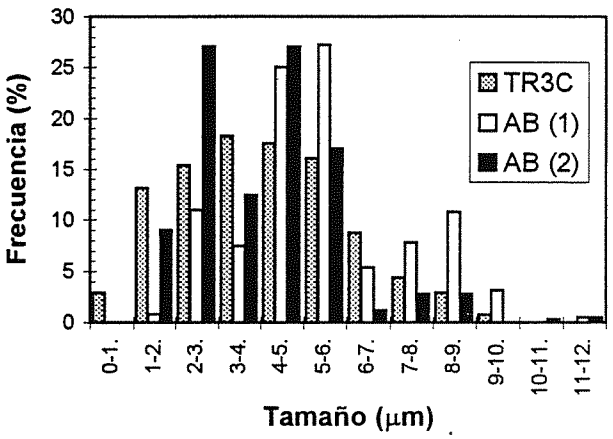



**Fig. 1.** Histograma de distribución de frecuencias correspondiente al tamaño máximo de las partículas de TiN.

En el presente trabajo se trata de estudiar la fractura frágil de las distintas microestructuras y analizar con detalle los micromecanismos de fractura. Con el objeto de determinar el valor de la tensión crítica de fractura por clivaje $\sigma_F$ se han realizado ensayos de tracción y ensayos de flexión en cuatro puntos sobre probetas de Griffiths y Owen [9] a la temperatura del nitrógeno líquido (77 K). De cada condición microestructural se ha examinado un mínimo de tres probetas. Tras los ensayos mecánicos, se ha llevado a cabo un exhaustivo estudio fractográfico de todas las probetas ensayadas. Por otra parte, y con el objeto de examinar secciones transversales a la superficie de fractura también se realizaron en algunos casos deposiciones electrolíticas de niquel sobre dichas superficies.

## 3. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos de tracción (límite elástico, y resistencia a la tracción) y de los ensayos de flexión (tensión crítica de fractura por exfoliación $\sigma_F$) realizados a 77 K y correspondientes a cada microestructura de los distintos aceros se detallan en la **Tabla 3**. Puede apreciarse que conforme aumenta la resistencia mecánica del acero lo hace también el valor de $\sigma_F$. Así para lograr la exfoliación de las estructuras martensíticas se necesitan alcanzar tensiones muy elevadas, mientras que las microestructuras ferrítico-perlíticas y bainíticas que muestran una parecida resistencia mecánica tienen una tensión crítica de fractura por exfoliación bastante similar. Cuando por

efecto del revenido se modifica la resistencia de la martensita esto repercute en el valor de $\sigma_F$.

El análisis fractográfico de las superficies de fractura generadas en los ensayos de flexión permitió determinar los mecanismos de fractura e identificar las fases del proceso frágil para cada microestructura. En todas las microestructuras analizadas la fractura tiene lugar a partir de un único origen, situado a una cierta distancia de la entalla. En dicho origen ha sido posible encontrar en la mayoría de los casos el elemento microestructural responsable del estallido frágil.

De esta forma, se ha encontrado que en las estructuras ferrito-perlíticas y bainíticas de los aceros analizados, nitruros de titanio de tamaño mayor que 1 μm actúan como iniciadores de la fractura frágil. La microgrieta nucleada por la rotura de la partícula se propaga a la matriz provocando su exfoliación. En la **Figura 2** se muestran la zona de origen de la fractura y la partícula de inicio (nitruro de titanio) en una estructura bainítica del acero TR3C.

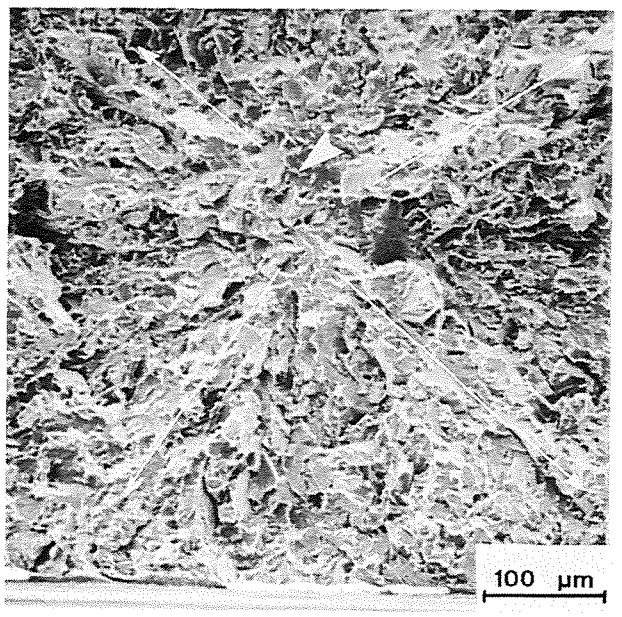
Este comportamiento se ha repetido en el resto de las probetas con microestructura bainítica, tanto en el caso del acero TR3C como en el acero AB(2). Además, tanto en las estructuras ferrítico-perlíticas como bainíticas, no sólo en el inicio, sino también en otras zonas de la sección pueden encontrarse estallidos secundarios originados por partículas de TiN. Por otra parte, cabe señalar que en las estructuras bainíticas, además de los nitruros otras partículas no metálicas de distinta naturaleza (óxidos, silicatos,..) y geometría redondeada también actúan como iniciadores de estallidos frágiles. En la **Figura 3** se muestra un ejemplo de este tipo correspondiente al acero AB(2).

Estas observaciones fractográficas concuerdan con lo encontrado previamente en microestructuras ferrítico-perlíticas de aceros microaleados de forja [7,8]. A la vista de estos resultados se confirma el hecho de que la rotura de las partículas de segunda fase presentes en el acero es la responsable de la fractura de la microestructura bainítica, mientras que los carburos inherentes a la misma no intervienen en dicho inicio.

**Tabla 3.** Valores de resistencia mecánica y de tensión crítica de fractura de las distintas microestructuras a 77 K. Medidas experimentales de las energías específicas de junta $\gamma_{pm}(\beta)$ y $\gamma_{mm}$.

| Acero | Estructura | $\sigma_{0.2\%}$ (MPa) | $\sigma_{UTS}$ (MPa) | $\sigma_N/\sigma_{0.2\%}$ | d (μm) | $\sigma_F$ (MPa) | $\sigma_F^*$ (MPa) | β (°) | $a_{min}$ (μm) | $a_{max}$ (μm) | $\gamma_{pm}(\beta)$ (J/m$^2$) | $D_{min}$ (μm) | $D_{max}$ (μm) | $\gamma_{mm}$ (J/m$^2$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| TR3C | α - p | 999 | 1066 | 1.2 | 338 | 2057 | 2048 | 12 | 3 | 3.5 | 17.9 | 20 | 31 | 157 |
| | | | | 1.27 | 310 | 2098 | 2048 | 7 | 2 | 2 | 11.1 | 13.5 | 23 | 111 |
| | | | | 1.10 | 295 | 1990 | 1978 | 7 | 3 | 3 | 15.6 | 29 | 33.5 | 177 |
| | bainita | 1038 | 1176 | 0.94 | 50 | 1949 | 1308 | 0 | 4.3 | 8.3 | 15.1 | 6.5 | 56.5 | 27.9 |
| | | | | 1.03 | 374 | 2020 | 1697 | 0 | 1.1 | 1.4 | 5.3 | 12.9 | 24.3 | 76 |
| | | | | 1.02 | 207 | 2012 | 1988 | 0 | 2 | 3.3 | 15.2 | 9.4 | 36 | 94 |
| AB (1) | α - p | 998 | 1074 | 0.86 | 190 | 1796 | 1653 | 0 | 4.3 | 5.8 | 20.5 | 16 | 38 | 92 |
| | | | | 0.79 | 82 | 1735 | 1526 | 23 | 10 | 14.3 | 30 | 29 | 50 | 133 |
| | | | | 0.59 | 175 | 1572 | 1546 | 0 | 3.6 | 4.3 | 12.7 | 15 | 25 | 69 |
| | α′ | 1877 | 2095 | 0.89 | 135 | 3447 | 3165 | 0 | 1 | 1.2 | 16.1 | - | - | - |
| | | | | 0.86 | 102 | 3407 | 3018 | 0 | 0.4 | 0.5 | 5.9 | - | - | - |
| | | | | 1.0 | 126 | 3412 | 2969 | - | - | - | - | - | - | - |
| | α′ rev 150 | 1852 | 2060 | 1.01 | 153 | 3572 | 3297 | - | - | - | - | - | - | - |
| | | | | 1.05 | 165 | 3618 | 3387 | - | - | - | - | - | - | - |
| | | | | 1.03 | 220 | 3600 | 3526 | 0 | 2.3 | 3.7 | 54.5 | 5.3 | 10 | 13.4 |
| | α′ rev 475 | 1310 | 1330 | 1.52 | 77 | 2947 | 2042 | - | - | - | - | - | - | - |
| | | | | 1.66 | 375 | 3040 | 2908 | 0 | 1.7 | 4.6 | 32 | 3.7 | 10 | 69.5 |
| AB (2) | α - p | 891 | 990 | 0.94 | 184 | 1670 | 1496 | 0 | 1.3 | 1.4 | 4.4 | 7.2 | 10.7 | 29.6 |
| | | | | 0.91 | -borde- | 1655 | 1088 | - | - | - | - | - | - | - |
| | | | | 0.85 | 82 | 1609 | 1383 | 0 | 1.1 | 1.3 | 3.3 | 19.2 | 36.8 | 75 |
| | α′ | 1342 | 1480 | 0.85 | 117 | 2423 | 2223 | 6 | 1.4 | 2.4 | 13.4 | 9.3 | 12.6 | 80 |
| | | | | 0.84 | 175 | 2419 | 2334 | 0 | 1.4 | 1.8 | 12.8 | 12.1 | 15.7 | 116 |
| | | | | 0.84 | 175 | 2418 | 2334 | 0 | 0.9 | 0.9 | 6.4 | 6.4 | 9.3 | 63.2 |
| | | | | 0.85 | 187 | 2426 | 2340 | 0 | 3.6 | 4 | 29.7 | 33 | 38 | 280.4 |
| | bainita | 1011 | 1094 | 0.77 | 63 | 1783 | 1614 | 0 | 1.4 | 2.1 | 7 | 24.7 | 32.6 | 112 |
| | | | | 0.89 | 119 | 1879 | 1737 | 0 | 2.3 | 4.4 | 14.7 | 27 | 48.2 | 169 |
| | | | | 0.76 | 160 | 1779 | 1759 | - | - | - | - | - | - | - |

En las estructuras martensíticas la fractura es transgranular y también tiene su origen en partículas de pequeño tamaño. En algunos casos se trata de nitruros de titanio, y en otros pueden ser carburos de hierro u otras inclusiones no metálicas.



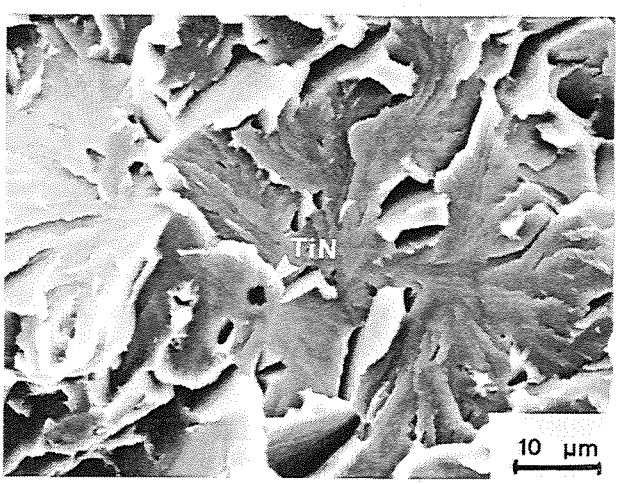




**Fig. 2.** Zona del inicio de fractura en una probeta de G&0 de la microestructura bainítica del acero TR3C ensayada a 77 K.

Tras el análisis fractográfico realizado se han podido identificar las fases del proceso frágil y se ha comprobado que, en todas las microestructuras analizadas, la fase controlante del proceso es la propagación de la microgrieta formada en la rotura de la partícula a la matriz circundante. Los obstáculos que dicha matriz supone a la propagación frágil de grietas es dependiente de su naturaleza lo que implica la necesidad de alcanzar unos determinados niveles de tensión, que a su vez establecen el rango de tamaño de partícula con capacidad para actuar como iniciador del proceso frágil.

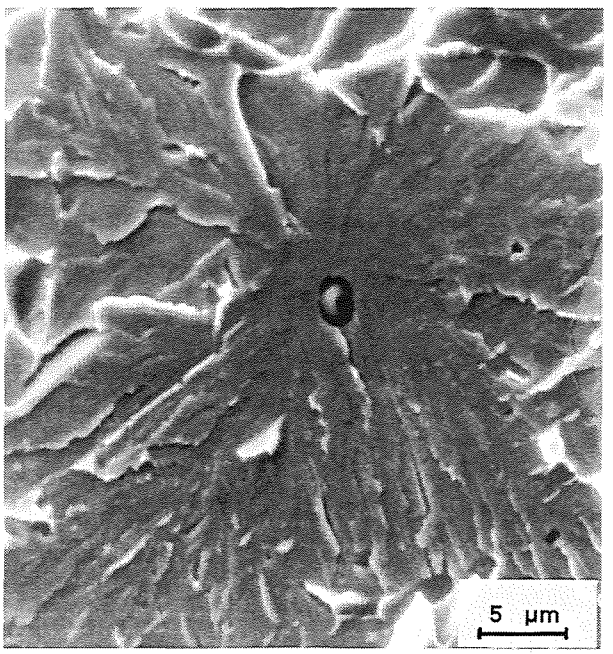



**Fig. 3.** Estallido secundario a partir de una inclusión redondeada en la microestructura bainítica del acero AB (2).

Realizando un análisis basado en la aproximación de Griffith y siguiendo el procedimiento descrito en trabajos anteriores [7] ha sido posible determinar los parámetros energéticos más relevantes asociados a la fase de propagación de partícula a matriz, $\gamma_{pm}$, y de propagación a través de la junta matriz-matriz, $\gamma_{mm}$. En la **Tabla 3** se detallan los valores de los distintos parámetros medidos experimentalmente.En dicha tabla resultan de interés los valores de la relación $\sigma_N/\sigma_{0.2\%}$ alcanzadas en el instante de fractura, donde $\sigma_N$ es el valor de la tensión nominal actuante sobre la probeta (si se ignora el efecto concentrador de tensiones de la entalla). El valor de $\sigma_N/\sigma_{0.2\%}$ determina la extensión de la zona plástica y la intensificación de tensiones en las inmediaciones de la entalla. Dicho valor, junto con la distancia del origen a la entalla (d) define el valor de $\sigma_F$ al fijar el del cociente $\sigma_F/\sigma_{0.2\%}$. Es importante también considerar los tamaños de las partículas iniciadoras de la fractura en las distintas microestructuras.

## 4. DISCUSIÓN

Teniendo en cuenta los resultados recogidos en la Tabla 3 se pueden racionalizar los datos de $\sigma_F$ y de tamaños de partículas para las distintas microestructuras y establecer comparaciones entre ellos.

Considerando las microestructuras ferrítico-perlítica y bainítica del acero TR3C puede observarse como presentan unos valores de límite elástico y tensión crítica de clivaje semejantes. En ambos casos las partículas iniciadoras de la fractura son nitruros de

titanio de tamaño semejante, lo que justificaría la proximidad en los valores de tensión necesarios para provocar la fractura. Siendo la fase 2 -propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz- la controlante del proceso, y dado que su resistencia a la fluencia es muy próxima, ambas estructuras parecen oponer resistencias similares a la propagación frágil de grietas. En el caso del acero AB (2) la estructura ferrítico-perlítica posee un límite elástico ligeramente menor que la bainítica lo que trae consigo una disminución pareja en el valor de $\sigma_F$. De cualquier modo, lo expuesto para el acero TR3C es aplicable también en este caso.

Con objeto de determinar cual es el parámetro microestructural que obliga a la grieta a desviar su trayectoria se observaron cortes transversales a la superficie de fractura previamente protegida con una capa de niquel. De esta manera se comprobó que, en general, cada faceta está constituida por un paquete bainítico que es el que define por tanto la posición de las juntas matriz-matriz. En la micrografía de la Figura 4 se muestra un ejemplo de este hecho.

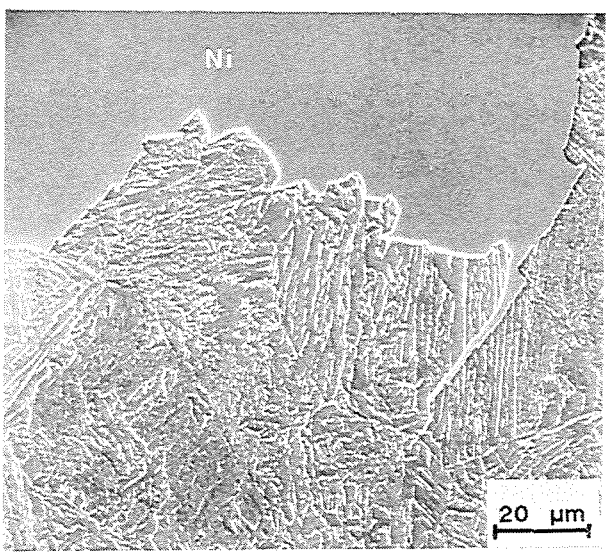



**Fig. 4.** Corte transversal a la superficie de fractura de la estructura bainítica del acero TR3C.

Cuando se comparan entre sí los comportamientos de las estructuras bainíticas de los aceros TR3C y AB (2) puede verse que para límites elásticos casi iguales el acero TR3C presenta mayor valor de tensión crítica que el acero AB (2). Siendo la fase de propagación la controlante, este resultado se justifica teniendo en cuenta la distribución de tamaños y la fracción volumétrica de los nitruros. En el acero AB(2) hay un mayor número de partículas de mayor tamaño en la zona de proceso, con lo cual se da una mayor probabilidad de alcanzar la condición de $\sigma_F$ para un menor valor de tensión macroscópica (la probeta se fractura para menores valores de la relación $\sigma_N/\sigma_{0.2\%}$).

En efecto, la distinta fracción volumétrica (dependiente de la relación Ti/N y de las cantidades relativas de Ti y N) y de tamaños de las partículas gruesas de TiN es la determinante de que en el caso de las estructuras ferrítico-perlíticas la fractura se alcance para distintos valores de la relación $\sigma_N/\sigma_{0.2\%}$. De esta manera, el acero AB (1) es el que para similar resistencia mecánica conduce a los menores valores de $\sigma_F$.

En el caso de las estructuras martensíticas si se comparan los resultados correspondientes a los aceros AB (1) y AB (2) se observa un efecto del contenido en carbono en el límite elástico y en la tensión crítica de fractura por exfoliación. La mayor resistencia mecánica de la matriz implica que sean las partículas pequeñas, cuya fractura requiere mayor tensión, las que son capaces de desencadenar la fractura frágil. Las estructuras de martensita revenida del acero AB (1) también poseen tensiones críticas de fractura proporcionales a su límite elástico. Para un revenido a baja temperatura (150 °C), se obtienen valores de $\sigma_F$ incluso superiores a los de la martensita sin revenir, mientras que el revenido a 475 °C conduce a una pérdida notable de resistencia que se traduce en un menor valor de $\sigma_F$. En este caso la fractura se desencadena para una mayor extensión de la plasticidad en las inmediaciones de la entalla, lo que conduce en este caso a un mayor valor de la relación $\sigma_F / \sigma_{0.2\%}$.

En la Tabla 3, en la que se detallan los tamaños de las partículas iniciadoras, puede comprobarse como en las distintas microestructuras actúan como iniciadoras partículas de distintos tamaños. Este hecho indica que para la misma distribución de partículas con potencial para iniciar estallidos frágiles, en función de la resistencia de la matriz, interviene en el inicio de fractura un intervalo de tamaños u otro. Teniendo en cuenta que la resistencia al agrietamiento de las partículas es inversamente proporcional a su tamaño, las partículas grandes se rompen para niveles de tensión más bajos que las pequeñas, con lo que en las estructuras de alta resistencia puede darse el caso de que la fractura de algunas partículas tenga lugar para una tensión inferior al valor de la tensión crítica. En esos casos, la microgrieta formada en la fractura de la partícula se enroma, y pierde su capacidad para iniciar estallidos frágiles.

En las microestructuras de elevado límite elástico, como las martensíticas, en las que las partículas pequeñas son las que desencadenan la fractura frágil, partículas de distinta naturaleza actúan como iniciadoras. Se ha observado que tanto los nitruros de titanio como los carburos de hierro o inclusiones no metálicas han desempeñado ese papel. En todos los casos se trata de partículas que poseen un coeficiente de dilatación térmica inferior al de la matriz, de manera

que se encuentran fuertemente unidas a ella y son capaces de transmitir esfuerzos.

Por otra parte, se ha comprobado que en todas las estructuras analizadas el proceso de fractura frágil está controlado por la tensión máxima y la fase crítica es la propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz, lo que ha permitido determinar experimentalmente los valores de $\gamma_{pm}(\beta)$ y $\gamma_{mm}$ que se detallan en la Tabla 3. Cuando se representan los valores de tensión crítica local $\sigma_F^*(\beta)$ frente al parámetro $\phi/\sqrt{a_{min}}$ (Figura 5), se pone de manifiesto que un valor de 7 J/m$^2$ es un límite superior del valor físico real de la energía específica de superficie de la junta partícula-matriz ($\gamma_{pm}(\beta)$) en todas las microestructuras estudiadas. De la misma manera, los valores de $\gamma_{mm}$ señalados en dicha tabla son un límite superior del valor de la energía de la junta matriz-matriz.

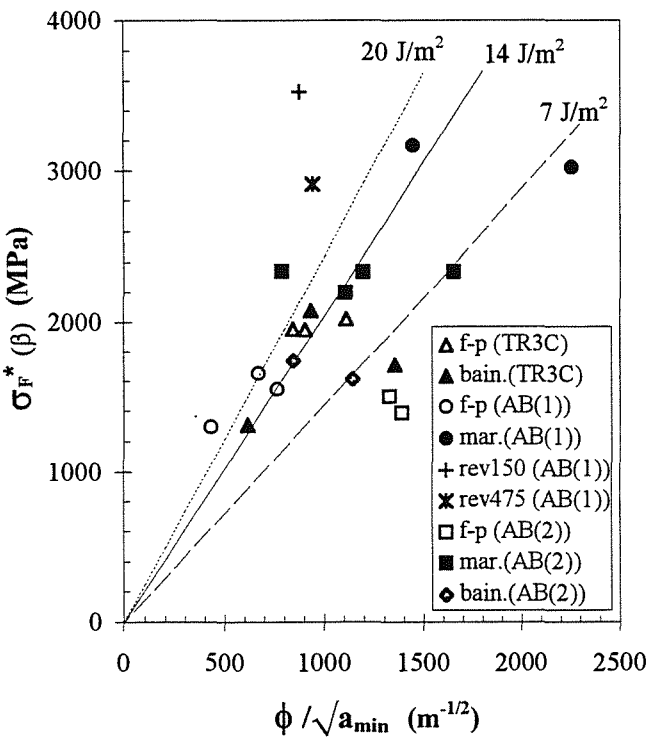



**Fig. 5.** Representación gráfica de $\sigma_F^*(\beta)$ vs $\phi/\sqrt{a_{min}}$ junto con distintos valores de energía de la junta p-m.

## 5. CONCLUSIONES

- La fractura frágil de las estructuras estudiadas (ferrítico-perlíticas, bainíticas y martensíticas) es un proceso controlado por la tensión máxima, y tiene su inicio en la fractura de partículas de segunda fase, fundamentalmente nitruros de titanio.
- La etapa controlante del proceso frágil es la propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz.
- Existe una relación entre la resistencia mecánica de la matriz y su tensión crítica de fractura por exfoliación. La resistencia de la matriz define el tamaño crítico de las partículas con potencial para actuar como iniciadores.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Este artículo está dedicado a la memoria de Javier Urcola, director del Departamento e impulsor de la línea de investigación en la que se enmarca este trabajo. Parte de los resultados expuestos corresponden a un proyecto subvencionado por la CICYT. Uno de los autores (A.E.) desea agradecer al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza la concesión de una beca de investigación.

## 7. REFERENCIAS

[1] Mc Mahon, C.J., Cohen, M., " Initiation of cleavage in polycrystalline iron", Acta Metall. **13**, 591-604 (1965).

[2] Knott, J.F., "Micromechanism of fracture. The role of microstructure", **ECF9** (Ed. Sedmak, S., Sedmak, A. y Ruzic, D.), vol.**2**, 1375-1400 (1992).

[3] Tweed, J.H., Knott, J.F., "Micromechanisms of failure in C-Mn weld metals", Acta Metall. **35**, 1401-1414 (1987).

[4] Hahn, G.T., " The influence of microstructure on brittle fracture toughness", Met. Trans. **15A**, 947-959 (1984).

[5] Bowen, P., Druce, S.G., Knott, J.F., "Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel", Acta Metall. **34**, 1121-1131 (1986).

[6] Saario, T., Wallin, K., Törrönen, K., "On the microstructural basis of cleavage fracture initiation in ferritic and bainitic steels", Journ. of Eng. Mater. and Technol. **106**, 173-177 (1984).

[7] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Cleavage fracture of microalloyed forging steels", Scripta Met. and Mat. **32**, 395-400 (1995).

[8] Linaza, M.A., Romero, J.L., San Martín, J.I., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Improvement of Toughness by stopping brittle processes nucleated in ceramic particles through thermomechanically optimised microstructures in engineering steels" en *Microalloyed Bar and Forging Steels*, (Ed. Van Tyne, C.J., Krauss, G., Matlock, D.K.), **TMS**, 311-325 (1996).

[9] Griffiths, J.R., Owen, D.J., "An elastic-plastic analysis for a notched bar in plane strain bending", J. Mech. Phys. Solids **19**, 419-439 (1971).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# RELACIÓN ENTRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS DE CONTENIDO MEDIO EN CARBONO

**J.I. San Martín, M.A. Linaza y J.M. Rodriguez Ibabe**

**Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y Escuela Superior de Ingenieros Industriales**
**Pº. Manuel de Lardizabal 13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)**

**Resumen.** En el presente trabajo se han analizado distintos aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio utilizados en la fabricación de tubos de alta resistencia y tenacidad. Teniendo en cuenta el proceso termomecánico industrial, se han elegido unas composiciones químicas concretas diseñadas para que el acero cumpla todos los requerimientos mecánicos en estado de bruto de laminación. Se ha llevado a cabo la caracterización microestructural y mecánica de los tubos fabricados en sus distintas condiciones. Así mismo, se ha estudiado la tenacidad de las microestructuras logradas, estableciéndose relaciones entre los parámetros microestructurales y los mecanismos de fractura.

**Abstract.** In this work several medium carbon vanadium microalloyed steels have been analysed. This kind of steel is used in pipe industry to make pipes with high strength and minimium toughness. Taking into account the characteristics of thermomechanical processing, some specific chemical compositions have been selected in order to get all the mechanical requirements in the as-rolled conditions. Microstructural and mechanical characterization have been carried out for all the pipes produced in the industrial trials. Fracture toughness has been studied for all the microstructures as well, and relationships between microstructural parameters and fracture micromechanisms have been established.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros utilizados en la fabricación de tubos para conducción de petróleo o de gas deben satisfacer una serie de requerimientos: elevado límite elástico, buena soldabilidad y tenacidad suficiente para resistir la nucleación y propagación de grietas. En algunas aplicaciones, junto con un elevado límite elástico se pide además el espesor de pared suficiente para evitar el pandeo, además de altos niveles de tenacidad a bajas temperaturas y elevada resistencia a la corrosión [1] Según el tamaño del tubo (diámetro exterior y espesor de pared) éstos pueden fabricarse sin soldadura en el caso de los tubos pequeños, y a partir del conformado de planchas y soldadura central o en espiral para los tubos de grandes dimensiones.

Siendo el límite elástico el criterio de diseño para este tipo de aceros, uno de los objetivos es encontrar procedimientos que permitan aumentar la resistencia del acero (para así poder reducir el espesor de pared de los tubos) sin que esto actue en detrimento de la tenacidad. El procedimiento habitual ha sido aplicar a los tubos, tras su fabricación, tratamientos de temple y revenido. En la actualidad se tiende a la utilización de aceros de contenido medio en C, con contenidos altos en Mn y microaleados con V (hasta el 0.2%), aptos para el tratamiento termomecánico industrial, que permiten obtener, en estado de bruto de laminación la combinación óptima resistencia-tenacidad [2,3].

En este trabajo se han analizado la microestructura y las propiedades mecánicas (resistencia y tenacidad a la fractura) de varios tubos sin soldadura fabricados utilizando distintos aceros microaleados, tanto en estado de bruto de laminación como tras tratamiento térmico. A partir de un exhaustivo análisis de la microestructura y de los datos de resistencia y de tenacidad, y teniendo en cuenta los micromecanismos de fractura, se han podido establecer relaciones entre los parámetros microestructurales y la tenacidad de los aceros en las distintas condiciones.

## 2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente trabajo se han estudiado cuatro aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio suministrados por la empresa Tubos Reunidos, SA (Amurrio (Alava)), que se utilizan en la fabricación de tubos de alta resistencia y tenacidad. La composición química de dichos aceros se señala en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química de los aceros analizados

| Mater. | C | Mn | Si | Cu | V | Al | Ti | N (ppm) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Ac. 1 | 0.33 | 1.49 | 0.25 | 0.27 | 0.24 | 0.027 | 0.002 | 100 |
| Ac. 2 | 0.26 | 1.56 | 0.28 | 0.27 | 0.17 | 0.018 | 0.008 | 110 |
| Ac. 3 | 0.21 | 1.51 | 0.27 | 0.29 | 0.19 | 0.015 | 0.017 | 103 |
| Ac. 4 | 0.26 | 1.53 | 0.24 | 0.28 | 0.18 | 0.025 | 0.005 | 77 |

La fabricación de los tubos consta de un proceso de perforación de un tocho cilíndrico de acero con un mandrino, seguida de enfriamiento y posterior recalentamiento para la aplicación de sucesivos procesos de laminación en trenes reductores estiradores hasta conseguir las dimensiones adecuadas del tubo.

La composición química de los aceros ha sido diseñada con el objeto de conseguir que el producto en estado de bruto de laminación cumpla los requerimientos mecánicos mínimos exigidos por su aplicación específica (LE $\geq$ 552 MPa, RT $\geq$ 690 MPa, $E_{CVN}$ (0 °C) $\geq$ 40 J para probeta estándar longitudinal). Se trata de conseguir mediante la microaleación con vanadio que aceros de menor contenido en carbono conduzcan, siguiendo la ruta de producción habitual, a valores de resistencia y tenacidad comparables a los correspondientes a los aceros templados y revenidos.

En aquellos casos en los que no se consiguen dichos mínimos (sobre todo en lo que se refiere a la resiliencia), se les aplica a los tubos un tratamiento de normalizado a escala industrial. En algún caso (Ac. 4) con el objeto de eliminar el tratamiento térmico posterior se ha optado por realizar la última pasada de laminación a temperatura más baja para conseguir un afino microestructural que mejore la tenacidad del producto final.

En primer lugar se ha realizado para los distintos aceros, tanto en estado de bruto de laminación como de normalizado, su caracterización microestructural (metalografía cuantitativa) y mecánica convencional (ensayos de tracción). Se han determinado también las curvas Charpy de los aceros analizados en estado de bruto de laminación y de normalizado para todo el rango de temperaturas, utilizando probetas estándar (sección cuadrada de 10 mm de lado) extraídas de los tubos en dirección longitudinal.

Por otra parte, se han realizado ensayos de mecánica de la fractura para determinar la tenacidad de los aceros a través del ensayo J. Las probetas utilizadas han sido probetas de flexión en tres puntos, de 6 mm de espesor (B) y 12 mm de profundidad (W) extraídas de los tubos en dirección longitudinal. Tras los ensayos se han observado todas las probetas fracturadas, tanto Charpy como J, en el microscopio electrónico de barrido, con el objeto de identificar los micromecanismos de fractura en cada una de las microestructuras y poder relacionarlos con los parámetros microestructurales.

En la Tabla 2 se resumen algunos de los parámetros medidos en la caracterización convencional de los tubos, señalándose además el espesor de pared del tubo.

**Tabla 2.** Datos microestructurales y mecánicos.

| Mat. | Esp. (mm) | cond.* | $F_\alpha$ (%) | $D_\alpha$ (%) | LE (MPa) | RT (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Ac.1 | 14.8 | B.L. | 35 ± 2 | 14 ± 0.5 | 704 | 983 |
| | | Norm. | 63 ± 6 | 7.5 ± 0.5 | 545 | 772 |
| Ac.2 | 14.8 | B.L. | 61 ± 5 | 14 ± 0.5 | 605 | 840 |
| | | Norm. | 66 ± 6 | 5.0 ± 0.2 | 571 | 758 |
| Ac.3 | 14.8 | B.L. | 66 ± 5 | 7.8 ± 0.4 | 560 | 770 |
| | | Norm. | 74 ± 4 | 5.4 ± 0.3 | 517 | 682 |
| Ac.4 | 12.5 | B.L. | 54 ± 4 | 6.1 ± 0.2 | 605 | 841 |
| | | Norm. | 79 ± 6 | 4.0 ± 0.2 | 552 | 703 |
| Ac.4 | 10 | Lam BT | 68 ± 4 | 4.4 ± 0.2 | 614 | 803 |

* B.L.: bruto de laminación; Lam BT: laminado a baja T$^a$

## 3. RESULTADOS

Tal y como queda de manifiesto en la Tabla 2, las composiciones químicas analizadas cumplen con holgura los requerimientos de resistencia en estado de bruto de laminación. Sin embargo no ocurre lo mismo con la resiliencia o tenacidad Charpy, que resulta insuficiente en el caso del bruto de laminación. En las Figuras 1 y 2 se muestran las curvas Charpy de los aceros en estado de bruto de laminación y de normalizado. En ellas se puede observar como la curva Charpy está fuertemente influida por distintos parámetros composicionales y microestructurales; así, en el caso de las estructuras normalizadas el aumento en el porcentaje de ferrita y el afino microestructural conduce a una notable mejora en la tenacidad de los aceros.

En cuanto a la resistencia mecánica, el normalizado realizado en fábrica ha conducido a una disminución importante del límite elástico y de la resistencia a la tracción, situándolos en el caso del acero 3 por debajo del mínimo.

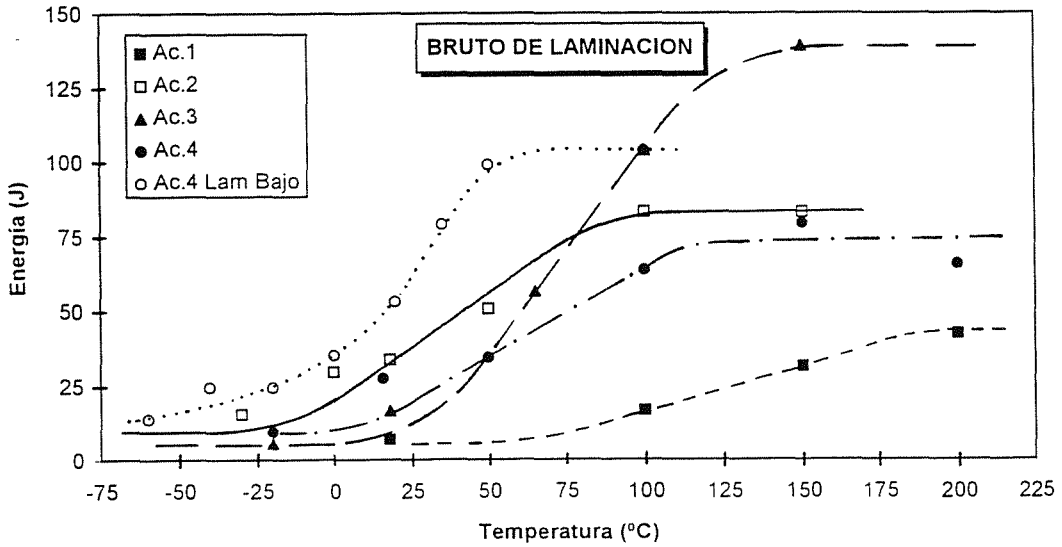



**Fig. 1.** Curvas Charpy de las estructuras de bruto de laminación de los aceros analizados y de la estructura lograda tras laminación a baja temperatura del Acero 4.

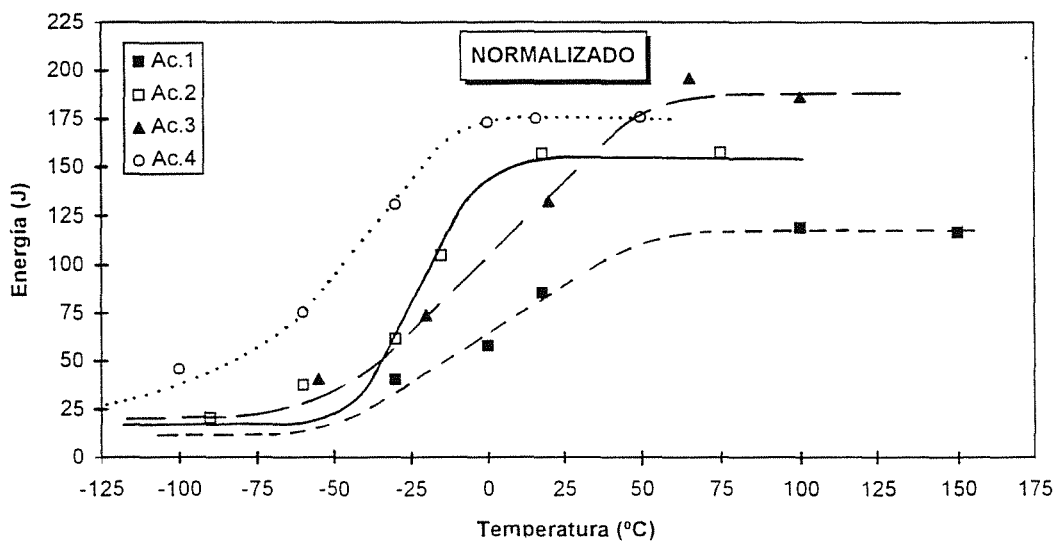



**Fig. 2.** Curvas Charpy correspondientes a las estructuras de normalizado de los aceros analizados

En cuanto a los ensayos de tenacidad J debe señalarse que en los distintos aceros se ha observado un comportamiento a fractura determinado por su composición química (contenido en C, V, Ti, N) y sus parámetros microestructurales (proporción de fases, tamaño de grano, partículas de segunda fase,..).

En estado de bruto de laminación, los aceros Ac.1, Ac.2 y Ac.3 se encuentran en la zona inferior de la transición dúctil-frágil y su tenacidad está caracterizada por el parámetro $J_c$. El acero Ac.4 tiene un comportamiento correspondiente a la zona superior de la transición dúctil-frágil en estado de bruto de laminación (tenacidad dada por los parámetros $J_u$ o $J_{Ic}$), mientras que cuando se lamina a baja temperatura su comportamiento es totalmente dúctil y su tenacidad se mide como $J_{Ic}$. En condición de normalizado todos los aceros se encuentran en el rango dúctil, siendo $J_{Ic}$ el parámetro que caracterizaría su tenacidad.

En la Tabla 3 se resumen los valores de los distintos parámetros medidos. Con respecto a los valores que en ella se muestran cabe señalar que dadas las dimensiones de las probetas ensayadas (espesor 6 mm), en algunos casos, aún cuando el comportamiento del acero ha sido totalmente dúctil, el valor de J medido como $J_Q$ no ha cumplido la condición de espesor mínimo, con lo cual no puede considerarse como el valor de $J_{Ic}$.

El análisis fractográfico realizado sobre las superficies de fractura frágil de los distintos tipos de probeta ensayadas (Charpy y J) ha puesto de manifiesto algunas tendencias generales:

- Las estructuras de bruto de laminación de los aceros 1, 2 y 3 muestran sistemáticamente un tamaño de faceta superior al del acero 4 que presenta una distribución de facetas de dos tamaños.

- El acero 4 laminado a baja temperatura y todos los aceros en condición de normalizado presentan un tamaño de faceta mucho más fino que su correspondiente estado de bruto de laminación.

- En el acero 3, que en estado de bruto de laminación presenta una tenacidad inferior a la esperada, se ha encontrado que partículas gruesas de nitruro de titanio actúan iniciando procesos frágiles. En este acero, de mayor contenido en titanio que el resto, existe una distribución de partículas de nitruro de titanio, de tamaño mayor que 1 μm, que son las responsables de que para la misma temperatura se desencadenen con mayor facilidad fracturas frágiles.

**Tabla 3.** Medidas experimentales de tenacidad.

| Mat. | Cond. | $J_c$ (KPa.m) | $J_u$ (KPa.m) | $J_Q$ (KPa.m) | $J_{Ic}$ (KPa.m) |
|---|---|---|---|---|---|
| Ac.1 | B.L. | 33<br>8.8<br>10.9<br>8.1 | | | |
| | Norm. | | | 210 | |
| Ac. 2 | B.L. | 37.3<br>45.2<br>47.2<br>68 | | | |
| | Norm. | | | 225 | |
| Ac. 3 | B.L. | 68.5<br>27.3<br>34.7 | | | |
| | Norm. | | | 133.5 | |
| Ac. 4 | B.L. | | 94.8 | | 75.8<br>94.8 |
| | Norm. | | | | 230 |
| | Lam. BT | | | | 127.8<br>146.8<br>154.8<br>130.5 |

En la Figura 3 se muestra el aspecto de las superficies de fractura frágiles correspondientes al Ac.1 en condición de bruto de laminación y de normalizado. La comparación de ambas fractografías permite comprobar cómo los tamaños de faceta varían de una condición a otra, poniéndose de manifiesto que los obstáculos a la propagación de grietas se encuentran mucho más próximos en la estructura normalizada. Por otra parte, la zona de inicio de fractura en una probeta J de la estructura de bruto de laminación del Ac. 3 se muestra en la Figura 4. En dicha zona se ha identificado la partícula de nitruro de titanio cuya rotura ha desencadenado la fractura frágil de la sección.

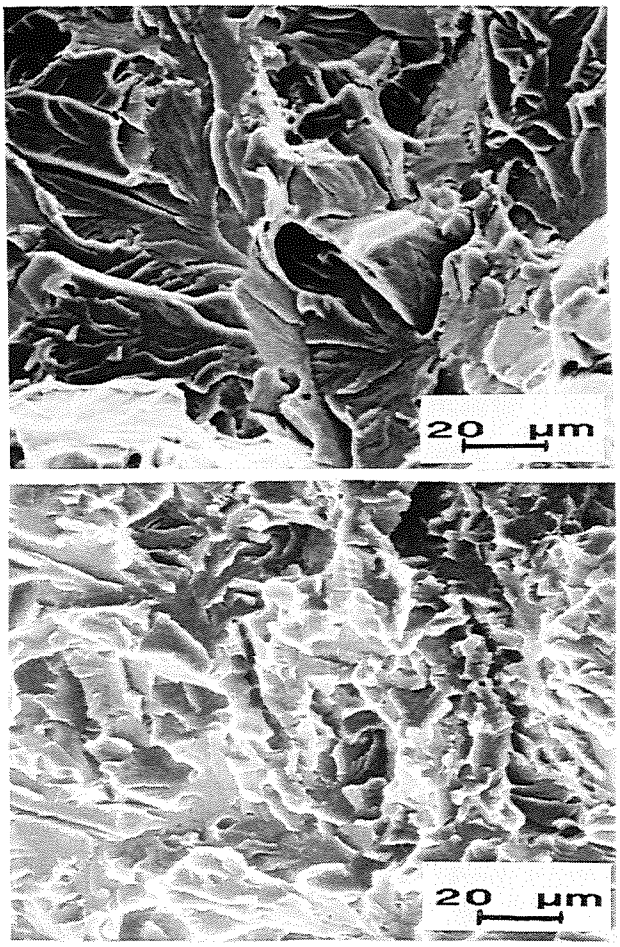



**Fig. 3.** Aspecto de las superficies de fractura frágiles de las estructuras de BL y de normalizado del Ac.1.

Con el objeto de racionalizar los resultados obtenidos, se ha realizado una estimación cualitativa del tamaño de faceta en las distintas condiciones consideradas. Los valores de tamaño de faceta obtenidos, junto con los valores de la temperatura de transición dúctil-frágil (ITT) para una energía absorbida de 27 J se recogen en la Tabla 4. En ella se pone de manifiesto la correspondencia existente entre un afino de la microestructura (que se refleja en un menor tamaño de faceta) y un menor valor de la temperatura ITT.

**Tabla 4.** Relación tamaño de faceta - temperatura ITT en los distintos aceros estudiados.

| | Bruto Laminación | | Normalizado | |
|---|---|---|---|---|
| Mat. | tamaño (μm) | ITT (°C) (27 J) | tamaño (μm) | ITT (°C) (27 J) |
| Ac. 1 | 40-50 | 140 | 10-15 | -50 |
| Ac. 2 | 30-40 | 10 | 10-15 | -75 |
| Ac. 3 | 30-40 | 30 | 15-20 | -75 |
| Ac. 4 | 30-50<br>5-15 | 10 | ≈ 10 | -110 |
| Ac. 4 Lam. BT | 10-15 | -15 / -20 | | |

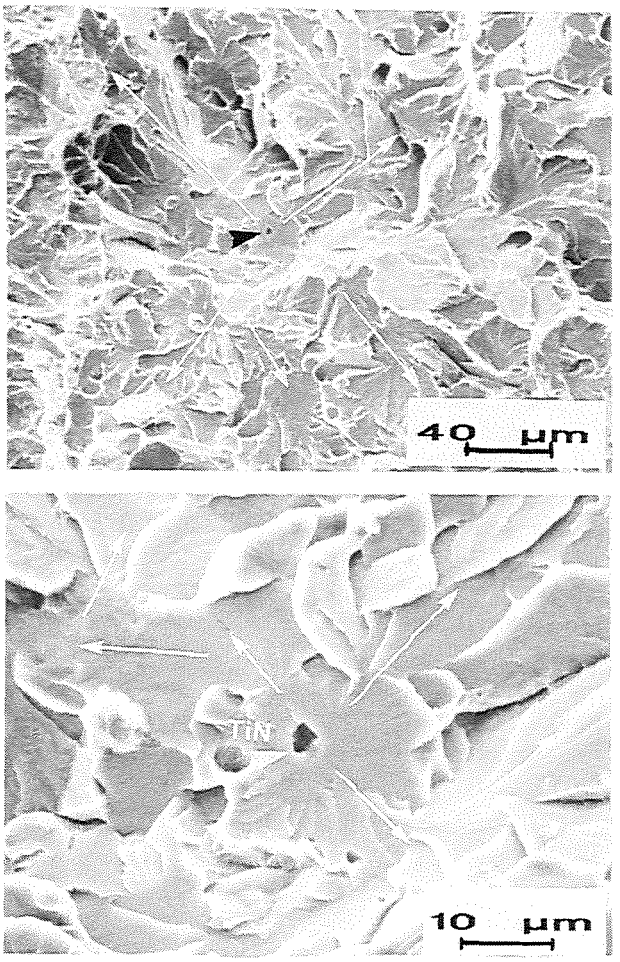



**Fig. 4.** Zona de origen de fractura en una probeta J del Ac. 3 (B.L.) y detalle de la partícula en el inicio.

## 4. DISCUSIÓN

A la vista de los resultados expuestos en los apartados anteriores queda claro que tanto la resistencia como la tenacidad de los aceros analizados es dependiente, además de la composición química, de la ruta de fabricación (laminación convencional o a baja temperatura), del espesor del tubo y del tratamiento térmico posterior (normalizado).

En lo que se refiere a la resistencia mecánica (ver Tabla 2), pueden hacerse varios comentarios generales:

- la adición de vanadio, que actúa endureciendo la matriz ferrítica por precipitación de carbonitruros de vanadio, permite alcanzar unos elevados niveles de resistencia mecánica en estado de bruto de laminación, sin necesidad de recurrir al temple y revenido. La efectividad de esta adición es dependiente de las cantidades de V y de N disponibles en el acero.

- la composición química, las características del procesamiento industrial y el espesor de la pared del tubo, que influye directamente en la velocidad de enfriamiento tras la transformación, determinan el porcentaje de ferrita, su tamaño de grano y otros parámetros como el espaciado de perlita, que definen la resistencia mecánica del producto final.

- se produce un importante ablandamiento del acero tras el normalizado. Este hecho está indicando que el tratamiento térmico se está realizando a temperatura baja, con lo cual la falta de disolución completa de los carbonitruros de vanadio conduce, tras el normalizado, a un acero con un contenido de carbono inferior al nominal de colada. Como consecuencia, presenta una resistencia bastante menor pero una tenacidad mejorada (muy por encima del valor mínimo), tal y como se pone de manifiesto al comparar las curvas Charpy de las Figuras 1 y 2.

El efecto que distintas variables tienen sobre la tenacidad del acero se pone claramente de manifiesto en las curvas Charpy. Analizando la Figura 1 correspondiente a las estructuras de B.L. se puede observar que:

- un aumento del contenido en carbono desplaza la curva hacia la derecha, haciendo que el rango de existencia de la fractura frágil se extienda hasta temperaturas más altas, y disminuye el valor de la energía absorbida en la meseta dúctil. El Ac.1 con 0.33% de C es el menos tenaz de todos ellos.

- la presencia en el acero de partículas que actúan como iniciadoras de fractura frágil (caso de los TiN en el Ac. 3) provoca que se amplie la meseta frágil más allá de lo que corresponde a un acero de un determinado contenido en carbono. Por esta razón, el Ac. 3, a pesar de ser el de menor contenido en carbono se fractura de manera frágil para temperaturas más elevadas que los aceros 2 y 4.

- la mayor proporción de ferrita y el menor tamaño de grano de ferrita en la estructura laminada a baja temperatura del Ac. 4 son los factores que determinan su mejor tenacidad en todo el rango de temperaturas.

Para las estructuras de normalizado (Figura 2) se corrobora el efecto del carbono (Ac 1 frente a Ac 2 y 4), y de los nitruros de titanio (Ac. 3) en el desplazamiento de las curvas Charpy. En cualquier caso, la mayor proporción de ferrita y su menor tamaño de grano es el que da lugar a un importante desplazamiento hacia la izquierda de la temperatura ITT con respecto a las estructuras de B.L.

Cuando se analizan los resultados de los ensayos J, realizados todos ellos a temperatura ambiente, las diferencias en el comportamiento también pueden justificarse teniendo en cuenta distintos parámetros: composición química (C, V, Ti, N), proporción de ferrita y de perlita (dependiente del C y de la velocidad de enfriamiento) y dimensión microestructural que ofrece impedimentos a la propagación frágil de grieta, y

que determina el tamaño de faceta. En este sentido, a partir de la observación de los datos de tamaño de grano de ferrita recopilados en la Tabla 2 y de los tamaños de faceta resumidos en la Tabla 4 queda de manifiesto que no hay una relación directa ente ambos parámetros.

En trabajos anteriores [4,5] se ha comprobado que el parámetro que determina el tamaño de faceta es el de la "unidad ferrítica", que está constituido por granos de ferrita y colonias de perlita con la misma orientación cristalográfica de ferrita. Se ha comprobado además que la partición de la austenita en "unidades ferríticas" durante la transformación de fase da lugar a un número finito de ellas (entre 2 y 4), con lo cual estructuras con granos de austenita grandes conducen indefectiblemente a "unidades ferríticas" de tamaño grueso.

La "unidad ferrítica" cambia de un acero a otro y de la condición de B.L. a la de normalizado. El tamaño de dicha unidad es función del tamaño de austenita previo a la transformación a ferrita y perlita, el cual está a su vez determinado por la ruta de procesamiento, el tamaño del tubo y el tratamiento térmico posterior si lo hubiera. De esta manera puede decirse que:

- los tamaños de faceta grandes encontrados en los Ac. 1, 2 y 3 en condición de B.L. obedecen a un valor de tamaño de grano austenítico elevado como resultado del proceso termomecánico industrial.

- en el Ac. 4 las operaciones de conformado y las dimensiones del tubo (espesor 12.5 mm frente a 14.8 mm) dan lugar al desarrollo de dos distribuciones de tamaño de austenita, que conducen en su fractura a una distribución de facetas de dos tamaños.

- cuando el Ac. 4 se lamina a baja temperatura a un tubo de menor grosor (10 mm), en el tratamiento termomecánico industrial se consigue un afino del grano de austenita, y consiguientemente del de la "unidad ferrítica".

- para las estructuras de normalizado se da una regeneración completa de la estructura austenítica, borrando todo vestigio de la estructura de bruto de laminación. Como el normalizado se realiza a bajas temperaturas se llega a un tamaño austenítico muy fino.

En este punto, hay que considerar que además del tamaño de faceta, muy similar en todos los aceros normalizados (Tabla 4) es la naturaleza de la matriz (porcentaje de ferrita, tamaño de grano,..) y su resistencia mecánica (determinada a su vez por el contenido en carbono, dependiente del grado de solubilización de los carbonitruros de vanadio a la temperatura del normalizado) la que incide de una forma notable en la tenacidad.

## 5. CONCLUSIONES

- A través del adecuado control microestructural, es posible conseguir, en aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio, niveles de resistencia y tenacidad comparables a la de los aceros templados y revenidos del mismo carbono.
- La composición química, el espesor del tubo y la ruta de procesamiento determinan el tamaño de grano de austenita final que a su vez define el tamaño de la "unidad ferrítica".
- El afino de la "unidad ferrítica" es el único procedimiento capaz de aunar alta tenacidad a la adecuada resistencia mecánica de estos aceros microaleados.
- Es necesario un fino control del contenido en titanio del acero para evitar que la presencia de partículas de TiN actue deteriorando la tenacidad del acero.

## 6. AGRADECIMIIENTOS

Este artículo está dedicado a la memoria de Javier Urcola, director del Departamento e impulsor de la línea de investigación en la que se enmarca este trabajo. Los resultados presentados forman parte de un proyecto de investigación realizado con la empresa Tubos Reunidos, SA.

## 7. REFERENCIAS

[1] Llewellyn, D.T., "Steels: Metallurgy and Applicatons", Ed. Butterworth-Heinemann, 111-115 (1992)

[2] Reynolds, J.H., Naylor, D.J., "Microstructure and properties of warm worked medium carbon steels", Mat. Sci. and Technol. **4**, 586-602 (1988).

[3] Streisselberger, A., Bauer, J., Schütz, W., Schwinn, V., "High strength line pipe steel plates based on TM-processing", La Revue de Metallurgie, CIT, 109-119, (En. 1995).

[4] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Influence of the microstructure on the fracture toughness and fracture mechanisms of forging steels microalloyed with titanium with ferrite-pearlite structures", Script. Met. and Mat. **29**, 451-456 (1993).

[5] Linaza, M.A., Romero, J.L., San Martín, J.I., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Improvement of Toughness by stopping brittle processes nucleated in ceramic particles through thermomechanically optimised microstructures in engineering steels" en *Microalloyed Bar and Forging Steels*, (Ed. Van Tyne, C.J., Krauss, G., Matlock, D.K.), **TMS**, 311-325 (1996).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# CINETICA DE ENVEJECIMIENTO A BAJA TEMPERATURA Y FRACTURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENO-FERRITICOS DE MOLDERIA

J. González*, L. Sánchez**, F. Gutiérrez-Solana**, J. Setién**

*Departamento de Ingeniería Minera y Metalúrgica y Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros Industriales de Bilbao. Universidad del Pais Vasco
Alameda de Urquijo s/n, 48013. Bilbao.

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de Los Castros s/n, 39005. Santander.

**Resumen.** El envejecimiento a baja temperatura (280-300°C) de los aceros inoxidables austeno-feríticos y la consecuente fragilización que sufren a medio y largo plazo es un problema bien conocido en sectores industriales como el energético, químico, petroquímico y otros. Admitiendo que la causa de la fragilización es una descomposición espinodal de la ferrita en fases $\alpha$ y $\alpha'$, este trabajo estudia la cinética del envejecimiento de dicha fase a tres temperaturas diferentes (280, 350 y 400°C) a través de la medida de la evolución de su microdureza. Para ello, se utilizan tres aceros de contenidos variables en ferrita (12, 18 y 22%) cuya composición química es también diferente. Tras la observación de los resultados, se propone una ley exponencial para representar su evolución temporal, ley que posee tres parámetros de los cuales uno de ellos varía con la temperatura de envejecimiento. De este último se obtienen energías de activación para el proceso que no conducen a un valor único en todo el rango. Finalmente, se consideran los resultados anteriores en relación con la aparición de la fase ferrita en el camino de rotura, en función del grado de envejecimiento, cuantificada por observaciones fractográficas por SEM sobre superficies de fractura obtenidas tras ensayos de tenacidad al impacto y a la fractura. Se aprecia una aparición de ferrita rota progresiva con su fragilización y muy relacionada con la temperatura de realización del ensayo de tenacidad.

**Abstract.** Low temperature aging (280-300°C) of duplex (austenite-ferrite) stainless steels and their resulting long-term loss of toughness is a well-known problem in the energy-producing as well as in other industrial sectors. In order to analyze the problem, the phenomenon was assumed to be thermally activated, accelerated aging at higher temperatures (350-400°C) were planned and the activation energy was estimated. Assuming that the cause of brittleness is the ferrite's spinodal decomposition into the $\alpha$ and $\alpha'$ phases, the present work analyzes the aging kinetics at three temperatures (280, 350 and 400°C) by means of microhardness measurements of the ferritic phase taken in three different duplex stainless steels named after their ferrite content, (12, 18 and 22%). In view of the microhardness results, an exponential law is proposed to represent the temporal evolution for each of the steels, with three parameters, one of which varies with aging temperature. It should be noted that there is no unique value for the activation energy in all the 280-400°C range. Finally, the previous results are considered in relation with the appearance of the ferrite phase in the fracture path, in function of the degree of aging, quantified by SEM fractographic observations of the fracture tests. The appearance of progressive broken ferrite with embrittlement can be seen to be closely related with the impact toughness test temperature.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidables austeno-ferríticos, o dúplex, de moldería tienen una importante aplicación en la fabricación de elementos, frecuentemente de alta responsabilidad, en la industria nuclear, térmica, química y petroquímica. La presencia de ferrita en una masa mayoritariamente austenítica resulta decisiva durante la operación de moldeo para prevenir el agrietamiento en caliente de las piezas [1].

Una vez que las piezas se encuentran en servicio, la estructura dúplex presenta, con relación a los aceros solamente austeníticos, ventajas e inconvenientes. Entre las ventajas se citan las mejoras en resistencia mecánica, soldabilidad y resistencia a la corrosión bajo tensión [1,2]. Sin embargo, su uso a temperaturas superiores a los 250°C entraña un importante riesgo de fragilización por envejecimiento asociado a la aparición de variaciones en su microestructura [3].

De acuerdo con la naturaleza de estas variaciones microestructurales, y con criterios de homogeneidad, hoy se aceptan cuatro intervalos de temperatura en el estudio del comportamiento del material frente a envejecimiento:

250-400°C: Envejecimiento a baja temperatura, caracterizado por la descomposición espinodal de la ferrita en zonas $\alpha$ y $\alpha'$, asociada a precipitación de fase G y carburos tipo $M_{23}C_6$ [4,5,6].

430-530°C: Fragilización a 475°C clásica de la ferrita con 20% de cromo, producida por nucleación y crecimiento de fase $\alpha'$ [7].

550-630°C: Zona de recuperación de las fragilizaciones anteriores por desaparición de la fase $\alpha'$ [1].

650- 900°C: Zona de fragilización por posible aparición de fase $\sigma$ [1,2,8].

El análisis del envejecimiento a baja temperatura de los aceros inoxidables dúplex en el intervalo 250-400°C ha tomado en los últimos 10 años un gran auge debido a la importancia que adquiere en el ámbito de la tecnología nuclear, tanto en reactores de agua en ebullición (270-290°C) como en los de agua a presión (280-300°C).

Dentro del rango 250-400°C, llamado también rango de envejecimientos a baja temperatura, el riesgo de una fragilización severa de piezas y componentes de alta responsabilidad es importante, y ésto tendría lugar en un plazo de tiempo inferior a lo inicialmente previsto, e inferior a la vida útil de las centrales. La importancia y complejidad del problema ha llevado a que numerosos investigadores hayan orientado sus trabajos en este sentido [9-16]. Sin embargo todavía quedan suficientes puntos oscuros como para no poder darse por terminada la cuestión, lo cual permite la aportación de experiencias nuevas tanto en lo que se refiere a la evolución microestructural [17-20], como al comportamiento mecánico del material tras un período de trabajo en dicho intervalo térmico [21-24].

## 2. MECANISMOS DE ENVEJECIMIENTO

Aunque inicialmente se supuso para los aceros inoxidables dúplex en el intervalo 250-400°C un mecanismo de fragilización similar al de la ferrita de 20% de cromo a 475°C, pronto hubo que abandonar esta hipótesis por incierta y peligrosa debido a una serie de evidencias diferenciadoras en el intervalo inferior [9-13]:

- La aparición de fase $\alpha'$ por nucleación y crecimiento no resultaba perceptible.
- La energía de activación prevista de 230 kJ/mol [25] resultaba ser una cota superior siendo en general más baja, dependiendo del material, llegando incluso a 60 kJ/mol.
- Una precipitación de fases, de identificación poco sencilla, se hizo evidente.

Por otra parte, parece existir acuerdo entre los autores [3,6,17-20,26-28] en que la causa fundamental del aumento de dureza en la fase ferrítica está asociado a una descomposición espinodal en la misma que, sin procesos de nucleación y crecimiento, da lugar a la aparición de zonas, de amplitud 10-40 Å, en las que la concentración en cromo aumenta y disminuye sucesivamente respecto de su valor medio en la fase ferrítica al recorrer la microestructura. Dichas zonas pueden asimilarse a la fase $\alpha$, menos rica en cromo y la fase $\alpha'$ más rica en cromo del diagrama Fe-Cr. A esta última le corresponde el papel de hacer aumentar la dureza y disminuir la tenacidad en la ferrita. La aparición de precipitados en la ferrita posee una importancia secundaria en la fragilidad de la misma, aunque puede intervenir de un modo más directo en la fragilidad global del material. Así, la precipitación de fase G en la ferrita o la aparición de carburos de niobio o carburos intermetálicos en la misma parece no tener demasiada influencia en su microdureza [6]. Sin embargo la aparición de dichos carburos $M_{23}C_6$ o nitruros tipo $Cr_2N$ en las interfases ferrita-austenita pueden resultar decisivos en el comportamiento global del material [3] frente a ensayos de tenacidad al impacto o a la fractura.

Estas variaciones microestructurales simultáneas en la fase ferrítica, descomposición espinodal y precipitación de nuevas fases, deben de estar de algún modo interrelacionadas, afectándose unas a otras y afectando a la cinética global del proceso. No está todavía demasiado claro de qué modo se relacionan y cuál es el papel de cada una de ellas aunque ya hay alguna teoría al respecto [3,6]; no obstante, dado que no siempre aparece la misma precipitación e incluso a veces ésta no aparece, puede ser un problema abordable con posibilidades de éxito en el futuro. La composición química de la fase ferrítica debe jugar aquí un papel fundamental.

La influencia de la temperatura de envejecimiento sobre la precipitación de nuevas fases es importante y así, por ejemplo, la fase G aparece en general de una forma clara en torno a los 400°C y sin embargo es poco frecuente su presencia en envejecimientos en el intervalo 250-300°C [6]. Habida cuenta de que la descomposición espinodal se produce en todo el intervalo 250-400°C, la interrelación resultante entre dicha descomposición y la precipitación de fase G mostrará la consistencia o inconsistencia de proponer una energía de activación constante para el fenómeno en todo el intervalo de temperaturas o bien, tal y como proponen algunos autores [29], variable en cada tramo en que dicho intervalo se subdivida.

Hoy día parece bastante aceptado el considerar como intervalo homogéneo de fragilización el de 250-400°C, lo cual supone la validez de las extrapolaciones a baja temperatura (250-300°C) hechas a partir de los ensayos acelerados a 350-400°C. Dicha extrapolación nos obliga a establecer una energía de activación, U, en una ley matemática exponencial de tipo Arrhenius, característica de los procesos térmicamente activados:

$$t = t_o \, e^{U/RT} \qquad (1)$$

donde t es el tiempo transcurrido hasta alcanzar un cierto valor en una propiedad a la temperatura T, función de un valor de referencia, $t_o$, una energía de activación, U, y la constante universal de los gases perfectos, R.

## 3. CARACTERIZACION DEL ENVEJECIMIENTO

Tradicionalmente, las estimaciones de la fragilización del material han sido llevadas a cabo a través de varios tipos de ensayos mecánicos diferentes: microdureza, dureza global, impacto Charpy, integral J y tracción. Todos son ensayos de fragilización global del material salvo el primero de ellos.

En este trabajo se hará desde el principio la distinción entre el estudio de la cinética de la fragilización en la fase ferrítica, asociada a su evolución microestructural, y la extensión de dicha fragilidad de la fase ferrítica a la globalidad del material, asociada a la cantidad y distribución de la ferrita en el mismo, y al comportamiento de la interfase.

El estudio de la extensión de la fragilización al material global debe llevarse a cabo a través de ensayos de tenacidad al impacto Charpy y tenacidad a fractura a través de la integral J, y requiere un análisis fractográfico minucioso en el cual se determina la influencia de la proporción de ferrita en el camino de rotura en relación con el resultado global del ensayo.

El objetivo fundamental de este trabajo se centra en el estudio de la cinética de la fragilización de la fase ferrítica del material por medio de medidas de microdureza sobre dicha fase y sobre la fase austenítica, estudiando la evolución de los valores obtenidos con el tiempo de envejecimiento y con la temperatura del mismo. Ello supone de entrada admitir que la evolución de la cinética de fragilización de la ferrita, cuantificada por su microdureza, es análoga a la evolución de las transformaciones microestructurales propias de su envejecimiento. Asimismo, este estudio de la fragilización de la ferrita se relaciona con la aparición de la misma en el camino de rotura o superficies de fractura de ensayos de tenacidad, realizados con el material global fragilizado a los niveles analizados.

Dentro de este estudio de la cinética de la fragilización en la fase ferrítica se configuran como variables fundamentales las siguientes:

- Nivel máximo de fragilización alcanzable tras períodos largos de envejecimiento.
- Ritmo de aumento de dicha fragilización a una temperatura determinada (normalmente 400°C).
- Variación de dicho ritmo con la temperatura de envejecimiento (280 y 350°C).

Todas estas variables están obviamente asociadas al material, y más concretamente a la composición química del mismo. Las correlaciones entre las variables fundamentales citadas y la composición química han sido llevadas a cabo clásicamente tomando los valores globales de la misma [3,10], aunque se puede proponer sin duda el tomar los valores de la composión química de la fase ferrítica obtenidos por alguna de las técnicas de microanálisis conocidas.

## 4. MATERIALES Y METODO DE ENSAYO

Para llevar a cabo los ensayos, fueron utilizados tres tipos de material con procedencia y contenido en ferrita variables, respondiendo a la especificación CF8M. El primero de los materiales pertenece a una válvula de corte del circuito de recirculación de agua de una central nuclear del tipo agua en ebullición. Su composición química y su contenido en ferrita teórico, según el método empírico de los coeficientes de composición con los factores de equivalencia de Hull ($\delta_c$) y según la fórmula empírica de Leger ($\delta_L$), que tiene en cuenta el efecto del espesor [30], así como el contenido real determinado por técnicas metalográficas ($\delta_m$), se recogen en la Tabla 1. Este material ha tenido una vida en servicio de unos 10 años (90.000 h) a una temperatura próxima pero inferior a la de funcionamiento de la central (280°C). Los otros dos materiales proceden de coladas experimentales realizadas expresamente para la ocasión, y sus composiciones químicas y contenidos en ferrita teórico y real se recogen en la misma Tabla 1. Los procesos de envejecimiento en laboratorio se realizaron a tres niveles diferentes de temperatura, de 280°C, 350°C y 400°C. Los aceros de las coladas experimentales fueron introducidos en los hornos y se extrajeron muestras de forma periódica para el control de la evolución de sus parámetros mecánicos, en este caso fundamentalmente microdureza y otros ensayos destructivos cuyos resultados mecánicos no son objeto directo del presente artículo pero cuya fractografía será aquí utilizada. En cuanto al material tomado de un elemento en servicio de una central, una parte de él fue sometido a un tratamiento térmico de regeneración a 1093°C y temple en agua, tras lo cual fue calentado de nuevo a temperatura de 280°C con el fin de determinar con precisión el envejecimiento equivalente que presentaba en origen. El resto del material fue introducido a las citadas temperaturas de 280°C, 350°C y 400°C y su control se realizó igual que en los casos anteriores.

El control de la cinética del envejecimiento sobre cada material y en cada estado se llevó a cabo a través de ensayos de microdureza Vickers con cargas de 25 gramos e indentaciones en las fases ferrítica y austenítica por separado. Debido al pequeño tamaño de las colonias de ferrita, fue preciso realizar sobre ellas series muy amplias de indentaciones que debieron sufrir un tratamiento estadístico selectivo. Para evitar la influencia de la austenita subyacente a una colonia ferrítica de espesor pequeño pero desconocido, a partir de las series de valores de microdureza se seleccionó el tercio de los valores más altos tras lo cual y dentro de él se halló la media de los valores válidos con un intervalo de confianza del 95% (Figura 1). Las indentaciones en la fase austenítica no plantearon problemas de interpretación.

**Tabla 1.** Composición química (% en peso) y contenido en ferrita de los aceros estudiados.

| ACERO | COMPOSICION QUIMICA (% peso) | | | | | | $\delta_c$ | $\delta_L$ | $\delta_m$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Mn | Si | Cr | Ni | Mo | (%) | (%) | (%) |
| 12F | 0.035 | 0.70 | 1.10 | 18.6 | 10.4 | 2.00 | 8.6 | 14 ± 2.4 | 12.2 |
| 18F | 0.076 | 0.83 | 1.25 | 19.4 | 9.6 | 2.29 | 12.5 | 17 ± 2.7 | 17.8 |
| 22F | 0.045 | 0.82 | 1.23 | 18.4 | 8.9 | 2.36 | 16.7 | 22.2 ± 3.0 | 20.8 |

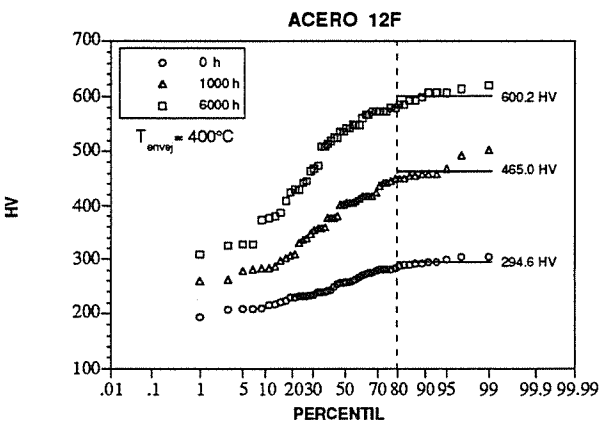



**Figura 1.** Niveles del porcentaje de las medidas de dureza y su procedimiento de selección.

## 5. RESULTADOS Y ANALISIS

Tal y como se prevé en la literatura para aceros de este tipo CF8M, se aprecia un aumento de dureza sensible en la fase ferrita para tiempos de envejecimiento medios a las tres temperaturas analizadas.

La observación de los resultados y su evolución con el tiempo de envejecimiento sugiere claramente el empleo de una ley exponencial con asíntota del tipo

$$HV(t) = A_h - B_h \exp(-t/\tau_h) \qquad (2)$$

para cada temperatura y cada material, en la cual $A_h$ será el valor máximo de dureza alcanzable en períodos muy largos de envejecimiento en la fase ferrítica, $B_h$ es un incremento de dureza que determina el valor de la dureza inicial de partida de la ferrita, y $\tau_h$ es una medida de la rapidez de la fragilización a cada temperatura. Los tres valores deben estar asociados a la composición química de dicha fase, determinando $\tau_h$ el ritmo de aumento del endurecimiento asociada directamente a la cinética de la descomposición espinodal en $\alpha$ y $\alpha'$ a cada temperatura de envejecimiento. Por lo tanto, para cada material existen valores únicos de $A_h$ y $B_h$, y existe también una variación con la temperatura de envejecimiento del parámetro $\tau_h$.

Las modelizaciones de esta misma evolución en base a funciones matemáticas del tipo tangente hiperbólica que aparecen en la literatura [26] merecen una menor consideración, ya que en ese caso algunos parámetros pierden sentido físico, y además ligeras variaciones en los resultados introducidos producen variaciones muy fuertes en los parámetros y conducen a conclusiones muy dispares, poco consistentes con la naturaleza del fenómeno.

A partir de los ajustes experimentales realizados, y teniendo en consideración pares tiempo-temperatura, es posible determinar de forma inmediata la energía de activación en cada caso. En efecto, para un mismo material envejecido a temperaturas $T_i$ y $T_j$ ($T_i \neq T_j$) los tiempos necesarios ($t_i$ y $t_j$ ; $t_i \neq t_j$) para alcanzar un mismo valor de dureza en la ferrita, están en la misma relación que las constantes de rapidez $\tau_{hi}$ y $\tau_{hj}$ correspondientes a los ajustes a esas temperaturas:

$$\frac{t_i}{t_j} = \frac{\tau_{hi}}{\tau_{hj}} \qquad (3)$$

Combinando las ecuaciones (3) y (1) se llega fácilmente a la expresión:

$$\frac{t_i}{t_j} = e^{\frac{U}{R}\left(\frac{1}{T_i} - \frac{1}{T_j}\right)} = \frac{\tau_{hi}}{\tau_{hj}} \qquad (4)$$

de donde

$$U = \frac{T_i \cdot T_j}{T_j - T_i} R \quad \ln \frac{\tau_{hi}}{\tau_{hj}} \qquad (5)$$

ecuación que nos da directamente los valores de la energía de activación en función de las constantes $\tau_h$ de los ajustes realizados según la ecuación (2) a cada temperatura.

A continuación se presentan los resultados obtenidos por medio de este método para los materiales y temperaturas considerados.

### 5.1. Acero 12F

En la Figura 2, se observa la evolución de la microdureza Vickers con el tiempo de envejecimiento a los tres niveles de temperatura citados 280°C, 350°C, 400°C, para el acero procedente de la válvula, denominado según su contenido en ferrita como 12F. Vemos un correcto ajuste de los resultados con la ley

exponencial propuesta, con un aceptable coeficiente de correlación y un valor de saturación de dureza HV607 obtenido en el envejecimiento a 400°C y mantenido igual en los otros.

La energía de activación del proceso, tal como se observa en la Figura 3 en la que se representan pares temperatura-tiempo de envejecimiento para obtener una dureza HV340, resulta ser prácticamente análoga en los dos intervalos de temperaturas que podemos evaluar con nuestra experimentación, de 280-350°C y 350-400°C; por ello, podríamos hablar de una única energía de activación para el envejecimiento de la fase ferrítica de este acero en torno a 125 kJ/mol. A la misma conclusión se llega representando el coeficiente $\tau_h$ a cada nivel de envejecimiento.

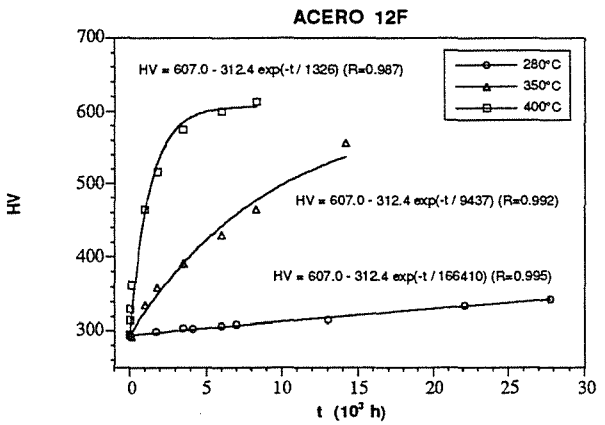



**Figura 2.** Evolución de la dureza de la ferrita con el envejecimiento para el acero 12F.

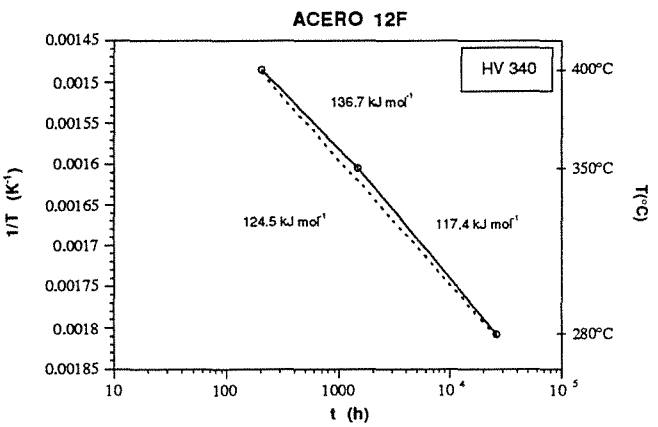



**Figura 3.** Pares tiempo-temperatura para un valor fijo de dureza en el acero 12F.

## 5.2. Acero 18F

En la Figura 4 se observa la evolución de la microdureza Vickers con el tiempo de envejecimiento a los tres niveles de temperatura, 280°C, 350°C y 400°C para el acero de la colada experimental denominada 18F por su contenido en ferrita. El ajuste con la ley exponencial propuesta es correcto, con un valor de saturación de HV616 obtenido en el envejecimiento a 400°C y con un buen coeficiente de correlación. Sin embargo, en este caso el envejecimiento a 280°C posee datos insuficientes para obtener de ellos conclusiones definitivas.

En la Figura 5 se observa la energía de activación en el tramo 350-400°C, cuyo valor es de 176.5 kJ/mol, así como la energía en el tramo 280-350°C, de valor 110.4 kJ/mol, obtenidos tras representar el parámetro $\tau_h$ frente a la temperatura. En trazo discontinuo se representa el intervalo 280-400°C con valor de U=134.8 kJ/mol. En este caso, la extrapolación hasta 280°C del rango 350-400°C, nos lleva a períodos de tiempo de envejecimiento, para obtener una cierta dureza, del orden de cinco veces mayores que los obtenidos en la relidad, lo cual constituye una predicción notablemente insegura. El considerar dos rangos es, sin duda, más preciso.

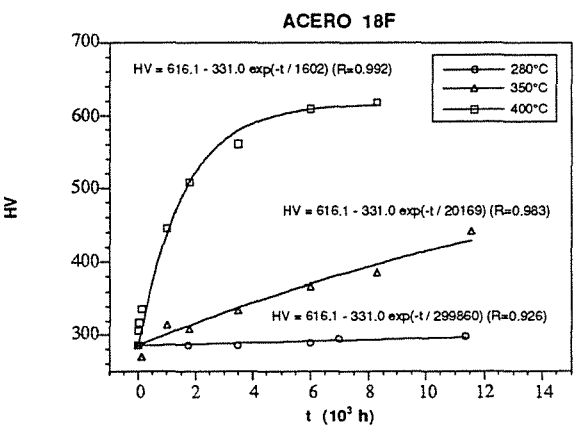



**Figura 4.** Evolución de la dureza de la ferrita con el envejecimiento para el acero 18F.

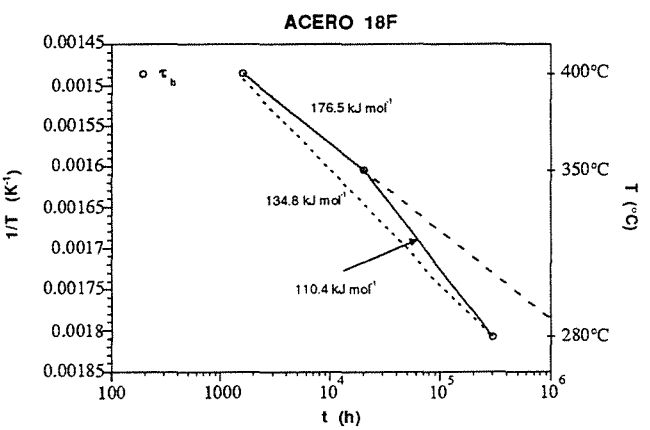



**Figura 5.** Pares parámetro de tiempo $\tau_h$-temperatura para el acero 18F.

## 5.3. Acero 22F

En la Figura 6 se observa la evolución de la microdureza Vickers con el tiempo de envejecimiento a los tres niveles de temperatura, 280°C, 350°C y 400°C para el

acero de la colada experimental denominada 22F por su contenido en ferrita. El ajuste sigue siendo correcto a la ley exponencial propuesta, con un valor de saturación HV592 algo menor que en las coladas anteriores. También en este caso los tiempos de envejecimiento usados a 280°C y 350°C se han mostrado como insuficientes y las correlaciones así lo denotan.

El valor obtenido para la energía de activación (Figura 7) en el tramo 350-400°C es de 155.9 kJ/mol y está en el mismo orden de magnitud de los demás, y en el tramo 280-350°C es de 89.5 kJ/mol, lo que nos lleva a una situación similar a la del acero 18F en cuanto a la inseguridad de la extrapolación.

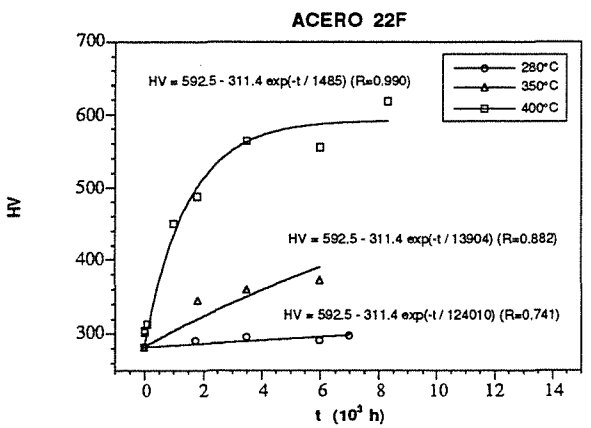



**Figura 6.** Evolución de la dureza de la ferrita con el envejecimiento para el acero 22F.

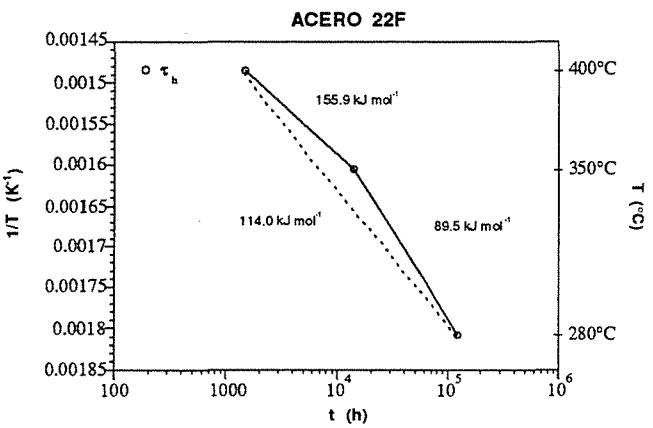



**Figura 7.** Pares parámetro de tiempo $\tau_h$-temperatura para el acero 22F.

## 6. ESTUDIO DE LA FRACTOGRAFIA EN ENSAYOS DE TENACIDAD

Un trabajo anterior [31] de los mismos autores, realizó un estudio detallado sobre la aparición de la fase ferrita, rota por clivaje, en la superficie de fractura de los aceros 12F, 18F y 22F cuando han sido sometidos a ensayos de tenacidad al impacto Charpy y tenacidad a fractura J, observando un claro incremento, asociado a su progresiva fragilización, de la presencia de ferrita en el camino de rotura al aumentar el envejecimiento.

Parece claro en este caso que el efecto de una fragilización local de la ferrita en la fragilización global del material, a través de los micromecanismos de rotura que se desencadenan entre una fase frágil (ferrita) y otra dúctil (austenita), se concreta en una presencia creciente de la fase frágil, creciente con su fragilidad, en forma de clivajes en el camino de rotura, que en general está formado mayoritariamente por coalescencia de microhuecos de la fase dúctil.

En la Tabla 2 podemos observar la fracción unitaria $X_\alpha$ de ferrita rota por clivaje en el camino de rotura de ensayos J y Charpy para el caso de fragilización más severa obtenido en los tres aceros envejecidos a 400°C durante períodos de tiempo largos. Comparando los resultados de ambos ensayos a temperatura ambiente (20°C), se aprecia la tendencia hacia una mayor proporción de ferrita en el camino de rotura en ensayos Charpy que en J.

**Tabla 2.** Fracción de ferrita máxima en la superficie de fractura.

| Acero | $X_\alpha^J$ 20°C | $X_\alpha^{Cv}$ 280°C | $X_\alpha^{Cv}$ 20°C | $X_\alpha^{Cv}$ -80°C | $X_\alpha^{Cv}$ -196°C |
|---|---|---|---|---|---|
| 12F | 0.13 (14800) | 0.04 (14800) | 0.15 (14800) | 0.32 (14800) | 0.35 (4880) |
| 18F | 0.23 (10000) | 0.05 (10000) | 0.27 (10000) | 0.31 (10000) | 0.39 (3150) |
| 22F | 0.27 (9650) | 0.17 (9650) | 0.37 (9650) | 0.43 (9650) | 0.45 (3300) |

En la Figura 8 se representa, para el acero 12F, la fracción unitaria de ferrita en el camino de rotura en función del grado de envejecimiento del material, homogeneizando este último hacia la temperatura de envejecimiento estándar de 400°C por medio de las energías de activación obtenidas anteriormente en los subrangos 400-350°C (136.7 kJ/mol) y 400-280°C (124.5 kJ/mol) para este acero. En dicha figura aparecen los puntos correspondientes al ensayo J a temperatura ambiente y a los ensayos Charpy a 280, 20, -80 y -196°C, ajustados en todo caso por medio de curvas que, en este acero, responden en general a la ecuación exponencial

$$X_\alpha = X_{\alpha,sat} [1 - \exp(-t/\tau_x)] \qquad (6)$$

al no existir presencia de ferrita en el camino de rotura en las condiciones iniciales, excepto en el caso de los ensayos a -196°C.

El empleo de dicha ecuación de ajuste nos muestra, en el acero 12F, en general buenos coeficientes de correlación, y nos agrupa las cinco curvas en tres grupos que podrían ser denominados ensayos a alta temperatura (Charpy a 280°C), ensayos a temperatura ambiente (Charpy y J a

20°C) y ensayos a baja temperatura (Charpy a -80 y -196°C). Dichas curvas muestran una aparición gradual de ferrita clivada en el camino de rotura a un ritmo no demasiado diferente de su propio ritmo de fragilización, dado por el parámetro $\tau_h$ de la ecuación (2) que en este acero era de 1326 horas. En concreto, las curvas de ensayo a temperatura baja muestran ritmos algo mas rápidos; la curva de ensayo a temperatura alta muestra un ritmo algo mas lento; pero las curvas de ensayo $J_{Ic}$ y Charpy a temperatura ambiente muestran por un lado un ritmo similar al propio de la ferrita, y por otro un valor de saturación o asintótico de la ecuación exponencial muy convergente al contenido en ferrita del acero 12F, siendo un poco superior en el ensayo Charpy que en el ensayo J.

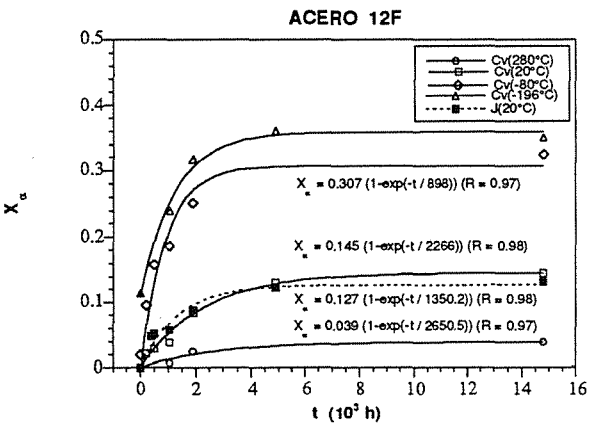



**Figura 8.** Relación entre $X_\alpha$ y t para al acero 12F.

La Figura 9 muestra, para el acero 18F, la fracción unitaria de ferrita en el camino de rotura en función del grado de envejecimiento equivalente del material a 400°C estimado a través de las correspondientes energías de activación obtenidas en el estudio de la evolución de la fragilización de la ferrita en este acero. Al igual que en el caso anterior, en el acero 18F aparecen los puntos resultantes de ensayos de tenacidad al impacto y a la fractura ajustados mediante la ecuación (6).

La observación de las curvas de la Figura 9 nos muestra ritmos de aparición de la ferrita clivada que son más rápidos en ensayos a baja temperatura, y más lentos en ensayos a alta temperatura. En los ensayos J y Charpy a temperatura ambiente, el ritmo es similar al propio de fragilización de la ferrita, y el valor de saturación o asintótico de la ecuación exponencial es muy convergente hacia el contenido en ferrita del acero 18F, siempre un poco superior en el ensayo Charpy que el J.

La Figura 10 muestra una representación análoga a las dos anteriores, en este caso para el acero 22F, en la cual aunque las tendencias son globalmente similares a lo descrito para el 12F y 18F, sin embargo cabe observar en ensayos a temperatura ambiente, tanto Charpy como $J_{Ic}$, un ritmo de fragilización mas rápido que el dado por el parámetro $\tau_h$ (1485 horas), y un valor de saturación del orden del 30% de ferrita en el camino de rotura en un acero de 22% de ferrita nominal. Ambas cosas pueden estar asociadas a la circunstancia específica de este acero, en el cual la fase ferrita forma una red o malla continua dentro de la matriz austenítica, a diferencia de los 12F y 18F en los que la ferrita se encontraba en islas separadas dentro de la microestructura.

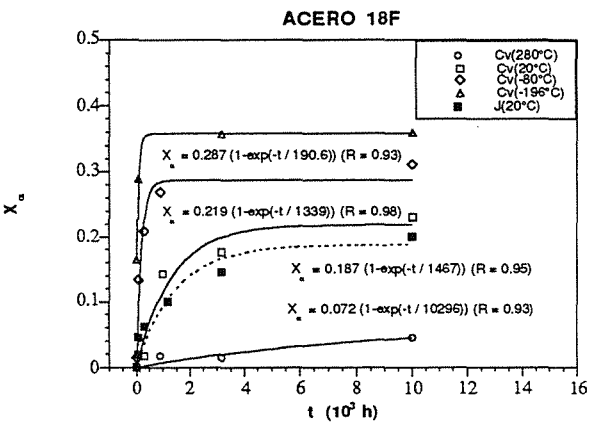



**Figura 9.** Relación entre $X_\alpha$ y t para al acero 18F.

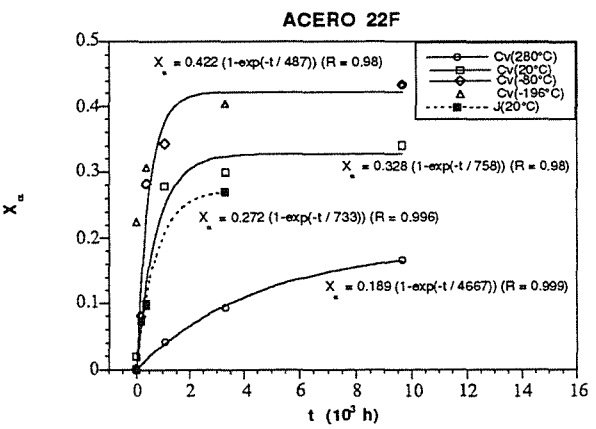



**Figura 10.** Relación entre $X_\alpha$ y t para al acero 22F.

En las tres figuras citadas se observa, para todos los materiales, una participación de la ferrita en el camino de rotura más acusada cuanto menor es la temperatura de ensayo de tenacidad, independientemente del nivel de fragilización analizado, y ésto se refleja con claridad en los valores asintóticos de las curvas propios de envejecimientos largos. Las bajas temperaturas, que propician situaciones de fragilidad alta en el material, se asocian a ritmos rápidos de aparición de ferrita clivada y a proporciones altas de ésta. En el caso opuesto están los ensayos de tenacidad a temperatura alta en los que la ferrita clivada aparece más lentamente y en menor cuantía; esta evolución del fenómeno pasa por situaciones en que los ritmos son similares a los de fragilización de la ferrita por descomposición espinodal y parecen coincidir cuando las cantidades máximas de ferrita en el camino de rotura resultan ser similares al contenido de ferrita en el acero base. Las temperaturas de ensayo a las que se produce dicho efecto coinciden con la temperatura ambiente en los aceros 12F y 18F, siendo algo más alta de la ambiente en el acero 22F, lo cual se explica por la circunstancia específica del mismo antes

mencionada. La coincidencia de ambas circunstancias, ritmos de aparición de la ferrita clivada similares a los de su fragilización y proporciones iguales a las del acero global, puede no ser casual y resulta atractiva para profundizar en estudios posteriores.

Las proporciones más altas de ferrita rota por clivaje en la fractura global aparecen para situaciones extremas de envejecimiento largo y temperatura de ensayo baja en los tres aceros. Es el acero que posee de partida un contenido más alto en ferrita, 22F, el que muestra el valor más alto de los tres, del orden del 45%, en tanto que los aceros 12F y 18F muestran valores en torno al 35%.

Estos resultados refrendan la existencia de una correlacion directa entre el envejecimiento del material, la fragilización de su fase ferrita, y el control que ésta lleva a cabo sobre el comportamiento frágil del material envejecido. Los modelos predictivos realizados en base a estos análisis [32] se basan en esta circunstancia.

## 7. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en este trabajo pueden resumirse en las siguientes conclusiones:

- Para la comprensión y análisis de los efectos mecánicos de la fragilización por envejecimiento de la fase ferrita, resulta interesante el empleo de la función matemática tipo exponencial con asíntota, de utilidad notable en procesos que alcanzan situaciones de saturación en procesos térmicamente activados.

- Las energías de activación encontradas para todo el rango 250-400°C son consistentes entre sí y de valor en torno a 125 kJ/mol para los tres aceros de especificación CF8M. Sin embargo, la extrapolación de los resultados del rango de envejecimiento acelerado 350-400°C a la situación de servicio (280°C) queda en todos los casos del lado de la inseguridad. En ese sentido resulta mucho más preciso dividir el rango total en dos subrangos diferenciados 280°-350°C y 350°-400°C.

- Las energías de activación son calculables a partir del parámetro $\tau_h$ del ajuste exponencial. Además, resultan coherentes con la observación microestructural de la descomposición espinodal y precipitación de fase G como causa de la fragilización por envejecimiento de la fase ferrita.

- La aparición de ferrita, rota por clivaje, en el camino de rotura fractográfico es gradual y creciente con su envejecimiento y con la fragilización global del material y puede ser ajustada por una ecuación matemática similar a la utilizada con la microdureza.

- El ritmo temporal de la fragilización de la ferrita y el de su aparición en forma de clivaje en la rotura son parecidos en ensayos a temperatura ambiente, mientras que el valor asintótico o de saturación a tiempo infinito de dicha aparición nos lleva a proporciones de ferrita en el camino de rotura, obtenido en ensayos de tenacidad a temperatura ambiente, similares al contenido en ferrita de cada acero. Para ensayos bajo cero dicha proporción es mayor que el contenido en ferrita y su celeridad es mayor, mientras que para ensayos en caliente la proporción y la celeridad son menores.

## 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] Solomon, H. D. and Devine, T. M. Jr., "Duplex Stainless Steels - A Tale of Two Phases" *Duplex Stainless Steel*, R. A. Lula, Ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, 1983, pp. 693-756.

[2] Leslie, W. C., *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York, 1981.

[3] Chung, H. M., "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", *International Journal of Pressure Vessels & Piping*, Vol. 50, 1992, pp. 179-213.

[4] Vitek, J. M., "G-Phase Formation in Aged Type 308 Stainless Steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 18A, 1987, pp. 154-156.

[5] Vrinat, M., Cozar, R., and Meyzaud, Y., "Precipitated Phases in the Ferrite of Aged Cast Duplex Stainless Steels" *Scripta Metallurgica*, Vol. 20 (8), 1986, pp. 1101-1106.

[6] Chung, H. M. and Leax, T. R., "Embrittlement of Laboratory and Reactor Aged CF3, CF8, and CF8M Duplex Stainless Steels", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 249-262.

[7] De Nys, T. and Gielen, P. M., "Spinodal Decomposition in the Fe-Cr System", *Met. Transactions*, 1971, Vol. 2, pp. 1423-1428.

[8] Lula, R. A., *Stainless Steel*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1986.

[9] Trautwein, A. and Gysel, W., "Influence of Long-Time Aging of CF8 and CF8M Cast-Steel at Temperatures Between 300 and 500°C on Impact Toughness and Structural Properties", *Stainless Steel Casting, STP 756*, V. G. Behal and A. S. Melilli, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1982, pp. 165-189.

[10] Slama, G., Petrequin, P., and Mager, T., "Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Castings and Welds", SMIRT Post-Conference Seminar, Monterey, Ca., 1983, pp. 211-240.

[11] Chopra, O. K. and Chung, H. M., "Long-Term Embrittlement of Cast Duplex Stainless Steels in LWR Systems", NUREG/CR-4503, 1986.

[12] Chopra, O. K. and Chung, H. M., "Aging of Cast Duplex Stainless Steels in LWR Systems", *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 89, 1985, pp. 305-318.

[13] Chung, H. M. and Chopra, O. K., "Microstructures of Cast-Duplex Stainless Steels After Long-Term Aging", Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, TMS-AIME, ANS, NACE Second International Seminar, Monterey, Ca., 1985, pp. 287-292.

[14] Vignes, A., "Understanding of the Phenomena of Materials Degradation by Aging and Embrittlement Margin of Safety and Solutions to Limit or Avoid such Degradations", Nuclear Power Plant Aging, Availability Factor and Reliability Analysis, ASM International Conference, San Diego, Ca., 1985, pp. 165-168.

[15] Mazorra, L., Gutiérrez-Solana, F., González, J. J., and Varona, J. Mª., "Análisis de la Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura de los Aceros CF8M", *Revista de Metalurgia*, Vol. 25(6), 1989, pp. 411-419.

[16] Massoud, J. P., Bethmont, M., and 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, Beaune, 1991, pp. 93-100.

[17] Miller, M. K. and Bentley, J., "APFIM and AEM Investigation of CF8 and CF8M Primary Coolant Pipe Steels", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 285-292.

[18] Auger, P., Danoix, F., Menand, A., Bonnet, S., Bourgoin, J., and Guttmann, M., "Atom Probe and Transmission Electron Microscopy Study of Aging of Cast Duplex Stainless Steels", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 301-313.

[19] Auger, P., Danoix, F., Guttmann, M., and 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, Beaune, 1991, pp. 101-109.

[20] Leax, T. R., Brenner, S. S., and Spitznagel, J. A., "Atom Probe Examination of Thermally Aged CF8M Cast Stainless Steel", *Metallurgical Transactions A*, vol. 23A, 1992, pp. 2725-2736.

[21] 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.

[22] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I., and González, J. J., "Evolución de la Tenacidad a Fractura con el Envejecimiento Térmico a Baja Temperatura en Aceros Inoxidables Dúplex", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 10, 1993, pp. 120-124.

[23] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., and González, J. J., "Influencia del Envejecimiento Térmico a Baja Temperatura sobre la Microdureza y la Resiliencia en Aceros Inoxidables Dúplex", Actas del I Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, Madrid, 1993, pp. 249-254.

[24] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I. and González, J. J., " The Effect of Temperature on Low Temperature Aging Embrittlement of Duplex Stainless Steels", Proceedings of Tenth European Conference on Fracture, Berlin, 1994, pp. 823-828.

[25] Grobner, P. J., "The 885°F (475°C) Embrittlement of Ferritic Stainless Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 4, 1973, pp. 251-260.

[26] Pumphrey, P. H. and Akhurst, K. N.,"Aging Kinetics of CF3 Cast Stainless Steel in Temperature Range 300-400°C", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 211-219.

[27] Brown, J. E., Cerezo, A., Godfrey, T. J., Hetherington, M. G., and Smith, G. D. W., "Quantitative Atom Probe Analysis of Spinodal Reaction in Ferrite Phase of Duplex Stainless Steels", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 293-300.

[28] Alexander, K. B., Miller, M. K., Alexander, D. J., and Nanstad, R. K., "Microscopical Evaluation of Low Temperature Aging of Type 308 Stainless Steels Weldments", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 314-320.

[29] Bonnet, S., Bourgoin, J., Champredonde, J., Guttmann, D., and Guttmann, M., "Relationship Between Evolution of Mechanical Properties of Various Cast Duplex Stainless Steels and Metallurgical and Aging Parameters: Outline of Current EDF Programmes", *Mat. Sci. Technol.*, Vol. 6, 1990, pp. 221-229.

[30] Leger, M. T., "Predicting and Evaluating Ferrite Content in Austenitic Stainless Steels", *Stainless Steel Casting, STP 756*, V. G. Behal and A. S. Melilli, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1982, pp. 105-125.

[31] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F. and González, J. J., "Modelización de la Fragilización por Envejecimiento en Aceros Dúplex a través del Camino de Rotura", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 13, 1996, pp. 340-345.

[32] Sánchez, L., "Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura en Aceros Inoxidables Austenoferríticos", Tesis doctoral, Universidad de Cantabria, Santander, España, 1996.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# EFECTO DE LA ORIENTACION DE LAS INCLUSIONES EN LA TENACIDAD A FRACTURA DE TUBOS DE ACERO AL CARBONO

**M. G-Posada, C. Aguilar, F. G-Solana, I. Gorrochategui, L. Sánchez y F. De Backer.**

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales**
**Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.**
**Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.**

**Resumen.** En el marco de un estudio del comportamiento en rotura de dos tubos de acero al carbono de diferente composición, se ha caracterizado la resistencia a la fractura de ambos aceros según diferentes orientaciones mediante ensayos dinámicos (probeta Charpy) y cuasiestáticos (ensayo J con probeta compacta) obteniendo sus características resistentes. La observación de las superficies de rotura mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), permite establecer la relación entre el tipo de inclusiones, su geometría y su posición en el seno del material, con las características tenaces del componente en los diferentes planos de rotura analizados. A través de esta relación se justifican las importantes diferencias obtenidas en la tenacidad para los planos de rotura estudiados.

**Abstract.** As part of a study on fracture behaviour of two carbon steel tubes with different compositions, the fracture resistances of both steels in different orientations have been characterized through dynamic (Charpy specimen) and quasistatic (J test with compact specimen). The observation of the fracture surfaces using scaning electron microscope (SEM) allows a relationship to be established between the type of inclusions, their geometry and their location in the bulk material, with the toughness characteristics of the component in the different fracture planes analyzed. By using this relationship it has been posible to justify the important differences obtained in toughness for the fracture planes studied.

## 1. INTRODUCCION

El empleo de acero al carbono en tuberías y otros componentes de centrales nucleares es cada vez más frecuente. Para aprovechar de forma óptima estos materiales es necesario el conocimiento exhaustivo de sus propiedades, especialmente las mecánicas. Dentro de éstas, el estudio de la tenacidad a fractura es de vital importancia de cara al diseño estructural y de los planes de inspección y mantenimiento, por su relación directa con la rotura del sistema.

Por ello, dentro de un amplio programa de investigación, se realizó la caracterización mecánica de dos tubos rectos [1-2-3], fabricados por extrusión, pertenecientes a una central de generación de energía. La caracterización mecánica comprendió las siguientes actividades:

- Análisis químico
- Ensayos de tracción uniaxial
- Ensayos de impacto sobre probetas Charpy
- Ensayos de tenacidad a fractura (J)
- Análisis metalográfico y fractográfico

A través de estas actividades se tratará de relacionar la microestructura y el estado inclusionario con las características tenaces en los diferentes planos de rotura estudiados.

## 2. CARACTERIZACION MECANICA

A continuación se muestran resumidamente los resultados obtenidos de la caracterización del material de ambos tubos rectos, a los que llamaremos tubo 1 y tubo 2, donde las orientaciones de referencia se definen de acuerdo al código representado en la Figura 1.

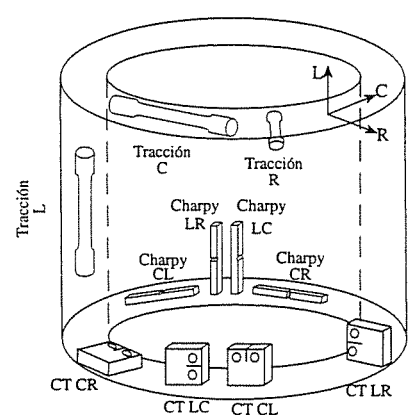



**Fig. 1.** Definición de las orientaciones

## 2.1. Análisis químico

El análisis químico, presentado en la Tabla 1, muestra que en ambos casos se trata de un acero de especificación ASTM 106 grado B, aunque con variaciones en la composición de uno a otro componente, los dos cumplen las especificaciones de la norma [4].

**Tabla 1.** Composición química (% en peso)

| Elem. | Tubo 1 | Tubo 2 | Elem. | Tubo 1 | Tubo 2 |
|---|---|---|---|---|---|
| C | 0.31 | 0.18 | Ti | <0.001 | <0.001 |
| Si | 0.22 | 0.23 | Nb | <0.003 | <0.004 |
| Mn | 0.84 | 0.91 | V | <0.004 | <0.004 |
| Cr | 0.13 | 0.12 | Co | 0.005 | 0.010 |
| Ni | 0.049 | 0.074 | Al | 0.027 | 0.040 |
| Mo | 0.019 | 0.015 | S | 0.035 | 0.026 |
| Cu | 0.12 | 0.24 | P | 0.021 | 0.028 |

## 2.2. Ensayos de tracción

Se realizaron ensayos de tracción a temperatura ambiente sobre probetas cilíndricas siguiendo las tres posibles direcciones espaciales, circunferencial (C), radial (R) y longitudinal (L), definidas en la Figura 1, marcando éstas la dirección de carga en el ensayo. La Tabla 2 presenta el límite elástico, $\sigma_y$, y la tensión de rotura, $\sigma_u$, para el tubo 1 y el tubo 2.

**Tabla 2.** Resultados de tracción

| | Tubo 1 | | Tubo 2 | |
|---|---|---|---|---|
| Orientación. | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) |
| Circunferencial | 321.7 | 583.6 | 274.0 | 487.7 |
| Longitudinal | 321.7 | 590.1 | 277.9 | 484.0 |
| Radial | 273.7 | 566.0 | 275.0 | 473.0 |

## 2.3. Ensayos de impacto

Se realizaron ensayos de impacto normalizados en un péndulo Charpy sobre probetas extraídas según las orientaciones LC, CL, LR y CR, señaladas en la Figura 1. Los valores de energía absorbida en la rotura obtenidos se han ajustado según una ley del tipo (1):

$$\text{Valor} = A+B\cdot\text{Tanh}[(T-T_0)/C] \qquad (1)$$

Siendo $T_0$ la temperatura a la que se alcanza el valor medio de la variable dado por A. Puesto que B define la amplitud de la curva, los valores del escalón superior y del escalón inferior se definen como A+B y A-B, respectivamente. Por último, el parámetro C define el rango de temperaturas en que se produce la transición entre el escalón inferior y el superior, presentándose todos los valores anteriores en las Tablas 3 y 4.

**Tabla 3.** Valores de ajuste de la energía, tubo 1

| Orientación | A | B | C | $T_0$ |
|---|---|---|---|---|
| CL | 18.15 | 14.15 | 90.24 | 42.68 |
| CR | 22.32 | 17.72 | 42.72 | 31.94 |
| LC | 37.95 | 33.64 | 77.02 | 48.74 |
| LR | 45.50 | 41.36 | 36.05 | 28.99 |

**Tabla 4.** Valores de ajuste de la energía, tubo 2

| Orientación | A | B | C | $T_0$ |
|---|---|---|---|---|
| CL | 27.93 | 24.52 | 32.79 | 20.66 |
| CR | 39.34 | 32.31 | 28.36 | 17.28 |
| LC | 62.95 | 57.35 | 40.09 | 19.92 |
| LR | 85.44 | 81.63 | 36.41 | 5.42 |

Las Figuras 2 y 3 presentan una comparación de la energía de rotura para las diferentes orientaciones del tubo 1 y del tubo 2.

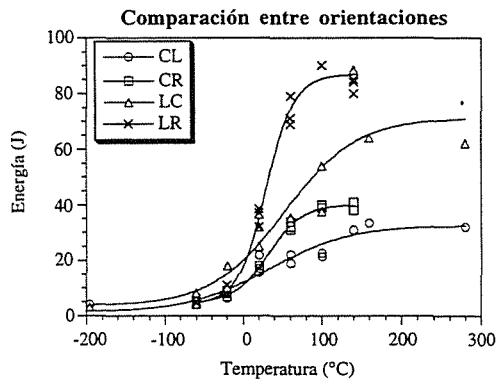



**Fig. 2.** Comparación entre orientaciones del tubo 1

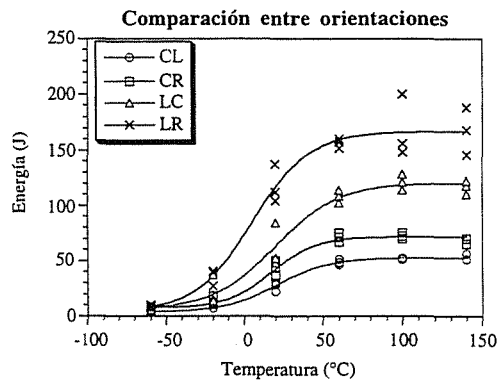



**Fig. 3.** Comparación entre orientaciones del tubo 2

Del estudio de estas Figuras, puede apreciarse como las orientaciones LR y LC muestran unos valores de resistencia al impacto mayores que los correspondientes a las orientaciones CR y CL. A su vez, se observa como en ambos casos los valores de energía absorbida cuando la propagación es radial, R, es mayor que en las otras direcciones restantes, C y L. Esta relación de comportamiento se mantiene para ambos tubos.

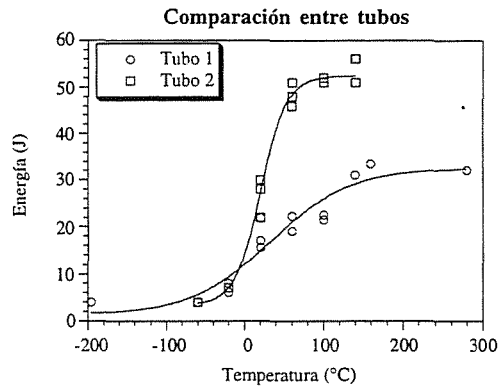



**Fig. 4.** Comparación entre tubos. Orientación CL

En la Figura 4 se establece una comparación entre la energía de rotura de los materiales pertenecientes a los tubos ensayados para la orientación CL, en la que se puede observar que los valores de la curva de ajuste son aproximadamente dos tercios superiores para el tubo 2, manteniéndose idéntica relación entre los tubos para las demás orientaciones. Este hecho corresponde a lo esperado en atención al descenso del contenido en carbono del tubo 2 en comparación al 1 (de 0.31% a 0.18%).

## 2.4. Ensayos de tenacidad

La caracterización de la resistencia a la fractura del material de ambos tubos se hizo de acuerdo a la norma europea ESIS P1-92 [5] para la obtención de curvas $J_R$. Los ensayos se llevaron a cabo sobre probetas normalizadas de tipo compacto según las orientaciones LC, CL, LR y CR, a temperatura ambiente. Para las orientaciones LC y CL las probetas fueron de 20 mm de espesor, mientras que en las LR y CR se escogieron de 10 mm, debido a las dimensiones del tubo.

En la Tabla 5 se muestran los valores de ajuste de la curva $J_R$ de los ensayos característicos según un ajuste potencial del tipo $J=m\cdot\Delta a^n$, así como el valor $J_{0.2/BL}$ y el $K_{Ic}$ derivado de éste.

**Tabla 5.** Valores característicos de tenacidad a fractura

| Tubo | Orien. | m | n | $J_{0.2/Bl}$ | $K_{Ic}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 1 | CL | 90.21 | 0.4987 | 42.25 | 98.39 |
| 1 | LC | 209.72 | 0.5098 | 102.47 | 153.23 |
| 1 | LR | 229.27 | 0.5899 | 99.822 | 151.23 |
| 1 | CR | 134.18 | 0.4387 | 70.54 | 127.13 |
| 2 | CL | 128.16 | 0.4702 | 64.79 | 121.84 |
| 2 | LC | 309.39 | 0.5678 | 150.31 | 185.58 |
| 2 | LR | 351.40 | 0.3758 | 229.79 | 229.45 |
| 2 | CR | 194.84 | 0.5050 | 97.04 | 149.11 |

A continuación se presenta una comparación entre orientaciones de las curvas $J_R$ de los ensayos del tubo 1 y del tubo 2 en las Figuras 5 y 6, respectivamente. También se muestra en la Figura 7 una comparación de la curva $J_R$ entre los tubos para la orientación CL.

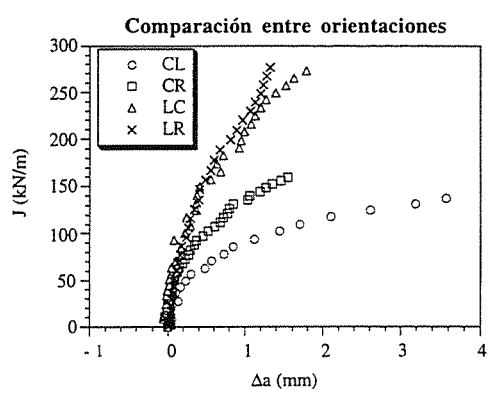



**Fig. 5.** Comparación de ensayos del tubo 1

Se puede apreciar como para ambos tubos las orientaciones LR y LC muestran unos valores mucho mayores de tenacidad que los correspondientes a las orientaciones CL y CR. A su vez, se observa como en ambos casos los valores cuando la propagación es radial son ligeramente mayores que para la propagación en los otros sentidos. Asimismo la tenacidad para el material del tubo 2 (Figura 7) es mayor que en el caso del 1 para la orientación CL, manteniéndose esta tendencia para todas las orientaciones estudiadas.

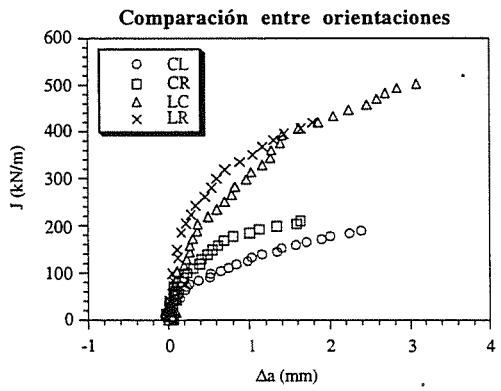



**Fig. 6.** Comparación de ensayos del tubo 2

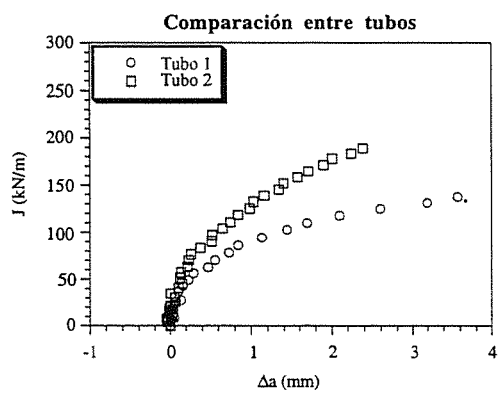



**Fig. 7.** Comparación entre tubos. Orientación CL

## 2.5. Discusión

El estudio de los resultados de los ensayos de tenacidad y de impacto para ambos tubos nos lleva a la conclusión de que las orientaciones longitudinales, LC y LR, presentan una mayor resistencia a la fractura, tanto estática como dinámica, que las circunferenciales, CL y CR. También en ambos casos la propagación en dirección radial opone mayor resistencia al avance de las fisuras que la producida perpendicularmente a ésta, bien sea la circunferencial o la longitudinal. En conclusión, las orientaciones estudiadas se ordenan de la siguiente manera de mayor a menor tenacidad a fractura: LR, LC, CR y CL, como ya mostraba la bibliografía [6].

Finalmente, cabe mencionar que los valores de resistencia a fractura e impacto son mayores para el material del tubo 2, propio de su menor contenido en carbono.

## 3. ANALISIS METALOGRAFICO Y FRACTOGRAFICO

### 3.1. Análisis metalográfico

Las micrografías que se muestran a continuación representan el análisis metalográfico efectuado sobre los tubos 1 y 2. Estas micrografías se nombran con dos letras, cada una de las cuales representa una dirección. La primera corresponde a la horizontal, mientras que la segunda a la vertical de las Figuras mostradas. En todas las micrografías, la fase oscura es la perlítica y la que aparece en tono más claro es la ferrítica.

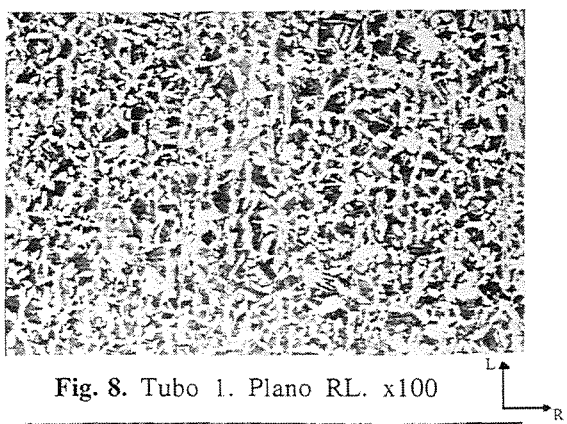



**Fig. 8.** Tubo 1. Plano RL. x100

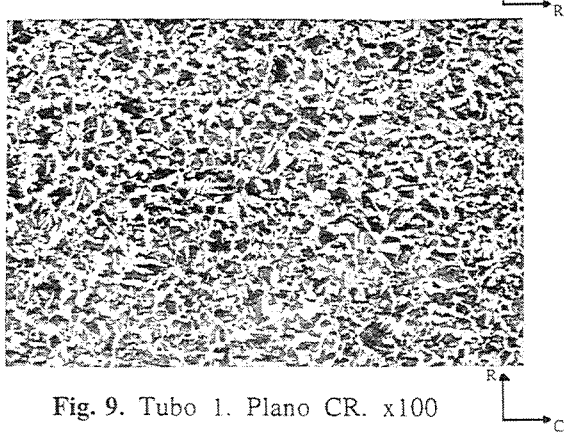



**Fig. 9.** Tubo 1. Plano CR. x100

Las Figuras 8 y 9 muestran dos planos perpendiculares entre sí del tubo 1. En la primera se ve como la microestructura está orientada en dirección L. Dentro de la fase ferrítica, se pudo observar a más aumentos inclusiones alargadas orientadas en la misma dirección L y contenidas en el plano de la metalografía (RL). Estas inclusiones se pueden vislumbrar en la Figura 8 como finas líneas negras sobre fondo blanco (fase ferrítica). En la figura 9 (plano CR) ya no se aprecia la orientación preferencial de la microestructura, más bien se puede decir que se distribuye uniformemente en todo el plano. En este plano también se observaron inclusiones mediante el microscopio metalográfico, apenas visibles en la Figura 9, que en este caso aparecían como puntos, ya fuese por que tuviesen forma esferoidal, o por que como en el caso anterior fueran alargadas y transversales al plano observado.

Al igual que en el tubo 1 se hicieron metalografías del material del tubo 2 en idénticos planos. Como es lógico presentaban una menor densidad de fase perlítica debido al menor contenido en carbono del material. Aún así, el resto de las características presentadas en las metalografías del tubo 1 se repiten en el tubo 2: orientación en dirección L de la microestructura e inclusiones en el plano RL, y distribución uniforme de la microestructura en el plano CR. Esto demuestra que los dos materiales tienen una microestructura y estado inclusionario semejantes.

### 3.2 Análisis fractográfico

Se realizaron una serie de fractografías de las probetas de tenacidad ensayadas según las diferentes orientaciones a estudio CL, CR, LC y LR (ver Figura 1), cuyo análisis se desarrolla a continuación. Se presentarán las fractografías realizadas en las probetas correspondientes al tubo 1, mientras que para el 2 sólo se mostrarán las que corresponden a la probeta de orientación CL, dado que como se puso de manifiesto en el apartado anterior el estado inclusionario y microestructural de los materiales es semejante.

En todos los casos el mecanismo de rotura se desarrolló siguiendo el mismo patrón: coalescencia de microhuecos que aparecen a partir de las inclusiones existentes en el material. Las inclusiones encontradas son de dos tipos unas esferoidales, y otras alargadas. Dado que las inclusiones con forma alargada están orientadas en dirección L, en los distintos planos de rotura estudiados se originan inicialmente huecos a partir de las inclusiones con un aspecto diferente en cada caso, que posteriormente afecta al desarrollo de la rotura de cada probeta.

Con objeto de determinar la composición química de las inclusiones existentes en el material, se realizaron una serie de microanálisis sobre las probetas ensayadas a través de técnicas de análisis de rayos-X por energía dispersiva. Se encontró que las inclusiones largas y delgadas orientadas en dirección L, eran en su mayoría sulfuros de manganeso, y las esferoidales, de dimensiones más reducidas, correspondían a óxidos de manganeso. Como conclusión se puede inferir que las inclusiones son compuestos de manganeso que cuanto más alargadas mayor contenido en azufre poseen y, por contra, cuanto más pequeñas y esferoidales mayor contenido en oxígeno.

#### 3.2.1. Orientación CL

En la Figura 10, correspondiente al tubo 1 se tiene una vista general de la propagación en la que se observa como las inclusiones son alargadas y claramente orientadas en la dirección longitudinal L, dando lugar a una superficie de rotura formada por bandas de huecos que han surgido a partir de las inclusiones y de microhuecos, situación que también se observa en la Figura 11, correspondiente al tubo 2. Las bandas de inclusiones, de gran fragilidad, van marcando el camino del frente de fisura en la rotura, lo cual facilita el avance de ésta.

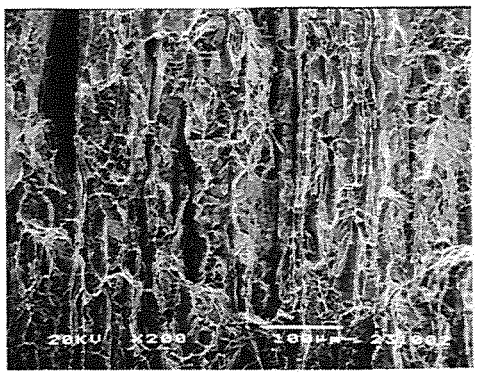


Fig. 10. Tubo 1. Orientación CL. x200

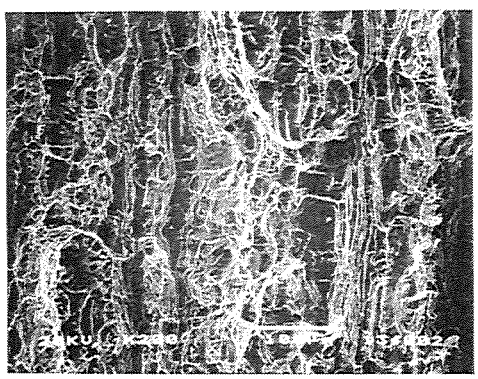


Fig. 11. Tubo 2. Orientación CL. x200

En la Figura 12 se muestra un detalle de las inclusiones rotas que siguen la dirección L dispuestas en bandas en dirección C, del tubo 1, lo cual es también comparable con la Figura 13 correspondiente al tubo 2.

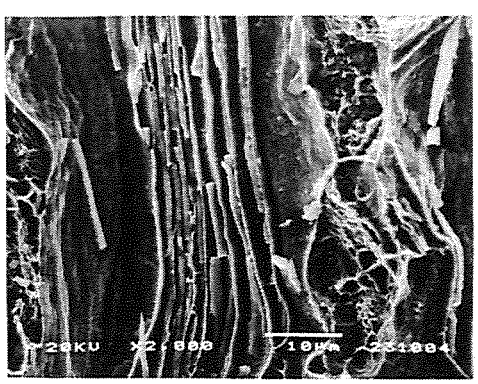


Fig. 12. Tubo 1. Orientación CL. x2000

Fig. 13. Tubo 2. Orientación CL. x2000

3.2.2. Orientación CR

La Figura 14 muestra la propagación estable de la fisura en el ensayo J, en la que se muestra la heterogeneidad de la superficie de rotura formada por bandas de inclusiones separadas por zonas de microhuecos.

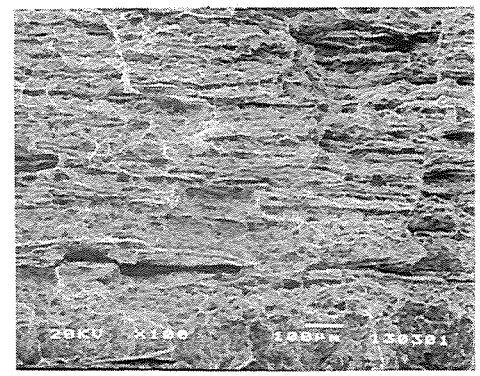


Fig. 14. Tubo 1. Orientación CR. x100

En la Figura 15 se tiene un detalle de una zona con gran concentración de inclusiones alargadas rotas, que van marcando el camino de rotura, orientadas en dirección perpendicular a la de propagación de fisura.

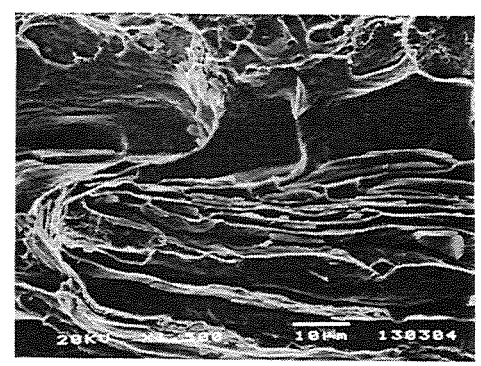


Fig. 15. Tubo 1. Orientación CR. x1500

3.2.3. Orientación LC

En esta orientación se observó como el plano de rotura seguía las pautas de las orientaciones anteriores: coalescencia de microhuecos y zonas de rotura de huecos más grandes asociadas a las inclusiones orientadas preferencialmente en la dirección longitudinal (L), y agrupadas en dirección circunferencial (C).

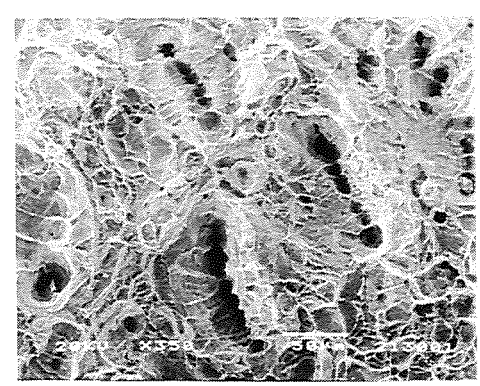


Fig. 16. Tubo 1. Orientación LC. x350

En la Figura 16 se muestra un detalle de los huecos formados a partir de las inclusiones mencionadas. En ella se aprecia que las bandas de inclusiones longitudinales dan origen a agrupaciones de huecos por coalescencia que definen huecos de mayor rango orientadas en dirección C.

### 3.2.4. Orientación LR

En la Figura 17 se muestra el aspecto irregular de la rotura en esta orientación. Pudiéndose distinguir zonas de rotura del material por coalescencia de microhuecos y zonas de rotura caracterizadas por la aparición de huecos más grandes, asociados a la existencia de las inclusiones alargadas, ambas orientadas en dirección perpendicular a la superficie de rotura, las cuales, en su mayoría, dan lugar a grandes huecos que se agrupan formando bandas que siguen la orientación circunferencial, C. Una de estas agrupaciones de huecos se puede observar con detalle en la Figura 18.

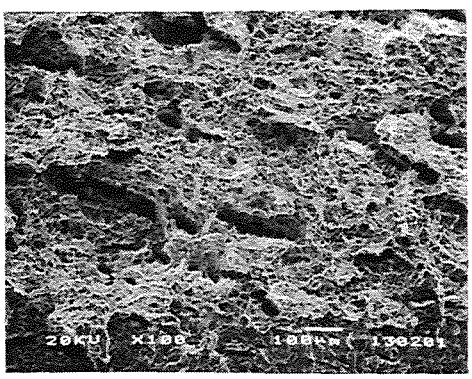


**Fig. 17.** Tubo 1. Orientación LR. x100

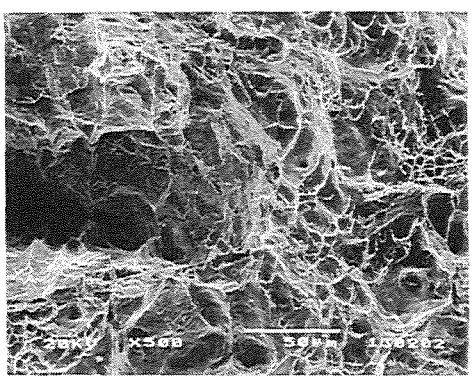


**Fig. 18.** Tubo 1. Orientación LR. x500

## 4. ANALISIS Y DISCUSION DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS

Del examen visual de las fractografías se puede deducir la situación del estado inclusionario para los dos tubos a nivel volumétrico, modelizándolo como se representa en la Figura 19. En donde se observa que las inclusiones orientadas en dirección L están también formando agrupaciones paralelas extendidas según la dirección C, como se constata en las Figuras 16, 17 y 18.

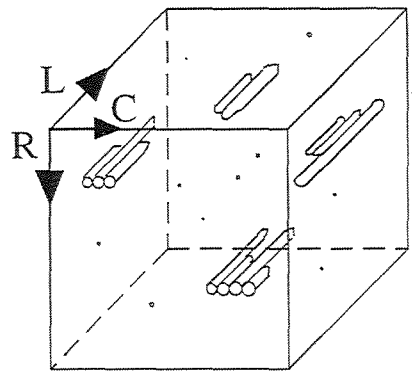



**Fig. 19.** Representación de las inclusiones en el seno del material

Paralelamente a este hecho y como se expuso en el punto 3.1 de este mismo artículo, la microestructura en el plano RL se ordena en bandas sucesivas ferrita-perlita en dirección longitudinal, conteniendo la ferrita a las inclusiones. Sin embargo, en el plano RC la microestructura, a diferencia de las inclusiones, no está orientada en dirección C sino que se distribuye uniformemente.

Dado que la nucleación de microhuecos se hace a partir de las inclusiones del material cuando se le impone una deformación, se deduce de la Figura 19 que los huecos generados en los planos RL y RC son completamente diferentes. En el caso del plano RL la superficie de huecos es mayor debido a la forma de las inclusiones y su disposición espacial, que junto con la orientación de la microestructura hace que sea más frágil, ya que las inclusiones y la microestructura determinan el camino de rotura. Esto justifica la menor tenacidad de las probetas que tienen este plano como el de rotura, es decir las de orientación CR y CL, frente a las de orientación LR y LC más tenaces. En estas orientaciones cuyo plano de rotura es RC, aún cuando las inclusiones alargadas de MnS se rompan previamente a la formación de huecos, no marcan el camino de fractura, al ser perpendicular al plano de rotura.

Por otra parte, la diferencia en tenacidad entre las orientaciones CR y CL se puede asociar a efectos mecánicos locales causados por la rotura inicial de las inclusiones alargadas apiladas en dirección C. En la orientación CR la fisura avanza perpendicularmente a las inclusiones, mientras que en la CL avanza en sentido paralelo a la mismas (Figuras 15 y 12, respectivamente). Debido a ello el frente de fisura, una vez rotas las inclusiones, presenta una situación bien distinta como se establece en la Figura 20. Esto hace pensar en un mayor gasto de energía para propagar la fisura en el caso de las probetas de orientación CR, ocasionado porque la rotura avanza en dirección radial y las agrupaciones de huecos se encuentran en sentido perpendicular, estableciendo una desviación del camino de rotura y posibles enromamientos del frente de fisura previos a nuevos avances.

Este hecho se vio corroborado por los resultados de un recuento de inclusiones realizado en el plano de rotura.

Por un lado mediante metalografías en el plano RL y por otro en las fractografías de las probetas de orientaciones CL y CR. En estas últimas, las fractografías, el número de inclusiones por unidad de superficie era superior al de las metalografías, siendo sensiblemente superior en caso de la orientación CR a consecuencia de las desviaciones mencionadas del frente de fisura. El detalle de la Figura 20 justifica esta situación.

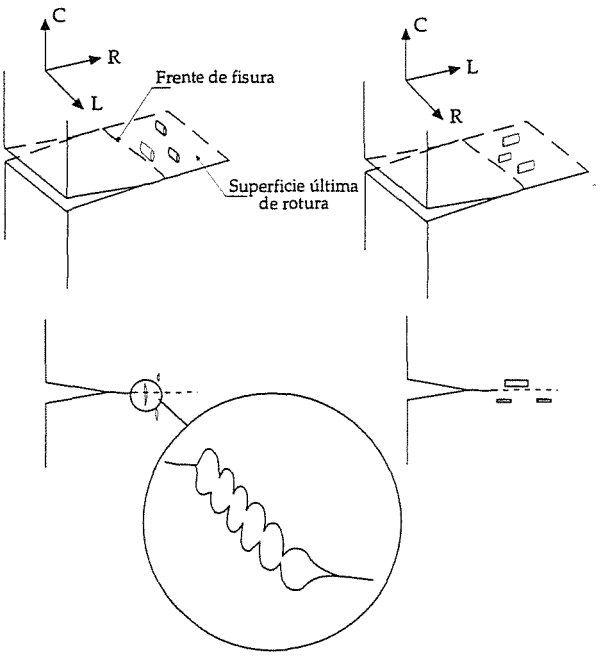



**Fig. 20.** Huecos formados a partir de los agrupamientos en dirección C de las inclusiones

El efecto descrito en el párrafo anterior, es posible que se dé en las orientaciones LR y LC, debido a que las agrupaciones de inclusiones en dirección circunferencial se disponen perpendicularmente al frente de fisura, en el caso de avance radial, y paralelamente, para el circunferencial, justificando así el ligero aumento de la tenacidad en las probetas LR frente a las LC.

## 5. CONCLUSIONES

Como se ha mostrado a lo largo de este artículo la forma, disposición y distribución de las inclusiones en el seno de los dos materiales tiene un pronunciado efecto sobre las características tenaces en los diferentes planos y avances de rotura. Esta distribución del estado inclusionario es debida al proceso de fabricación de los tubos (extrusión), que condiciona el comportamiento mecánico de los elementos.

Esta situación creada por la extrusión podría verse atenuada, si se consiguiese que las inclusiones inherentes al material tuviesen una forma que provocase un comportamiento isótropo del elemento. La nueva tendencia en este sentido es añadir aleantes al acero como el calcio [7], para que las inclusiones tomen forma esferoidal, y conseguir así un comportamiento tenaz en diferentes planos de rotura más favorable a la hora de satisfacer, por ejemplo, el criterio de "fuga antes que rotura".

Si se contempla el comportamiento de los tubos frente al criterio de "fuga antes que rotura", nos encontramos que las orientaciones menos tenaces son las que corresponden a fisuras pasantes, CL y LC, fisura axial y circunferencial, respectivamente. En contraposición, las fisuras no pasantes encuentran orientaciones más tenaces, para la axial la CR y la circunferencial la LR, hecho este que, a priori, afecta negativamente al cumplimiento del criterio. En concreto para los dos tubos de este artículo se elaboró un estudio de "fuga antes que rotura" [8-9] en el que se concluyó que los tubos en la mayoría de los casos experimentaban rotura brusca cuando la fisura que crece desde el interior alcanza un tamaño crítico y se transforma en pasante, propagando nuevamente en forma inestable.

## 6. BIBLIOGRAFIA

[1] "Tenacidad de aceros estructurales de sistemas nucleares", Informe Parcial (II), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria (1993).

[2] "Tenacidad de aceros estructurales de sistemas nucleares", Informe Parcial (III), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria (1996).

[3] "Tenacidad de aceros estructurales de sistemas nucleares", Informe Parcial (IV), solicitado por Nuclenor, S.A., DCITYM, Universidad de Cantabria (1997).

[4] "Standard specification for seamless carbon steel pipe for high-temperature service", Especificación ASTM A 106-88a.

[5] "ESIS recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials", Norma ESIS P1-92.

[6] "Weinstein, D., "Tough grade carbon in BWR piping systems", BWR Systems Department, General Electric Company (1977).

[7] Blondeau, R., "Problems related to use of low alloy steels in $H_2S$ environments: industrial solutions", Ironmaking & Steelmaking, The Institute of Metals, Vol. 18, N°3 (1991).

[8] G-Posada, M., "Metodología de caracterización de la estabilidad de tuberías de presión fisuradas", Proyecto Fin de Carrera, ETSI Industriales y de Telecomunicaciones, Universidad de Cantabria (1996).

[9] Aguilar, C., "Determinación de la longitud de fisura crítica en componente de sistemas de tuberías", Proyecto Fin de Carrera, ETSI Industriales y de Telecomunicaciones, Universidad de Cantabria (1996).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# FRACTURA A BAJAS VELOCIDADES DE SOLICITACIÓN DE MEZCLAS DE POLICARBONATO (PC) CON ACRILONITRILO-BUTADIENO-ESTIRENO (ABS)

**O. Santana y A.B. Martínez**

**Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.**
**Universidad Politécnica de Cataluña**
**Avda. Diagonal, 647. Barcelona 08028**

**Resumen.** Hemos estudiado las características de fractura a bajas velocidades de solicitación en probetas SENB de mezclas PC/ABS. Aplicando la teoría de plasticidad se ha demostrado que el inicio de propagación de la grieta se presenta antes de que se alcance el colapso plástico, por lo que el uso de la línea de enromamiento queda en entredicho. Aplicando la mecánica de la fractura Elastoplástica mediante el concepto de Integral J y considerando que en este caso el enromamiento de la grieta no puede ser descrito por la blunting line, se determinó la energía necesaria para el inicio de la propagación de grieta. Se presenta un aumento sostenido en este parámetro hasta un 15 % de ABS en el sistema. Aplicando el parámetro propuesto por Will puede obtenerse una descripción global del consumo energético durante la fractura de sistemas altamente dúctiles.

**Abstract:** The PC/ABS blends has been studied on the SENB geometry at low strain rate (1 mm/min). Using the *Slipline theory* we have demonstrated that the onset of crack's propagation was located before the plastic collapse of the system, because of this the use of the crack blunting line to determine the $J_{IC}$ as in metal is not appropriate. The Energy absorbed at the onset of crack propagation rice until 15 % weigh of ABS in the blends. The Will's model could be a useful quantitatively tool to describe the overall fracture process of highly ductile systems.

## 1. INTRODUCCIÓN

La mecánica de la fractura permite una caracterización cuantitativa de la ruptura independiente de las variables externas del ensayo. El caso más sencillo y mejor estudiado es cuando el material presenta una relación tensión-deformación lineal hasta la carga máxima, o por lo menos la desviación que se pueda presentar más allá del límite de proporcionalidad, conduce a una deformación plástica despreciable frente a la longitud de la grieta, en cuyo caso se aplican los criterios tensional ($K_{IC}$) y energético ($G_{IC}$) postulados por la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal (LEFM).

La situación se complica cuando la deformación plástica en la punta de la grieta no es despreciable, requiriéndose del empleo de los parámetros postulados por la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (EPFM), siendo el más empleado, en el caso de materiales plásticos, el valor crítico de la integral de contorno J ($J_{IC}$).

El procedimiento experimental para determinar este parámetro fue sugerido por *Begley y Landes* [1] mediante la construcción de una curva de resistencia de crecimiento de grieta (J vs. Δa) y el uso de la línea de enromamiento (crack-bluntig line) definida como:

$$J = 2\Delta a \sigma_y \qquad \text{(Ec. 1)}$$

donde Δa es el incremento de grieta y $\sigma_y$ es la tensión uniaxial a la cedencia.

Físicamente, la integral J se define como la diferencia de energía potencial (U) entre dos cuerpos idénticos geométricamente sometidos a una carga, que difieren solamente en la longitud de la pregrieta (entalla) existente en cada uno de ellos. En el caso de una probeta tipo SENB (single notched in bending) de espesor B, con una relación entre la longitud de entalla y ancho de probeta (a/w) de 0,5, el valor viene determinado por:

$$J = \frac{2U}{B(w-a)} \qquad \text{(Ec.2)}$$

La metodología para la determinación de $J_{IC}$ ha sido estandarizada por ASTM (American Society of Test and Materials) y recientemente revisada para materiales plásticos por la ESIS, diferenciándose entre si en la determinación de los puntos experimentales aceptables para la construcción de las curvas J vs. Δa y en como definir el valor $J_{IC}$.

En la norma ASTM E813-81 [2], los pares de datos J-Δa válidos para el análisis se localizan entre dos líneas de exclusión paralelas a la línea de enromamiento (ec. 1) ubicadas a extensiones de grieta de 0,6 y 6 % de la longitud de ligamento (w-a). Los puntos seleccionados

de esta forma son ajustados a una recta, cuya intersección con la línea de enromamiento definiría el valor $J_{IC}$.

Una revisión posterior, realizada en 1987, sugiere que los pares de líneas de exclusión paralelas a la línea de enromamiento deben ubicarse a 0,15 y 1,5 mm de propagación de grieta, efectuando un ajuste potencial de los puntos y determinando el valor de $J_{IC}$ como la intersección del ajuste con una línea paralela a la línea de enromamiento ubicada a 0,2 mm de extensión de grieta.

La ESIS 1991 [3] propone que los puntos seleccionados deben estar ubicados entre dos líneas de exclusión paralelas al eje donde se representa J, ubicadas a 0,05 mm y un 10 % de longitud de ligamento. Realizando el ajuste potencial de los puntos válidos, sugieren el cálculo del valor característico de J para 0,2 mm de propagación de grieta.

Es evidente que ninguno de los valores característicos sugeridos en las revisiones más recientes representan un valor de iniciación sino arbitrario que cuantifica el consumo de energía para una longitud de grieta determinada.

El punto principal de controversia lo constituye el empleo de la línea de enromamiento según la ecuación 1, ya que no ofrece una descripción correcta del proceso de enromamiento que se presenta en materiales plásticos, tal y como lo sugiere *Narisawa y Takemori* [4], *Huang y Williams* [5], entre otros.

El presente trabajo tiene como objetivo evaluar los diferentes criterios empleados en la obtención del parámetro $J_{IC}$ en mezclas PC/ABS siguiendo los procedimientos sugeridos en los diferentes protocolos ASTM E813-81 y ESIS 1991.

Igualmente, se ha determinado el valor $J_{0\text{-}CP}$, empleando la metodología de curva patrón [6] basada en los planteamientos de *Narisawa y Takemori* [4], el cual consiste en crear un gráfico doble como el mostrado en la figura 2B, en el cual el eje X es la deflexión ($\delta$) o flecha registrada en la probeta, el eje $Y_1$ es el valor de la carga alcanzado en cada ensayo (P) y en el eje $Y_2$ se representa el incremento de la grieta ($\Delta a$) observado.

En el punto en el que la línea que describe la tendencia en el incremento de grieta ($\Delta a$) se separa del eje X, se traza una perpendicular a este eje, y el punto de intersección de la recta perpendicular con la curva P-$\delta$ nos da la carga de inicio de propagación de la grieta. A partir de este valor se puede obtener el valor de $J_o$ cercano al de iniciación del proceso.

## 2. DETALLES EXPERIMENTAL

Las mezclas fueron preparadas en una inyectora a partir de un Policarbonato de Bisfenol A (PC) y un terpolímero de Acrilonitrilo-Butadieno-Estireno (ABS) en el rango de composiciones PC/ABS: 95/5, 90/10, 85/15, 80/20 y 60/40.

Las probetas prismáticas obtenidas (6x13x 60 mm), fueron sometidas a un proceso de recocida durante 8 horas a 80 °C con la finalidad de relajar tensiones internas y garantizar la misma historia térmica en todas ellas. Todos los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente (22 ± 2 °C). Posteriormente fueron realizadas entallas en forma de V con un ángulo de 45° mediante una entalladora motorizada.

Para la determinación de las curvas J-$\Delta a$ se emplearon entre 10 y 20 probetas con una profundidad de entalla constante (6,5 mm) afilada mediante la indentación de una hoja de afeitar. En los ensayos adicionales del estudio de la deformación aplicando la teoría de plasticidad, se emplearon probetas con profundidad de entallas agudas variable entre 3,5 y 8 mm para obtener un total de puntos de 12.

Los ensayos fueron realizados a una velocidad de 1 mm/min, en una máquina de ensayos universales en modalidad de flexión por tres puntos marca ADAMEL DY-34 dotada de un sistema de adquisición y tratamiento de datos mediante el software AUTOTRAC v 6.0.

La determinación de la extensión de grieta se realizó sobre las superficies de fractura obtenida mediante un microscopio óptico de reflexión marca ZEISS dotado de una placa de deslizamiento calibrado. Para ello, una vez alcanzado el nivel de carga fijado, se sumergió la probeta en nitrógeno líquido y se procedió a su ruptura por impacto. La longitud de propagación se determinó como la extensión de la zona de propagación lenta de grieta gracias a la huella de color diferente que esta etapa generaba.

El valor de J cada una de las probetas se determinó de acuerdo a la siguiente ecuación que introduce una corrección por propagación de grieta en el valor de J [3]:

$$J = \frac{2U^*}{B(w-a)}\left[1 - \frac{(0{,}5)\Delta a}{(w-a)}\right] \qquad \text{(Ec. 3)}$$

## 3. RESULTADOS

### 3.1.- Aplicación de la teoría de plasticidad

Al realizar los ensayos de mecánica de la fractura, observamos que justo debajo de la entalla se generaba una zona elipsoidal blanquecina lo que nos indujo a aplicar la teoría de la plasticidad con la finalidad de analizar el campo deformacional generado durante la propagación de la grieta.

Asumiendo que el material se comporta igual tanto en tracción como en compresión, se puede definir la situación tensional en la cual el flujo plástico puede ocurrir a través del las *líneas de campo de cedencia* o *Slipline fiel*, que para la geometría SENB empleada presenta la forma de la figura 1 siempre y la relación entre el ancho de la probeta (w) y la longitud de ligamento (w-a) no esté por encima de 1,39, en cuyo caso el campo de cedencia retrocedería hacia la entalla y el modelo no sería confiable [7].

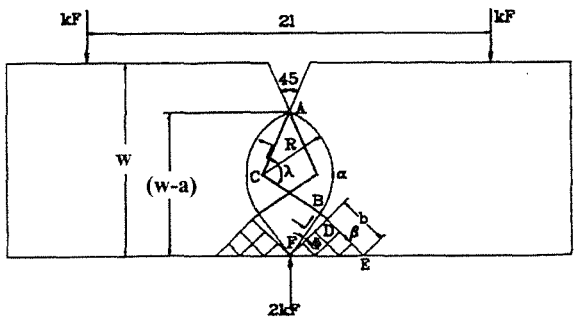



**Figura 1:** Esquema del Slip-line field en una probeta SENB.

Mediante las relaciones geométricas, el balance de fuerzas de acción y reacción y el balance del momento aplicado por esta fuerza, se puede llegar a relacionar la carga máxima observada en un ensayo de flexión por tres puntos en probetas con entalla aguda (SENB) y la tensión a cedencia máxima en un ensayo tensil del mismo material, mediante la siguiente relación [7]:

$$P_{max} = \gamma\sigma_y (w-a)^2 \quad \text{(Ec. 4)}$$

$$\gamma\sigma_y = \frac{2fB}{S}k \quad \text{(Ec. 5)}$$

donde $P_{max}$ representa la carga máxima alcanzada, $\sigma_y$ la tensión a la cadencia uniaxial medida a tracción, f es la relación de momentos entre una probeta sin entallar y una con entalla, que en la geometría empleada toma el valor 1,26 [7], k la tensión a cedencia en corte puro, S la distancia entre apoyos, B el espesor de la probeta, w ancho de la probeta y a longitud total de entalla. Considerando el criterio de cedencia de Tresca ($\sigma_y$ = 2k), el factor $\gamma$ tomaría el valor de 0,1488.

Es decir, al representar la carga máxima que alcanza el sistema durante el ensayo frente a la longitud de ligamento al cuadrado, debería dar una línea recta centrada en el origen con una pendiente igual a 0,1488 veces la tensión a cedencia en tracción uniaxial, siempre y cuando antes de la propagación de la grieta se presenta el colapso plástico del sistema.

Según la Tabla 2, las condiciones de deformación de todos los sistemas, exceptuando el PC por sus características de fractura frágil, potencialmente pudieran ser descritas por la relación planteada en la teoría de plasticidad, dado el buen ajuste de la regresión lineal obtenido. Sin embargo el factor $\gamma$ calculado a partir de las respectivas pendientes es inferior al esperado.

**Tabla 2:** Parámetros de ajuste de la aplicación gráfica de la ecuación 4.

| Sistema | Pendiente | $r^2$ | $\sigma_{y(tracción}$ (MPa) | $\gamma$ |
|---|---|---|---|---|
| PC | 5,4900 | 0,8359 | 57,5 | 0,095 |
| PC-5 | 6,5539 | 0,9906 | 55,6 | 0,118 |
| PC-10 | 6,6742 | 0,9929 | 55,2 | 0,121 |
| PC-15 | 6,7012 | 0,9954 | 54,9 | 0,122 |
| PC-20 | 6,4300 | 0,9978 | 52,4 | 0,123 |
| PC-40 | 5,6574 | 0,9968 | 49,6 | 0,114 |
| ABS | 4,0299 | 0,9963 | 34,2 | 0,118 |

Lo anterior indicaría que la propagación de la grieta se lleva a cabo antes del colapso plástico del sistema y que a medida que el contenido de ABS incrementa el valor de la tensión para el inicio de la propagación de la grieta se aproxima al del valor para el colapso plástico de la probeta, dado el aumento, no muy significativo, del factor $\gamma$. La tendencia se ve interrumpida para la composición PC-40, poniendo de relieve una vez más el efecto de cambio morfológico que en esta se presenta [8].

3.3.- Análisis elastoplástico

La figura 2 muestra dos de las representaciones gráficas empleadas en las determinaciones del valor de la integral J al momento de iniciación de la propagación de grieta, que se recogen en la Tabla 3.

**Tabla 3:** Resultados obtenidos mediante el análisis elastoplástico empleando el concepto de Integral J.

| Sistema | $^1J_{IC-81}$ | $^1J_{0-81}$ | $^1J_{IC-91}$ | $^1J_{0-CP}$ | $^2\Delta\delta_0$ | $^2$B,a,(w-a) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| PC-5 | 5,81 | 5,36 | 4,07 | 5,55 | 1,00 | 2,18 |
| PC-10 | 5,72 | 5,38 | 4,74 | 6,75 | 1,03 | 3,06 |
| PC-15 | 6,14 | 5,49 | 4,40 | 7,21 | 1,08 | 3,46 |
| PC-20 | 4,57 | 4,06 | 2,16 | 6,65 | 1,10 | 3,14 |
| PC-40 | 2,87 | 2,54 | 1,29 | 3,70 | 0,90 | 1,86 |
| ABS | 2,70 | 2,35 | 0,91 | 2,95 | 0,83 | 2,16 |

1: en kJ/m$^2$; 2: en mm

Para diferenciar entre los distintos parámetros hemos adoptado la siguiente notación: $J_{IC-81}$ y $J_{IC-91}$ corresponden a los valores de $J_{IC}$ obtenidos empleando la línea de enromamiento (ecuación 1) siguiendo los criterios de exclusión descritos en los protocolos ASTM E813-8 y ESIS 1991 respectivamente (figura 2A). El valor $J_{o-81}$ corresponde a la intersección con el eje de ordenadas del ajuste lineal de los puntos válidos en la construcción

de la curva J vs. Δa según ASTM E813-81. $J_{o\text{-}CP}$ corresponde al valor obtenido por el uso de la curva patrón (figura 2 B)

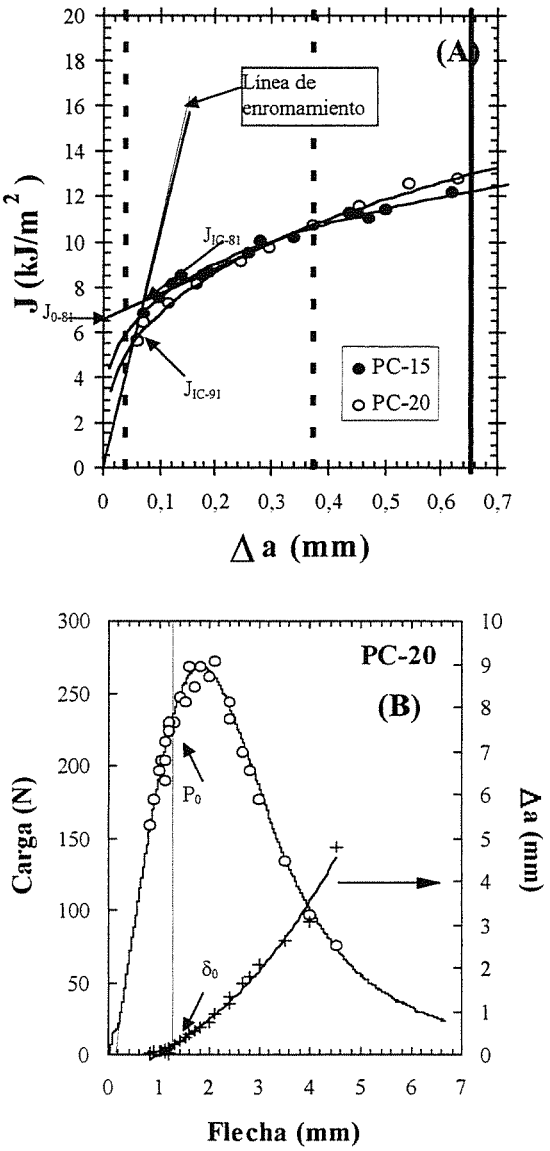



**Figura 2:** Ejemplos de **(A)** Curva J vs. Δa siguiendo los criterios de exclusión de ASTM E813-81 (- - -)y ESIS 1991 (——). **(B)** Curva patrón.

Se observa que todas las composiciones cumplen satisfactoriamente los requerimientos dimensionales para una propagación de grieta en condiciones de deformación plana según lo establece las diferentes normas :

$$B, a, (w - a) > 25 J_{IC} / \sigma_y \qquad \text{(Ec. 6)}$$

## 4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La idea que sustenta el concepto de la integral J es que la deformación del material puede ser descrita por la teoría de plasticidad, donde las tensiones y deformaciones son función únicamente del punto de medida, lo cual es cierto para una grieta estacionaria sujeta a una carga monotónica, donde las condiciones no se desvían demasiado de la proporcionalidad de la carga.

Sin embargo, para grietas en crecimiento donde existen regiones de descarga elástica y flujo plástico, el comportamiento no se describe correctamente por esta teoría, como es el caso de las mezclas en estudio. No obstante el concepto de $J_{IC}$ ha sido empleado satisfactoriamente en sistemas de este tipo sin una justificación rigurosa.

Al comparar los valores obtenidos por los diferentes protocolos, observamos una dispersión entre los mismos, producto de los diferentes criterios de selección de puntos válidos para la construcción de la curvas J vs. Δa.

De los parámetros obtenidos, hemos considerado como el más representativo el obtenido por la metodología de la curva patrón ($J_{0\text{-}CP}$), procedimiento que ha dado buenos resultados en materiales de matriz poliestirénica reforzados con partículas elastoméricas [7] así como en materiales altamente dúctiles [4]

La evaluación de $J_{0\text{-}CP}$ mediante esta técnica implica la identificación del inicio de propagación de la grieta, es decir medidas por debajo de las líneas de exclusión que se emplean en el protocolo ESIS 1991 y en la norma ASTM E813-81, obteniéndose un valor más realista del inicio de propagación de la grieta y no de forma indirecta por la linealización del conjunto propagado.

Otro punto a favor es la omisión del uso de la línea de enromamiento como criterio de inicio, el cual pareciera ser satisfactorio para sistemas que se deforman cumpliendo las predicciones de la teoría de plasticidad, situación no satisfecha por nuestras mezclas.

Tal y como se predijo a partir del análisis aplicando la teoría de plasticidad, el valor de inicio de propagación de grieta se ubica a valores de flecha menores al valor donde se registra la carga máxima, acercándose a medida que el contenido de ABS aumenta, sufriendo una discontinuidad en el sistema PC-40.

Pareciera ser que de los criterios de construcción de curva J vs. Δa el que mejor representa la situación es el ASTM-81, dada la proximidad de los valores de $J_{IC\text{-}81}$ y $J_{0\text{-}CP}$. Los valores determinados por la ESIS-1991 usando la línea de enromamiento carecen de sentido ya que representa valores de carga que caen dentro de la región lineal de las curvas tensión-flecha cumpliendo con hipotéticamente con la LEFM situación que fue descartada ya que al efectuar el análisis de linealidad de las curvas carga-desplazamiento propuesta por la EGF-1990, la relación entre la carga máxima registrado y la carga al punto de corte de una línea que describe una compliance menor al 5 % a la registrada por el sistema era mayor que 1.

A pesar de la dispersión obtenida en los valores de iniciación según los diferentes métodos, la tendencia que siguen en función de la composición del sistema es la misma: aumento del parámetro hasta un 15 % en peso de ABS (figura 3).

Un aspecto a tomar en cuenta es que el parámetro $J_o$ representa la iniciación de la extensión de grieta, sin considerar el trabajo invertido durante su propagación. Una manera de cuantificarla sería mediante el parámetro sugerido por *Paris* [9] denominado módulo de desgarro del material (Tm) considerando la tensión a la cedencia del material ($\sigma_y$), el módulo elástico (E) y la variación del valor de J con la extensión de grieta (dJ/da):

$$T_m = \frac{\sigma_y^2}{E}\frac{dJ}{da} \qquad \text{(Ec. 7)}$$

y que describe la resistencia del material a la "propagación inestable" de una grieta una vez superado el nivel de energía para el inicio de la propagación y que depende de la pendiente de la curva J-Δa.

Según este criterio, la inestabilidad en la propagación se presentará cuando el valor de módulo de rasgado aplicado ($T_{app}$) supere al $T_m$. Este $T_{app}$ es dependiente de la geometría del sistema, sin embargo para grietas en crecimiento su determinación es complicada e inexacta, por lo que el empleo de este parámetro como criterio de inestabilidad ha caído en desuso. Lo que si parece ser claro que a mayor $T_m$ mayor será la estabilidad de la grieta en su propagación.

La Tabla 4 recoge los valores de Tm aparentes calculados a partir de la ecuación 5 tomando dJ/da como la pendiente obtenida al efectuar la regresión lineal de los puntos válidos aplicando el criterio de exclusión de la ASTME813-81.

**Tabla 4:** Valores de Módulo de rasgado ($T_m$) y dJ/da según ASTM E813-81.

| Sistema | dJ/da | Tm |
|---|---|---|
| PC-5 | 10,136 | 6,52 |
| PC-10 | 13,628 | 8,86 |
| PC-15 | 14,581 | 9,77 |
| PC-20 | 14,890 | 11,06 |
| PC-40 | 14,519 | 12,16 |
| ABS | 12,059 | 18,04 |

Se puede observar que existe un aumento continuo en este parámetro a medida que el contenido de ABS incrementa en el sistema, lo que implicaría una mayor estabilidad en la propagación de la grieta. No obstante, tras efectuar un estudio fractográfico esta observación carecía de sentido al observar el patrón de propagación de grieta que se obtuvo en la composición PC-40, donde la superficie mostraba un aspecto irregular, mostrando un perfil de avance no uniforme en el plano de la superficie de fractura

Hay que considerar que Tm es un parámetro relativo que sólo describe el grado de inestabilidad de la grieta, más no la resistencia a la propagación. *Lee y Chang* [10] han propuesto como mejor indicativo el valor de dJ/da.

La figura 3b presenta la variación de dJ/da frente a la composición de mezcla. Aparentemente existe un aumento continuo hasta un 20 % de ABS, para luego caer en la composición PC-40. A partir de PC-10 este incremento es menos pronunciado, situación que concuerda con el cambio de pendiente de la curva de la tendencia que presenta Tm en la misma figura.

Lo anterior estaría indicando que la mayor efectividad en la estabilización de la propagación de la grieta se alcanza a un 10 % de ABS en el medio, por encima de esta proporción las mejoras inducidas dependerán de factores diferentes a la concentración de ABS, como por ejemplo el gradiente morfológico que se genere, hecho que hemos visto corroborado tras efectuar un análisis morfológico y fractográfico mediante SEM [11].

La caída a partir de PC-40 no se correspondería con el valor de Tm observado. En este caso habría que considerar que esta composición presentó una morfología netamente co-continua y estratificada, lo cual en vez de contribuir al aumento de la resistencia a la propagación iría en detrimento de la misma.

El menor valor observado en el ABS puede atribuirse a su menor resistencia tensil en comparación con las demás composiciones lo cual determina la estabilidad de propagación de la grieta en este tipo de solicitación, debido al modo de apertura que esta presenta durante el ensayo.

Los valores de $J_{IC}$ y Tm permiten la caracterización numérica de la iniciación de la grieta y su propagación estable respectivamente, pero no la cuantificación de todos los procesos involucrados durante el crecimiento estable de la grieta. *Will* [12], basado en un balance energético en la grieta, propuso un modelo que incluye los dichos procesos en la evaluación del crecimiento estable de grieta a través del producto $J^*T_m$.

La figura 3a presenta la variación del parámetro $J_o^*$Tm con el contenido de ABS, como se puede observar la tendencia general del comportamiento elastoplástico del sistema varía ligeramente a la obtenida considerando solamente el parámetro $J_o$. En este caso se presenta un aumento de la tenacidad global de las mezclas hasta un 20 % de ABS.

De acuerdo con este modelo, el crecimiento de grieta estable ocurre si la energía disipada en forma específica

por el material compensa el excedente de energía disponible causado por la propagación de grieta.

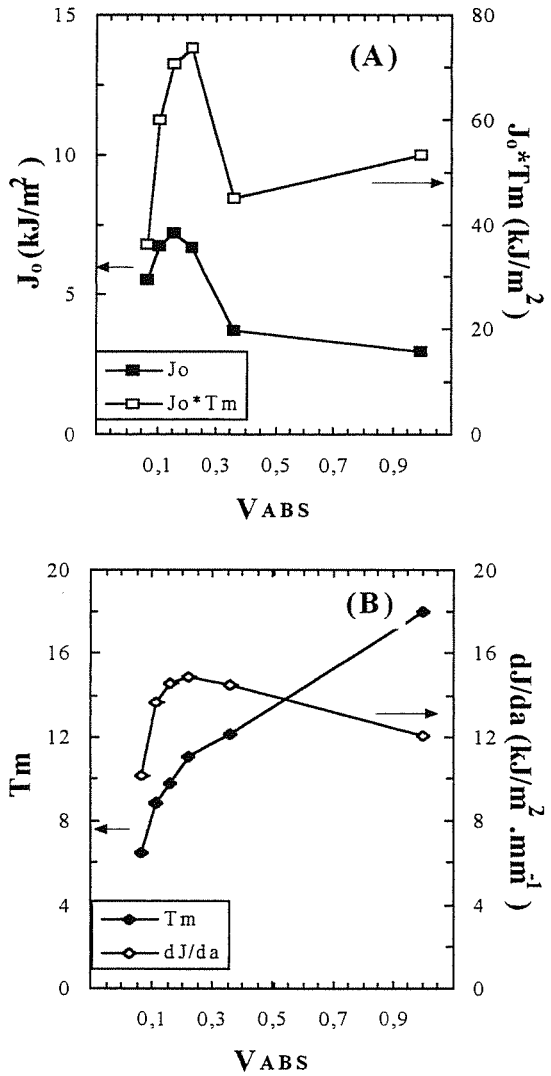



**Figura 3:** Parámetros obtenidos por EPFM en función de la fracción volumétrica de ABS en la mezcla.

## 5. CONCLUSIONES

- El uso de la línea de enromamiento en estos sistemas no es válida, por lo que una determinación de $J_{IC}$ a partir de los postulados de los protocolos no parece ser idóneo, recomendándose el uso de la técnica de curva patrón.
- Un análisis correcto de sistemas altamente dúctiles requiere considerar tanto el valor de energía para el inicio de grieta como para su propagación, por lo que el parámetro propuesto por Will parece ser correcto.
- La composición de mezcla con un 15 % en peso de ABS ofrece mayor efectividad en cuanto resistencia frente al inicio de propagación de grieta se refiere. Sin embargo considerando el trabajo efectuado durante la propagación de la grieta la mejora se reporta hasta un 20 % de terpolímero.
- La acción del contenido de copolímero ofrece su mayor efectividad en el comportamiento durante la propagación de grieta hasta un 10 % de ABS en el sistema, a partir de este valor el comportamiento parece estar regido por las condiciones morfológicas alcanzadas durante el procesamiento.

## 6. REFERENCIAS

[1].- J.D. Landes, J.A. Begley, "Fracture toughness", ASTM STP 514. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA (1972).

[2].- American Society for Testing and Materials, "Standard test method for $J_{IC}$, a mesure of fracture toughness". ASTM E813, USA (1981).

[3].- ESIS Technical Comitee 4, "A testing protocol for conducting J-R curve tests on plastics", March 1991.

[4].- I. Narisawa, M.T. Takemori. *Polym. Eng. Sci.*, **29**(10), 671-678 (1989).

[5].- D.D. Huang, J.G Williams. *Polym. Eng. Sci.*, **30**, 1341 (1990).

[6].- A. B. Martínez, M. Ll. Maspoch, M. R. Díaz, *Anales de mecánica de la fractura*, **10**, 167-173 (1993).

[7].- A. B. Martínez, M. Ll. Maspoch, M. R. Díaz, *Anales de mecánica de la fractura*, **11**, 297-302 (1994).

[8].- A. B. Martínez, O.O. Santana, *Anales de mecánica de la fractura*, **13**, 226-230 (1996).

[9].- P.C. Paris, H. Tada, A. Zahoor, H. Ernst. "Elastic-plastic Fracture", ASTM STP 668, American Society for Testing and Material, USA (1979)

[10].-C.B.Lee, F.C. Chang, *Polym. Eng. Sci.*,**32**(12),792-803 (1992).

[11].-O.O. Santana, "Fractura de mezclas de Policarbonato con ABS", Tesis Doctoral, UPC, España (1997).

[12].- P. Will, *Fortschr. Ber. VDI VDI, Rihe* **18**, 56 (1988).

## 7.- AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CICYT la financiación del proyecto MAT 94-0596. Asimismo O. O. Santana agradece al CONICIT (Venezuela) la concesión de una beca predoctoral.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# APLICACION DEL MODELO COHESIVO AL ESTUDIO DE LA ROTURA DEL PMMA

**F.J. Gómez, M. Elices, A. Valiente.**

**Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid.**
**E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos. Ciudad Universitaria**
**E-28040 - Madrid.**

**Resumen.** El modelo cohesivo se ha utilizado con éxito para explicar la rotura de hormigones, materiales cerámicos y materiales compuestos. El presente trabajo aplica esta teoría a la rotura de materiales poliméricos, en particular al polimetilmetacrilato. Cuando este material contiene fisuras, la Mecánica de Fractura Elástica y Lineal resuelve el problema de la rotura, pero cuando se trata de otro tipo de defectos geométricos, como son las entallas, es necesario utilizar otras teorías como la de la fisura cohesiva, un modelo general aplicable tanto a fisuras como a entallas. La función de ablandamiento empleada se ha definido a partir de dos parámetros determinados experimentalmente: la energía de fractura y la resistencia a tracción. La teoría se ha aplicado a ensayos de rotura de probetas con entallas en U y en V, habiéndose obtenido una buena concordancia entre los valores experimentales y teóricos de la carga de rotura.

**Abstract.** The cohesive crack theory has been successfully used for approaching the fracture of materials as concrete, ceramics and composites. The fracture of a polymeric material, polymethylmethacrylate (PMMA) is examined in this paper by means of the cohesive crack theory. Linear Elastic Fracture Mechanics provides a solution for failures due to cracks, but failures of PMMA due to notches require other approaches. The softening curve used for the cohesive model of PMMA was a parameter relation based on the experimental values of the fracture energy and the tensile strength as measured with notch specimens. The cohesive crack model was used for predicting the failure load of V and U notched specimens of PMMA. These theoretical values agree with the experimental results of fracture tests carried out for comparison.

## 1. INTRODUCCION

La teoría de la fisura cohesiva se ha aplicado con éxito para explicar la rotura de gran variedad de materiales, entre los que se incluyen hormigones, cerámicos, compuestos y polímeros [1-4]. La fisura cohesiva es un modelo macroscópico mediante el cual se representan los fenómenos físicos que tienen lugar en la zona de fractura. Su característica más destacada es que la apertura de los labios de la fisura va acompañada de una transferencia de tensiones entre dichos labios. La teoría postula la existencia de una relación característica del material entre las tensiones transmitidas o tensiones cohesivas y la separación de los labios de la fisura.

El tamaño de la zona a modelizar como una fisura cohesiva depende de los micromecanismos de rotura y por tanto del tipo de material. Para materiales poliméricos, cuya rotura se produce por un proceso de formación de microhuecos y ligamentos fibrilares de polímero, esta zona es muy pequeña. Debido a ello, en el caso de fisuras son aplicables los métodos basados en la singularidad del campo de tensiones [5] y no es preciso recurrir a otras teorías, pero en el caso de entallas la Mecánica de Fractura Elástica Lineal no resuelve el problema y es necesario utilizar teorías como la de la fisura cohesiva.

El objeto de este trabajo es aplicar la teoría de la fisura cohesiva a la rotura de un material polimérico como es el polimetilmetacrilato (PMMA). En los apartados que siguen se describe el modelo de la fisura cohesiva y se analizan las dificultados experimentales y numéricas que plantea su aplicación al PMMA. A continuación se presentan los resultados teóricos obtenidos con este

modelo para predecir la carga de rotura en probetas con entallas en U y en V, y finalmente estas predicciones teóricas se comparan con los resultados experimentales de ensayos de rotura realizados para valorar la fiabilidad de la predicción teórica.

## 2. MODELO COHESIVO

Como ya se ha indicado en la introducción, la teoría de la fisura cohesiva sustituye la zona donde se desarrollan los mecanismos de rotura por una fisura que transmite fuerza entre sus caras. De acuerdo con esta teoría existe una relación única, propia del material, entre la tensión $\sigma$ transmitida en cada punto de la fisura y el desplazamiento relativo de ambas caras en el mismo punto, w. Esta función se denomina función de ablandamiento f(w) (figura 1).

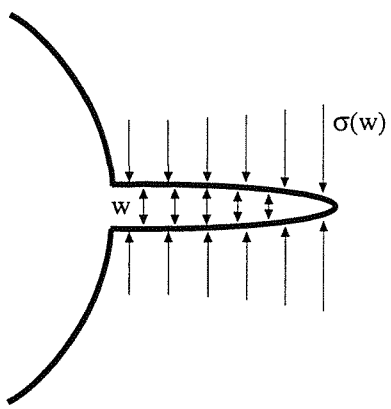



**Fig. 1.** Modelo cohesivo

La función de ablandamiento está sujeta a las dos condiciones siguientes:

a) La fisura cohesiva se origina cuando la tensión principal mayor iguala la resistencia a tracción del material $f_t$.

b) Por encima de un desplazamiento crítico $w_c$, la fisura no transmite tensión y la función de ablandamiento se hace cero.

$$\sigma=f(w) \quad f(0)=f_t \quad f(w\geq w_c) = 0 \qquad (1)$$

Por otra parte, el trabajo necesario para generar una unidad de área fisurada, o energía de fractura $G_F$, está relacionada con la función de ablandamiento a través de la siguiente expresión:

$$G_F = \int_0^{w_c} f(w)dw \qquad (2)$$

Las funciones de ablandamiento que se emplean habitualmente (rectangular, lineal, bilineal, exponencial...) son funciones analíticas dependientes de varios parámetros cuyos valores se determinan experimentalmente para cada material [6]. En este trabajo se ha empleado una curva de ablandamiento rectangular (figura 2), utilizada también por otros autores para PMMA [4]. Los parámetros que definen esta curva y que han de determinarse experimentalmente son dos: la resistencia a tracción y la energía de fractura.

Para medir la resistencia a tracción se pueden realizar ensayos de tracción directa o de tracción indirecta. Para esta investigación se ha optado por el último procedimiento empleando ensayos de flexión en probetas entalladas.

La energía de fractura $G_F$ es el área encerrada bajo la curva de ablandamiento, de acuerdo con la ecuación (2), pero se puede obtener a partir del valor de la tenacidad de fractura $K_{IC}$ medida con probetas fisuradas que satisfagan los requisitos de la Mecánica de Fractura Elástica y Lineal. La relación a aplicar es (véase por ejemplo la referencia 7):

$$G_F = \frac{K_{IC}^2}{E} \qquad (3)$$

donde E es el módulo de elasticidad. Los valores de E y $K_{IC}$ del PMMA empleado para la investigación aparecen en la tabla 1.

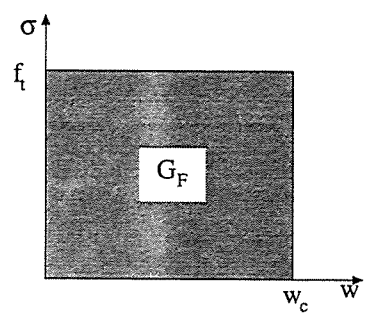



**Fig. 2.** Función de ablandamiento

Fuera de la zona cohesiva, generalmente se considera que el material es hookeano (homogéneo, elástico, lineal e isótropo) [7]. Esta hipótesis no es aplicable al PMMA elegido, cuyo comportamiento es claramente no lineal como pone de manifiesto su curva tensión-deformación representada en la figura 3. Por ello, se mantienen las otras tres hipótesis pero se modifica la de linealidad, suponiendo que fuera de la zona cohesiva el material es homogéneo, elástico no lineal e isótropo. Para un material de estas características la relación constitutiva entre los tensores de tensiones $\boldsymbol{\sigma}$ y de deformaciones $\boldsymbol{\varepsilon}$ queda establecida por el potencial elástico $\psi$:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \qquad (4)$$

El potencial elástico adaptado para el PMMA es:

$$\psi = \frac{1}{2}\frac{1+\nu}{E}\boldsymbol{\sigma}\cdot\boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{2}\frac{\nu}{E}\mathrm{tr}^2\boldsymbol{\sigma} + \frac{n\sigma_0^{-\frac{1}{n}}}{n+1}\left(\frac{3}{2}\boldsymbol{\sigma}\cdot\boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{2}\mathrm{tr}^2\boldsymbol{\sigma}\right)^{\frac{n+1}{2n}} \quad (5)$$

donde las constantes E , $\nu$, $\sigma_0$ y n se han determinado mediante un ensayo de tracción simple, empleando el tramo lineal de los registros como pendiente inicial para hallar las dos primeras, y el resto para obtener por ajuste las otras dos. La tabla 1 indica los valores obtenidos.

**Tabla 1.** Propiedades mecánicas del PMMA

| |
|---|
| E = 2,69 GPa |
| $\nu$ = 0,4 |
| n = 0,116 |
| $\sigma_0$ = 98,55 MPa |
| $K_{IC}$: 1,04±0,02 MPa$\sqrt{m}$ [8] |

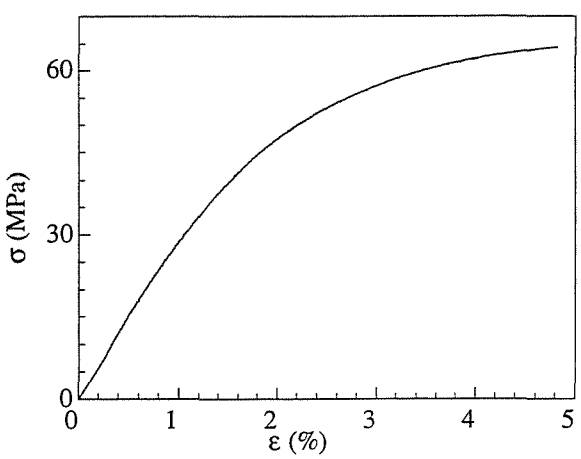



**Fig. 3.** Curva tensión deformación del PMMA

La determinación de los campos de tensiones y deformaciones en un sólido de material hookeano con fisura cohesiva plantea un serio problema de modelización por elementos finitos si la trayectoria de la zona cohesiva no es conocida. Sin embargo, cuando la simetría del problema permite establecer de antemano dicha trayectoria, el problema se puede resolver como un problema elástico con condiciones de contorno mixtas en la zona cohesiva, definidas por la relación entre las fuerzas interna y los desplazamientos que determina la función de ablandamiento.

Para los tipos de entalla objeto de este trabajo la zona cohesiva se forma en la raíz de la entalla, por ser el punto donde la concentración de tensiones es máxima, y se extiende a través del plano de simetría geométrica que es a la vez plano de simetría del sistema de cargas. Esto convierte el problema a abordar en un problema elástico no lineal con las condiciones de contorno mixtas debidas a la fisura cohesiva. La modelización por elementos finitos empleada para resolverlo se describe en el apartado 4.

## 3. EXPERIMENTACION

El programa experimental llevado a cabo tiene como finalidad contrastar la validez de las predicciones teóricas. Por ello ha consistido en la realización de ensayos de rotura con probetas entalladas de PMMA sometidas a flexión en tres puntos. La forma y dimensiones de las probetas puede verse en la figura 4. Se han realizado 8 ensayos por cada radio de las entallas en U (0,115; 0,134; 0,201; 0,506; 0,950; 1,471 y 1,940 mm) y por cada ángulo de las entallas en V (90°, 122° y 150°). Todas las entallas se han mecanizado en taller con herramienta de corte convencional.

Los ensayos se han efectuado en control de deformación, registrando la carga, el desplazamiento del punto de aplicación de carga y la apertura de la entalla en la cara inferior de la probeta. En todos los caso la rotura se produjo de forma frágil, formándose una fisura en la raíz de la entalla que inmediatamente se propagó a través del ligamento resistente de la probeta.

La carga de rotura ($P_{MAX}$) obtenida para cada radio y para cada ángulo de entalla con la dispersión correspondiente figuran en la tabla 2:

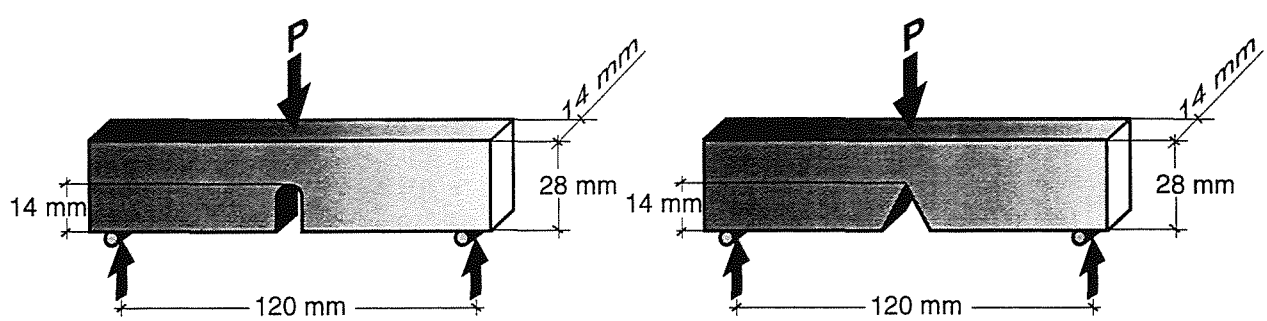



**Fig. 4.** Forma y dimensiones de las probetas

**Tabla 2.** Cargas de rotura obtenidas en los ensayos

| Angulo de entalla | $P_{MAX}$ (N) | Dispersión |
|---|---|---|
| 90° | 245 | ±1% |
| 122° | 490 | ±5% |
| 150° | 807 | ±2% |

| Radio (mm) | $P_{MAX}$ (N) | Dispersión |
|---|---|---|
| 0,115 | 348 | ±4% |
| 0,134 | 339 | ±2% |
| 0,201 | 407 | ±3% |
| 0,506 | 596 | ±2% |
| 0,950 | 710 | ±7% |
| 1,471 | 800 | ±6% |
| 1,940 | 917 | ±5% |

## 4. APLICACION DEL MODELO COHESIVO A LOS ENSAYOS REALIZADOS

Cada tipo de ensayo de rotura realizado se ha modelizado por elementos finitos implementando la fisura cohesiva conforme al planteamiento formulado en el apartado 2. Se ha utilizado el programa comercial ABAQUS [9] con el material elástico no lineal definido por el potencial de (5) bajo la hipótesis de deformación plana.

La malla empleada estaba compuesta por elementos de ocho y seis nudos de tamaño decreciente al aproximarse a la raíz de la entalla, manteniéndose un tamaño de 2,5 μm en las inmediaciones de la fisura cohesiva para garantizar la convergencia de los cálculos. Las condiciones de contorno equivalentes a la fisura cohesiva se han materializado mediante elementos unidimensionales sin longitud, los cuales conectaban los nudos comunes de las dos mitades de la probeta y cuya ecuación constitutiva era la función de ablandamiento adoptada para el PMMA.

Dado que en la experimentación la rotura comienza por la aparición de una grieta en la raíz de la entalla, en la modelización numérica se ha adoptado como carga de rotura la que da lugar al comienzo de la separación física del material dentro de la zona cohesiva por alcanzarse el valor crítico $w_c$ de la función de ablandamiento.

El resultado principal de la modelización numérica por elementos finitos ha sido la curva carga desplazamiento de cada probeta hasta rotura. El desplazamiento considerado es el del nudo de aplicación de la carga. No obstante, la modelización proporciona otros muchos resultados, en particular el tamaño de la fisura cohesiva.

En la figura 5 se comparan las curvas carga-desplazamiento experimentales y numéricas correspondientes a dos probetas entalladas en U con radio 0,506 y 0,956 mm, observándose la concordancia de ambos.

El reducido tamaño de la zona cohesiva obtenido en el caso de las entallas en V era indicativo de la influencia no despreciable que podría ejercer el radio del fondo de entalla en aquellas de este tipo mecanizadas en taller. Esto hizo necesario medir el radio dejado por la herramienta de corte en las probetas de ensayo y reproducirlo en la malla de elementos finitos. Los radios medidos para cada ángulo de entalla figuran en la tabla 3.

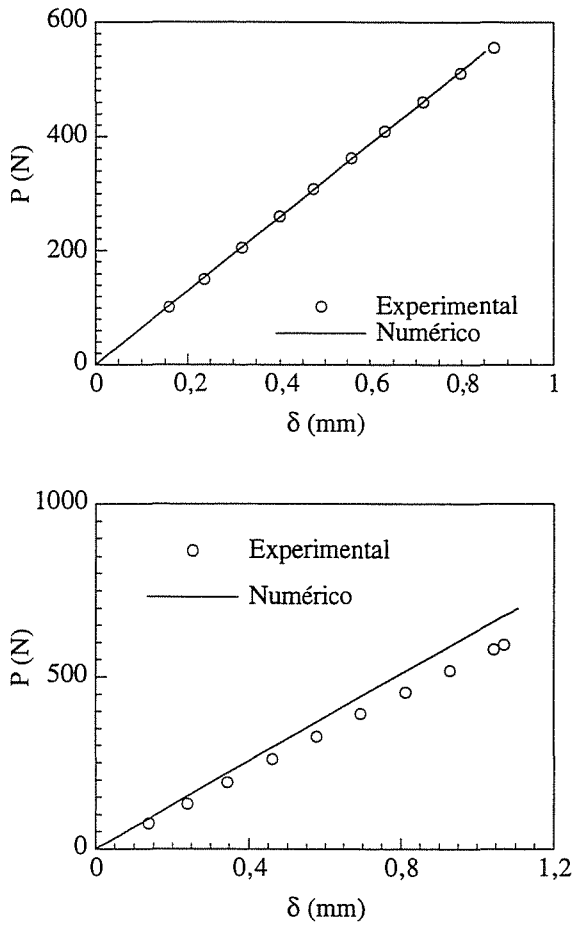



**Fig. 5.** Carga frente al desplazamiento del punto de aplicación de carga en una probeta de radio 0,506 mm y 0,956 mm

**Tabla 3.** Radio en el fondo de las entallas en forma de V

| Angulo de entalla | radio fondo (mm) |
|---|---|
| 90° | 0.010 |
| 122° | 0.112 |
| 150° | 0.250 |

El parámetro $f_t$ de la curva de ablandamiento se obtuvo repitiendo el cálculo por elementos finitos de la probeta con entalla de U de 1,940 mm de radio para distintos valores de dicho parámetro hasta encontrar el valor de 78,5 MPa que hacía coincidir la carga de rotura experimental y teórica.

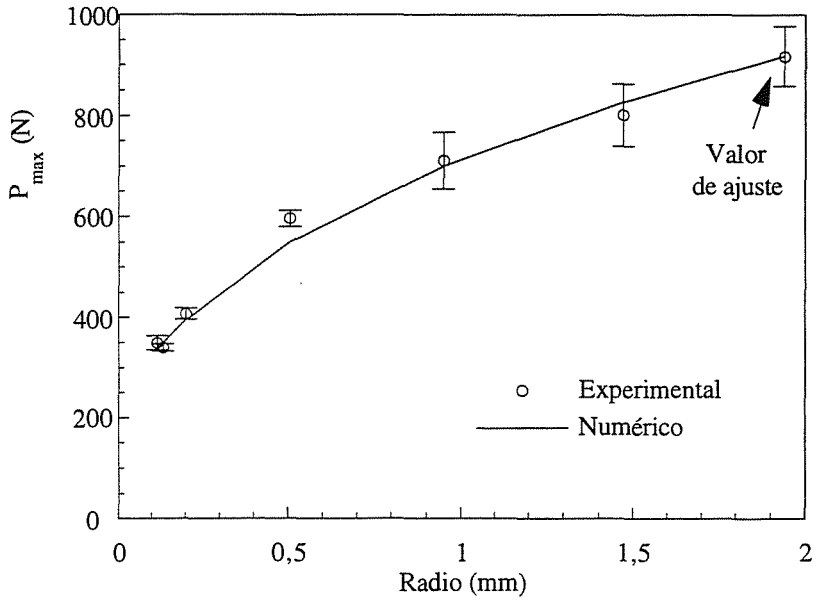



**Fig. 6.** Predicción de cargas máximas en las entallas en forma de U

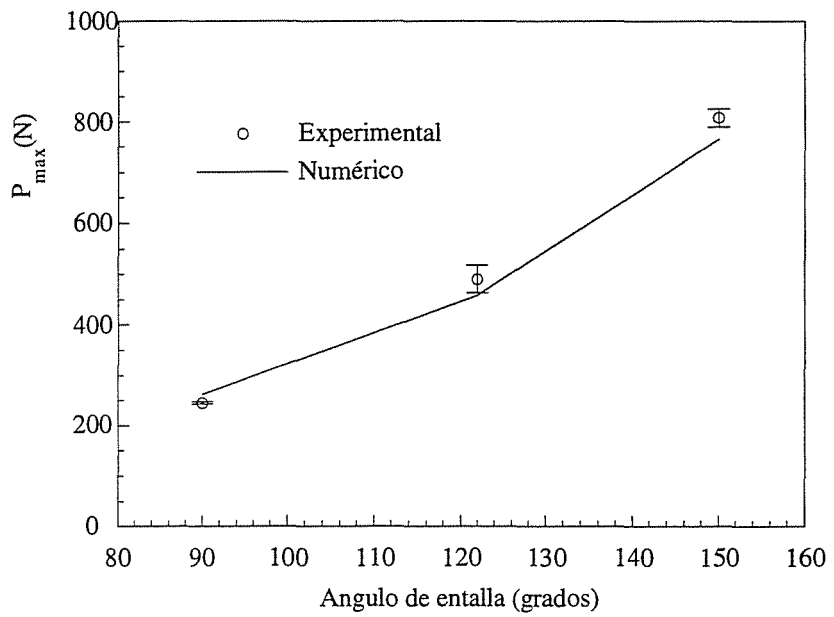



**Fig. 7.** Predicción de cargas máximas en las entallas en forma de V

Los valores calculados de la carga de rotura se han representado gráficamente en la figura 6 para las probetas con entalla en U y en la figura 7 para las probetas con entalla en V. En ambas figuras se han incluido también los valores experimentales de la carga de rotura. Como puede verse, para los dos tipos de entalla, los valores calculados están dentro de la banda de dispersión de los valores experimentales o muy próximos a ella, independientemente del radio y del ángulo de entalla.

## 6. CONCLUSIONES

Los resultados de este trabajo indican que la carga de rotura causada por entallas en PMMA se puede predecir fiablemente a partir de un modelo cohesivo basado únicamente en dos parámetros experimentales uno de los cuales se obtiene a partir de la tenacidad de fractura; la resistencia a tracción y la energía de fractura. El modelo explica la rotura de probetas con entallas en U de distinto radio y con entallas en V de distinto ángulo.

## 7. REFERENCIAS

[1] Petersson P.E., "Crack growth and development of fracture zone in plain concrete and similar materials", Report TVBM-1006, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, (1981).

[2] Elices M., Planas J. y Guinea G.V., "Modelling cracking in rocks and cementitious materials", Fracture and Damage of Concrete and Rock, E&FN Spon, pp. 3-33 (1993).

[3] Aronsson C. y Bäcklund J.,"Tensile fracture of laminates with cracks", Journal of Composite Materials, **20**, 287-307 (1986).

[4] Kinloch A.J. y Young R.J., "Fracture behaviour of polymers", Elsevier Applied Science Publishers, London (1983).

[5] Elices M., "Mecánica de la Fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales", Departamento de Ciencia de Materiales. E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos. U.P.M. (1996).

[6] Guinea G.V., Planas J. y Elices M., "A general bilinear fit for the softening curve of concrete", Materials and Structures, **27**, 99-105 (1994).

[7] Planas J. y Elices M., "Nonlinear fracture of cohesive materials", International Journal of Fracture, **51**, 139-157 (1991).

[8] Lau C.K., "Fractura del polimetilmetacrilato", Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid, 1992,

[9] Hibbitt H.D., Karlsson B.I. y Sorensen E.P., "ABAQUS User's Manual" Versión 5.4 (1994).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# PROPAGACION DE GRIETAS EN MODO MIXTO EN VIGAS DE HORMIGON

**J. Gálvez, J. Planas, M. Elices**

**Universidad Politécnica de Madrid (UPM)**
**Departamento de Ciencia de Materiales**
**E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid**

**Resumen.** El presente trabajo es un resumen de la investigación desarrollada sobre la propagación de grietas en modo mixto (tensiones de tracción y tangenciales en el fondo de la grieta) en vigas de hormigón en masa. Se han ensayado vigas a flexión entalladas, bajo la acción de cargas proporcionales y no proporcionales, y condiciones de contorno diferentes a fin de obtener una colección de ensayos con trayectorias de grietas muy distintas; los ensayos se han realizado para tres tamaños homotéticos de vigas. Además se ha verificado la validez de adoptar la trayectoria de fisura proporcionada por un modelo de fisura elástica y lineal , y se acompañan los resultados preliminares correspondientes a implementar un modelo de fisura cohesiva en dicha trayectoria.

**Abstract.** This paper is a summary of a research project in mixed mode fracture of unreinforced concrete beams. Notched concrete beams have been tested, in asymmetric three and four point bending, under proportional and non-proportional loading and different boundary conditions in order to get different crack trajectories; the tests have been developed for three homotetic sizes of beam. Besides, we have verified the validity of the linear elastic fracture crack trajectory for this cohesive material, and we show the preliminary results of a cohesive fracture model implemented on the linear elastic trajectory of the crack.

## 1. INTRODUCCION

En la actualidad no se dispone de una herramienta de cálculo para estudiar la propagación de grietas en modo mixto (tensiones de tracción y tangenciales en el fondo de la grieta) para materiales pétreos, morteros y hormigones; en estos materiales el empleo de los criterios de fractura elástica lineal suele conducir a soluciones del lado de la inseguridad.

En el campo experimental existen varias colecciones de ensayos de propagación de fisuras en modo mixto, pero los resultados que aportan no son suficientes para verificar y contrastar los modelos y programas que se desarrollen [1].

El objetivo de la investigación ha sido generar un conjunto de resultados experimentales estables y repetitivos para contrastar modelos analíticos y numéricos de propagación de fisuras en modo mixto en hormigón. Los resultados constituyen un banco de pruebas -hasta ahora inexistente- para los modelos numéricos que se desarrollen. Además, se ha verificado la validez de suponer que la trayectoria de la grieta coincide con la predicha por la fractura elástica lineal y se presentan los resultados preliminares correspondientes a implementar un modelo de fisura cohesiva con dicha trayectoria.

## 2. DESCRIPCION DE LAS PROBETAS

Se han confeccionado probetas de 5 amasadas de hormigón. La *Tabla 1* presenta las probetas prismáticas que componen cada amasada; además, en cada amasada, se confeccionaron 8 probetas cilíndricas de 75 mm de diámetro para la caracterizacion del material mediante ensayos de compresión uniaxial y de tracción indirecta (brasileño).

Los detalles correspondientes a la confección, curado y preparación de las probetas se encuentran en la ref. [1]. Las propiedades mecánicas del material empleado se detallan en la *Tabla 2*.

fractura (30 % respecto al aragonito monolítico), siendo los mecanismos iv) y v) los responsables del aumento de la tenacidad de fractura en más de un orden de magnitud. Ambos procesos son posibles gracias a la estructura de la componentes biológica y a la naturaleza de la intercara entre las componentes biológica e inorgánica, ya que se basan en la existencia de una fase muy deformable (componente biológica) unida muy estrechamente a la componente rígida.

## 4. CONCLUSIONES

Los datos presentados en este resumen indican que los materiales biológicos presentan una gran variedad en cuanto a microestructuras y propiedades mecánicas, siendo una importante fuente de inspiración para la producción de nuevos materiales.

El actual interés se refleja en el acuñamiento de los términos *material biomimético* para referirse a materiales que reproduzcan la estructura de los biológicos y *material bioduplicado*, para el que además se fabrique siguiendo métodos que simulen los medios de producción encontrados en la naturaleza.

El camino que va a ser necesario seguir para poder copiar a la naturaleza va a ser largo y complicado, como se pone de manifiesto al estudiar el comportamiento del hilo de araña frente a la fractura, sin embargo los datos mostrados aquí indican que hay grandes recompensas al final de este camino.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración prestada por el Dr. Christopher Viney, Universidad de Oxford, (Gran Bretaña) en la realización de este trabajo.

## 6. BIBLIOGRAFIA

[1]. Viney C., " Processing and microstructural control: lessons from natural materials", Mater. Sci. Eng. R, **10**, pp 187-236 (1993).

[2]. "Biomaterials. Novel Materials from biological sources". Editado por D. Byrom. Stockton Press. N.Y. (1991), pp 18.

[3]. "Introduction to protein structure", Branden C. y Tooze J., Garland Publising Inc. N.Y. (1991) pp 15- 18.

[4]. Gosline J., Guerette P. y Ortlepp C., "Functional Design of spider's silk", SPIE Proceedings series volume 2716, pp 296-299 (1996).

[5]. Simmons A.H., Michal C.A. y Jelinski L.W., "Molecular orientation and two-component nature of the crystalline fraction of spider dragline silk", Science, **271**, pp 84-87 (1996).

[6]. Thiel B.L. y Viney C., "A non-periodic lattice model for crystals in *Nephila clavipes* major ampullate silk", MRS Bulletin, Septiembre 1995, pp 52-56.

[7]. Cunnif P.M., Fossy S.A., Auerbach M.A. y Song J.W., "Mechanical properties of Major Ampulate gland silk fibers extracted from *Nephila clavipes* spiders", en "Silk polymers. Materials Science and biotechnology", ACS Symposium series, **544**, pp 235-251, (1993).

[8]. Tirrell D.A., "Putting a new spin on spider silk", Science, **271**, pp 39 (1996).

[9]. "Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales", Elices M., Servicio de Publicaciones ETSI Caminos, Canales y Puertos (Madrid), pp 94 (1995).

[10]. ibid pp 93.

[11]. Sarikaya M. y Aksay I.A., "Nacre of abalone shell: a natural multifunctional nanolaminated ceramic-polymer composite material" en " Structure, cellular synthesis and assembly of biopolymers", Springer-Verlag, Berlin, pp 1-26 (1992).

[12]. Mann S.," Molecular recognition in biomineralization", Nature, **332**, pp 119-124 (1988).

[13]. Falini G., Albeck S., Weiner S. y Addadi L., "Control of aragonite or calcite polymorphism by mollusk shell macromolecules", Science, **271**, pp 67-69 (1996).

**Tabla 3**. Probetas ensayadas en modo mixto

| Probeta | Amasada | Canto *D* mm | Tipo de ensayo | Observaciones |
|---|---|---|---|---|
| *A1.D1.1* | 1 | 75 | 1 | Estable |
| *A1.D1.2* | 1 | 75 | 1 | Estable |
| *A1.D1.3* | 1 | 75 | 2 | Estable |
| *A1.D1.4* | 1 | 75 | 1 | Estable |
| *A1.D2.1* | 1 | 150 | 2 | Estable |
| *A1.D2.2* | 1 | 150 | 2 | Estable |
| *A1.D2.3* | 1 | 150 | 1 | Estable |
| *A1.D2.4* | 1 | 150 | 1 | Estable |
| *A1.D3.1* | 1 | 300 | 2 | Inestable |
| *A1.D3.2* | 1 | 300 | 2 | Estable |
| *A2.D1.1* | 2 | 75 | 1 | Estable |
| *A2.D1.2* | 2 | 75 | 1 | Estable |
| *A2.D1.3* | 2 | 75 | 1 | Estable |
| *A2.D1.4* | 2 | 75 | 1 | Estable |
| *A2.D2.1* | 2 | 150 | 2 | Inestable |
| *A2.D2.2* | 2 | 150 | 2 | Inestable |
| *A2.D2.3* | 2 | 150 | 1 | Estable |
| *A2.D2.4* | 2 | 150 | 1 | Estable |
| *A2.D3.1* | 2 | 300 | 2 | Estable |
| *A2.D3.2* | 2 | 300 | 2 | Estable |
| *A3.D2.1* | 3 | 150 | 2 | No válido |
| *A3.D2.2* | 3 | 150 | 2 | Estable |
| *A3.D2.3* | 3 | 150 | 2 | Estable |
| *A3.D2.4* | 3 | 150 | 2 | Estable |
| *A3.D3.1* | 3 | 300 | 2 | Estable |
| *A3.D3.2* | 3 | 300 | 2 | Estable |
| *A4.D2.1* | 4 | 150 | 1 | Estable |
| *A4.D2.2* | 4 | 150 | 1 | Estable |
| *A4.D2.3* | 4 | 150 | 2 | Estable |
| *A4.D2.4* | 4 | 150 | 2 | Inestable |
| *A4.D3.1* | 4 | 300 | 1 | Estable |
| *A4.D3.2* | 4 | 300 | 1 | Estable |
| *A5.D1.1* | 5 | 75 | 2 | Estable |
| *A5.D1.2* | 5 | 75 | 2 | Estable |
| *A5.D1.3* | 5 | 75 | 2 | Estable |
| *A5.D1.4* | 5 | 75 | 2 | Estable |
| *A5.D2.1* | 5 | 150 | 2 | Inestable |
| *A5.D2.2* | 5 | 150 | 2 | Inestable |
| *A5.D2.3* | 5 | 150 | 2 | Estable |
| *A5.D2.4* | 5 | 150 | 2 | Estable |
| *A5.D3.1* | 5 | 300 | 1 | Estable |
| *A5.D3.2* | 5 | 300 | 1 | Estable |

Las figuras 8a y 8b muestran, respectivamente, las envolventes de las trayectorias experimentales de las fisuras correspondientes a las probetas *D2* y *D3* para los dos tipos de ensayo; se ha añadido la previsión de trayectoria de la fisura hecha con *FRANC2D* [2] (fractura elástica lineal) para cada familia de ensayos. Se observa una clara diferencia en las trayectorias correspondientes a cada tipo de ensayo; la dispersión experimental es pequeña y las trayectorias experimentales se adecúan bien a la predicción hecha por el modelo elástico lineal.

## 5. MODELO DE FISURA COHESIVA

Sobre la trayectoria obtenida a partir de un modelo de fractura elástica lineal se ha introducido un modelo de fisura cohesiva, para lo cual se han situado 100 muelles perpendiculares a los labios de la fisura cuya ley de ablandamiento reproduce la obtenida experimentalmente a partir de los ensayos en modo I. Las figuras 9a y 9b comparan los resultados experimentales con los numéricos correspondientes a las probetas *D3* en el ensayo *tipo 2*; como puede observarse el ajuste es bueno.

## 6. CONCLUSIONES

De los ensayos realizados y de los resultados obtenidos se puede concluir:

a) Se ha obtenido una colección de ensayos de hormigón en modo mixto, con dos familias de trayectorias claramente distintas. Los ensayos son estables y repetitivos, bien caracterizados y pueden servir de referencia para verificar y comprobar modelos analíticos y numéricos de propagación de fisuras en modo mixto en hormigón y morteros.

b) La trayectoria de la fisura en modo mixto se adecúa bien a la predicha por un modelo elástico lineal, siendo, además, la dispersión experimental pequeña.

c) Se ha presentado un nuevo tipo de ensayo (probeta prismática solicitada a flexión en cuatro puntos, con cargas asimétricas y no proporcionales) que permite modificar la trayectoria de la fisura al variar las condiciones de contorno e introducir cargas no proporcionales; los ensayos de la literatura se han realizado con cargas proporcionales, sin la posibilidad de modificar la trayectoria de la fisura para una geometría y disposición de cargas fijada.

d) Se ha presentado un método de cálculo que permite predecir el comportamiento de las vigas ensayadas en modo mixto mediante la introducción de una zona cohesiva a lo largo de la trayectoria obtenida mediante fractura elástica lineal; los resultados preliminares son satisfactorios.

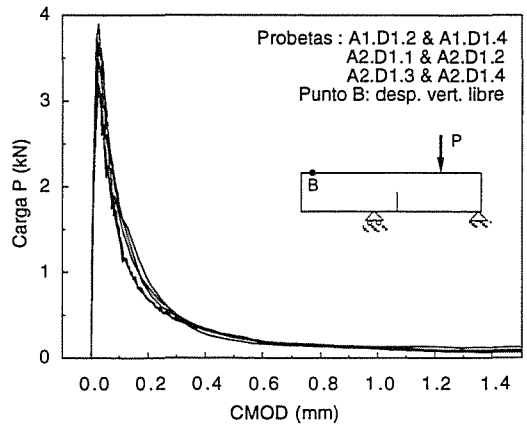



**Figura 2a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 1* con probetas *D1* .

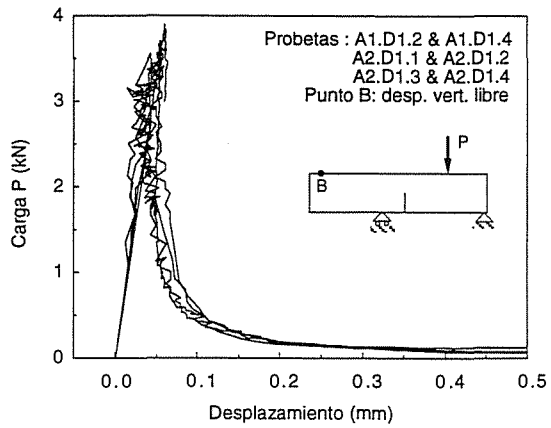



**Figura 2b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 1* con probetas *D1* .

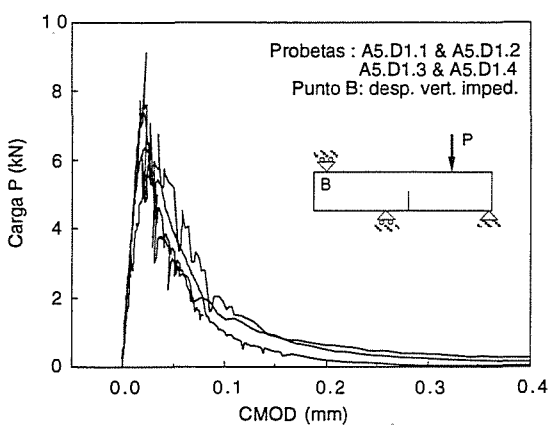



**Figura 3a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 2* con probetas *D1* .

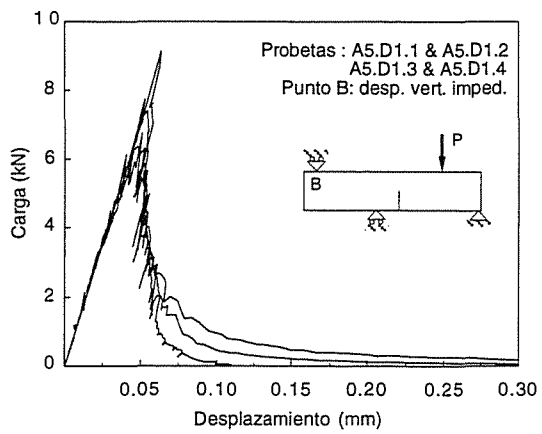



**Figura 3b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 2* con probetas *D1* .

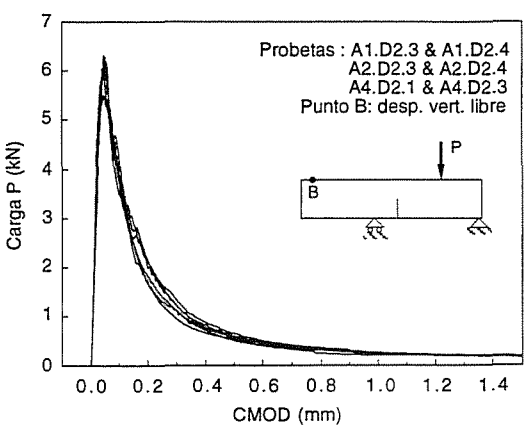



**Figura 4a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 1* con probetas *D2* .

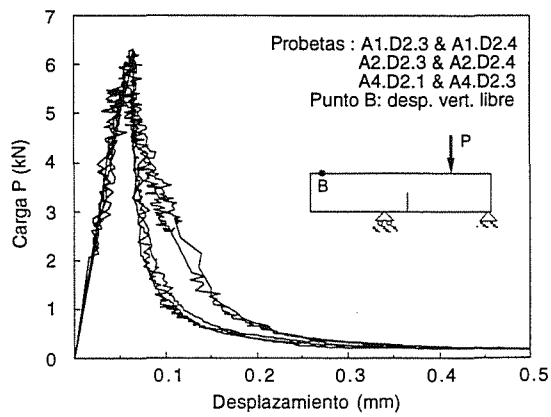



**Figura 4b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 1* con probetas *D2* .

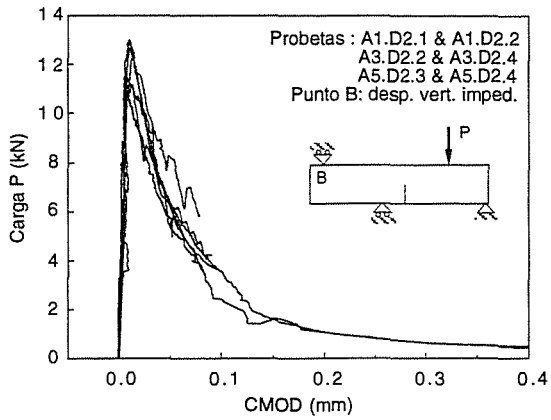



**Figura 5a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 2* con probetas *D2*.

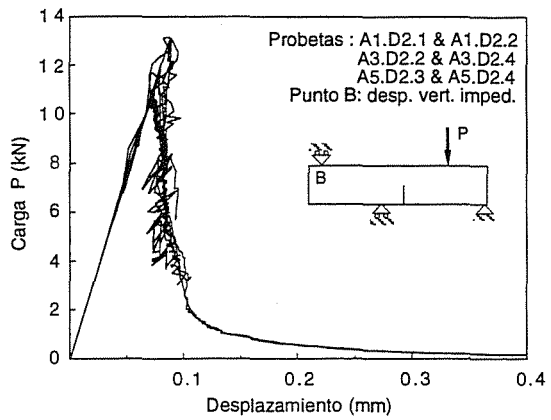



**Figura 5b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 2* con probetas *D2* .

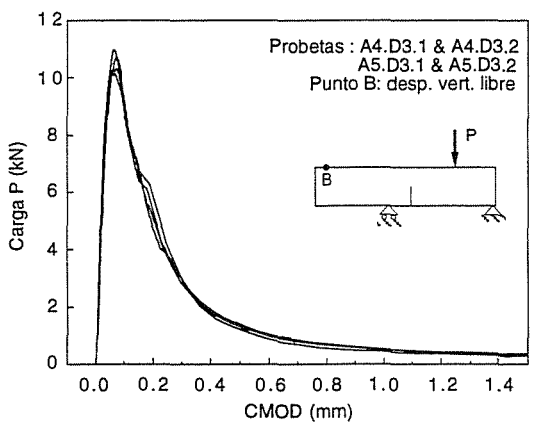



**Figura 6a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 1* con probetas *D3*.

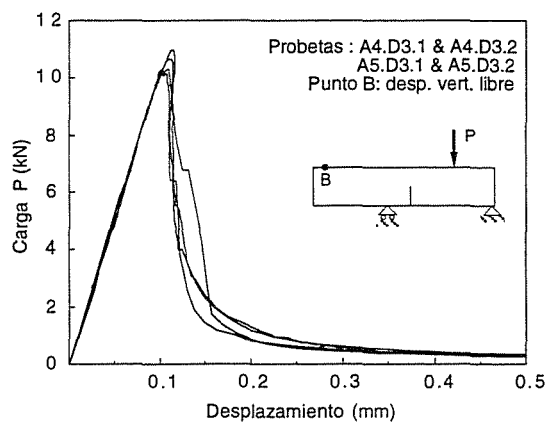



**Figura 6b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 1* con probetas *D3* .

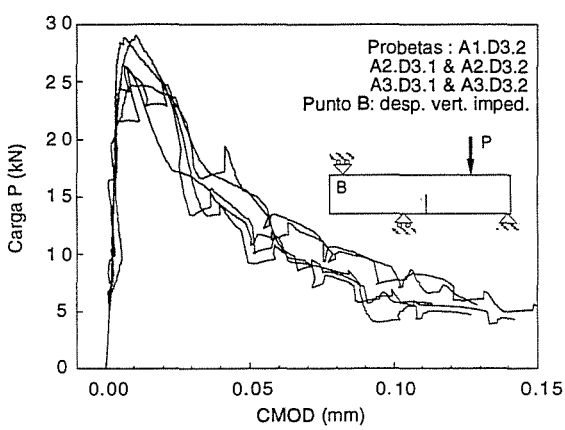



**Figura 7a**. Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 2* con probetas *D3*.

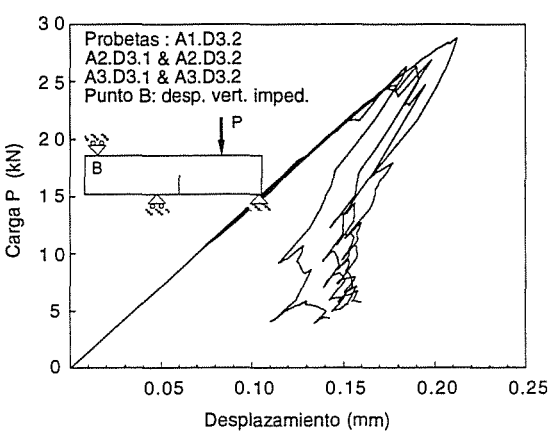



**Figura 7b**. Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 2* con probetas *D3* .

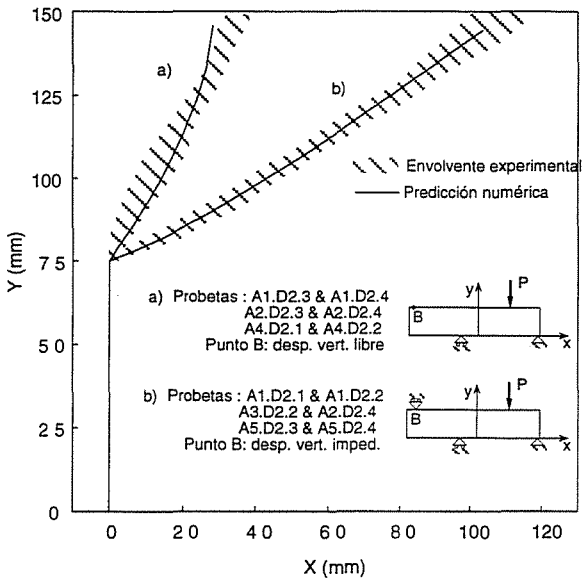



**Figura 8a.** Envolvente de las trayectorias experimentales de los ensayos *tipo 1* y *2* correspondientes a las probetas *D2*. Se incluye predicción con *FRANC2D* (fractura elástica lineal).

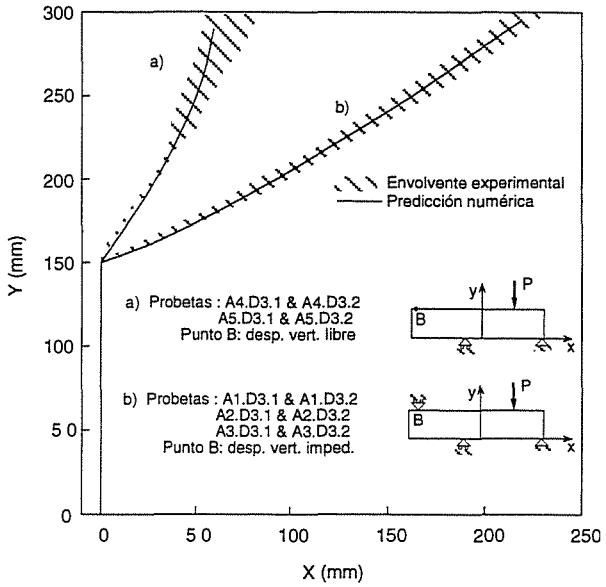



**Figura 8b.** Envolvente de las trayectorias experimentales de los ensayos *tipo 1* y *2* correspondientes a las probetas *D3*. Se incluye predicción con *FRANC2D* (fractura elástica lineal).

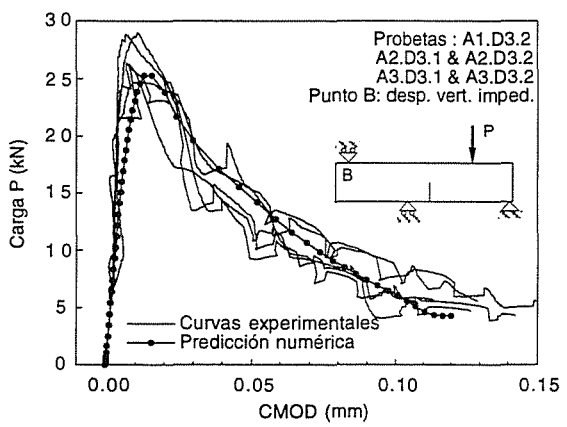



**Figura 9a.** Curvas experimentales carga-*CMOD* de los ensayos *tipo 2* con probetas *D3* y predicción numérica.

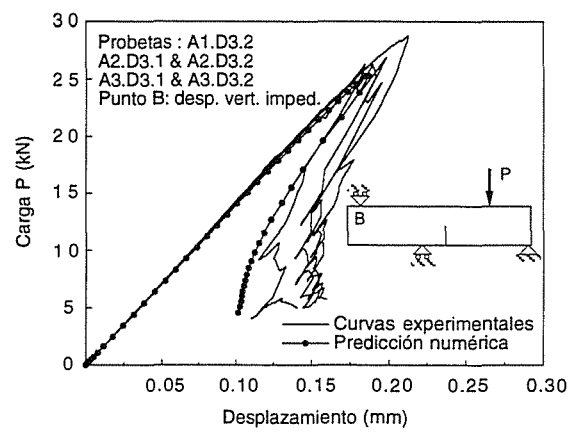



**Figura 9b.** Curvas experimentales carga-desplazamiento de los ensayos *tipo 2* con probetas *D3* y predicción numérica.

## 7. REFERENCIAS

[1] Gálvez, J., G.V. Guinea, M. Elices, "Fisuración del Hormigón en Modo Mixto", Anales de Mecánica de la Fractura 13, pp.130- 135, (1996).

[2] "FRANC2D: A Two-Dimensional Crack Propagation Simulator", Version 2.7, NASA, 1994.

[3] Elices, M. "Mecánica de la Fractura", ETSICCP de UPM, 198 pp. , (1995).

## 8. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología y a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica la financiación de este trabajo a través de los proyectos MAT 94-0120-003 y PB 93-0031; a la empresa Portland-Valderribas el suministro de cemento Portland 1-55-A a granel para la elaboración de las probetas, y al Prof. A. Ingraffea, de la Universidad de Cornell, el uso del programa FRANC2D.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# TRACCIÓN EN MATERIALES CERÁMICOS A ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN

F. Gálvez, J.Rodríguez y V.Sánchez Gálvez

Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

**Resumen.** Los materiales cerámicos se emplean cada vez en mayor grado en el diseño de elementos estructurales. Su comportamiento se supone normalmente elástico lineal hasta rotura, aceptando como criterio de rotura alguna condición límite relacionada con la resistencia a tracción del material. Debido a la dificultad para realizar ensayos de tracción uniaxial, tradicionalmente se ha intentado medir la resistencia a tracción mediante métodos indirectos como los ensayos de flexión en tres puntos, que proporcionan el conocido módulo de rotura. En los últimos años han aparecido algunas alternativas, como la compresión diametral de cilindros (ensayos brasileños) y los ensayos de "spalling" en barras cilíndricas alargadas. En este trabajo se presenta una comparación de los valores de resistencia a tracción obtenidos en estos dos tipos de ensayos. Se ha llevado a cabo un programa de ensayos con probetas instrumentadas y fotografía de alta velocidad y se han ensayado probetas de alúmina a diferentes velocidades de deformación, mostrando la influencia de esta variable en los valores de resistencia a tracción.

**Abstract.** Ceramic materials are being increasingly used in structural element design. Their mechanical behaviour is usually assumed linear elastic until failure, taking as failure criteria some limit condition related to the tensile strength. Tensile strength of ceramics is usually measured by indirect methods, like three point bending test, because it is extremely difficult to carry out the standard uniaxial tensile test. In the last years, some alternative tests have appeared, such as the diametral compression of short cylindrical specimens (splitting or brazilian tests) and the spalling tests in long bars. In this work a comparison of the results provided by these two methods is presented. An experimental programme based on instrumental tests and high speed photography have been carried out. Specimens of alumina have been tested at different strain rates, showing the influence of this magnitude on tensile strength values.

## 1. INTRODUCCIÓN

La combinación de propiedades que presentan los materiales cerámicos ha posibilitado su aplicación en el diseño de elementos estructurales. Así, por ejemplo, las denominadas "cerámicas avanzadas" se utilizan como material base para la fabricación de componentes de motores de combustión interna por su comportamiento a altas temperaturas y su excelente resistencia al desgaste. En el terreno de las protecciones frente a cargas de impacto son necesarios materiales que minimizando el peso de todo el blindaje aporten una elevada dureza y un alto módulo elástico. Cerámicas como la alúmina o el carburo de silicio se han convertido en materiales familiares en los nuevos diseños de estos elementos de protección. La desventaja principal de estos materiales a la hora de emplearlos en elementos estructurales es su fragilidad. Esto limita sus posibles aplicaciones por lo que la investigación sobre las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos se ha centrado en la búsqueda de nuevos materiales con una mayor tenacidad y resistencia.

Para utilizar un material cerámico en el diseño de un elemento estructural es necesario contar con un criterio tridimensional que prediga cuando el material se va a fracturar. Los criterios normalmente empleados tienen en la resistencia a tracción un parámetro clave [1]. El problema se presenta a la hora de medir esta propiedad. Tradicionalmente se han utilizado los ensayos de flexión para determinar un valor de resistencia que se conoce como módulo de rotura y que no corresponde a la verdadera resistencia a tracción, al no estar sometido el material a un estado uniaxial de carga.

Como alternativa al ensayo de flexión en tres puntos se han propuesto los ensayos de compresión diametral o ensayos brasileños que proporcionan buenos resultados en materiales relativamente similares como el hormigón [2]. Estos ensayos se basan en la gran diferencia que existe en algunos materiales, como las cerámicas, entre la resistencia a tracción y la resistencia a compresión. La probeta se somete a cargas de compresión según uno de sus diámetros y la rotura se produce cuando las tracciones generadas alcanzan la resistencia a tracción del material. Datos de resistencia a tracción de materiales cerámicos determinados mediante la realización de ensayos brasileños han sido previamente publicados [3], si bien son acogidos con cierto escepticismo por un motivo fundamental: el material se encuentra sometido a un estado biaxial de tensiones en el que las tensiones de

compresión son sustancialmente superiores a las de tracción que provocan la rotura.

En este trabajo se presenta un nuevo método de medida de la resistencia a tracción de materiales cerámicos, en el cual el material está sometido a un estado uniaxial de tensiones en el momento de la rotura [4,5]. Solamente es posible realizar estos ensayos a altas velocidades de deformación, pues el fundamento descansa en la teoría de propagación de ondas elásticas unidimensionales. El nuevo ensayo se basa en el fenómeno conocido como rotura por "spalling". Cuando una carga de compresión de magnitud inferior al límite elástico se aplica a un sólido a una elevada velocidad de solicitación, se genera en el cuerpo una onda elástica de compresión que se propaga por el sólido hasta alcanzar sus contornos. En ese momento la condición de tensión nula que caracteriza a una superficie libre resulta en la reflexión de la original onda de compresión como una onda de tracción de igual intensidad. En el caso de materiales con una resistencia a tracción inferior en un orden de magnitud a la de compresión, como sucede con las cerámicas, el material soportará sin daño el paso de la onda de compresión y se fracturará cuando la onda de tracción generada en las superficies libres supere el valor de la resistencia a tracción. Para conseguir un estado uniaxial de tensión basta con diseñar la geometría a utilizar adecuadamente, por ejemplo, cargando una barra cilíndrica alargada según la dirección de su eje. En la figura 1 se recoge un esquema de la aplicación de las cargas en los ensayos de flexión, de compresión diametral y de "spalling".

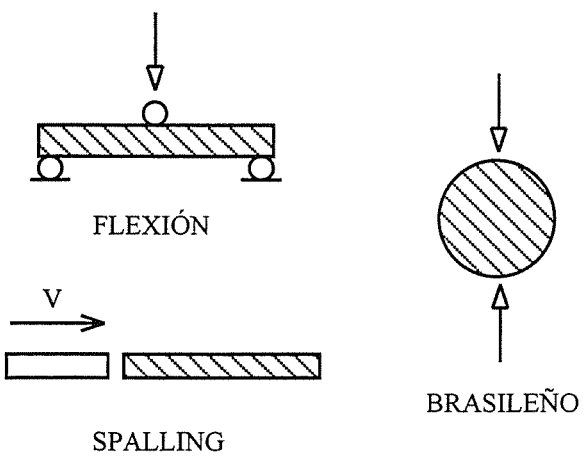



**Figura 1.** Esquema de los ensayos de flexión, brasileño y de "spalling".

En este artículo se describe con detalle la técnica experimental correspondiente a los ensayos de "spalling" y se presentan los resultados obtenidos al ensayar un material cerámico (alúmina 99.5% de pureza). Así mismo, se comparan los valores obtenidos con los que proporcionan los ensayos de compresión diametral del mismo material a tres velocidades de deformación distintas, desde ensayos lentos en una máquina convencional hasta ensayos rápidos realizados en una barra de Hopkinson.

## 2. TÉCNICA EXPERIMENTAL.

Ensayos brasileños.

Los ensayos cuasiestáticos de compresión diametral se llevaron a cabo en una máquina convencional INSTRON 8501. La velocidad de aplicación de la carga fue controlada mediante el desplazamiento entre los platos. Este valor fue de 0.2 μm/s en los ensayos más lentos y de 2000 μm/s en los ensayos a media velocidad. Se obtuvo un registro de carga en función del tiempo por medio de una célula de carga. El desplazamiento en función del tiempo se midió a través de la posición de los platos de la máquina mediante un LVDT inductivo. Con estas medidas se determinó la curva carga-desplazamiento, la carga máxima de rotura, $P_{max}$ y la tensión de tracción máxima en la probeta, $\sigma_r$, de acuerdo con la expresión que proporciona la teoría de la elasticidad:

$$\sigma_r = \frac{2\,P_{max}}{\pi\,L\,D}$$

donde L y D representan la altura y el diámetro de la probeta, respectivamente. Los ensayos a altas velocidades de deformación se llevaron a cabo en una barra de Hopkinson. También se obtuvo la curva carga-desplazamiento, se midió la carga máxima de rotura y la tensión de tracción máxima soportada por la probeta. El equipo experimental de la barra de Hopkinson consta de un cañón sobre el que desliza un proyectil que impacta sobre dos barras de acero entre las que se coloca la probeta.

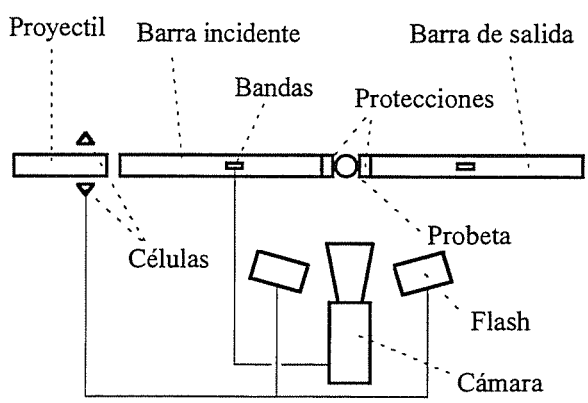



**Figura 2.** Esquema de los ensayos brasileños en la barra de Hopkinson.

Las dos barras están instrumentadas mediante bandas extensométricas que son las encargadas de recoger las deformaciones que sufren. De ellas proceden las señales, que tratadas de forma adecuada, permiten determinar la carga aplicada sobre cada extremo de la probeta y el desplazamiento relativo entre ambos extremos en cada instante. Estas fuerzas se pueden determinar con la teoría unidimensional de propagación de ondas elásticas a partir de las siguientes expresiones:

$$F_a = AE(\varepsilon_i+\varepsilon_r)$$
$$F_b = AE\varepsilon_t$$

donde A y E son la sección y el módulo de elasticidad de las barras y las variables $\varepsilon_i$, $\varepsilon_r$ y $\varepsilon_t$ son las deformaciones correspondientes a la onda incidente generada en el impacto, la reflejada en la superficie de separación barra-probeta y la transmitida a la segunda barra. Sin embargo, la única cantidad requerida para determinar la fuerza ejercida sobre la probeta es la máxima carga aplicada, que se determina mediante:

$$F = F_b = AE\varepsilon_t$$

Las velocidades de los extremos de las barras permiten determinar el desplazamiento relativo entre ambos extremos. Este es el desplazamiento entre los extremos de la probeta, $\delta$, que se puede calcular por:

$$V_a = c(\varepsilon_i-\varepsilon_r)$$
$$V_b = c\varepsilon_t$$
$$d\delta/dt = V_a-V_b$$

donde c representa la velocidad del sonido en las barras. Por tanto, relacionando la historia de fuerzas con la de desplazamientos, se determina la curva carga-desplazamiento y de ella la carga máxima y la tensión de tracción máxima en la probeta con la misma expresión que en los ensayos cuasiestáticos. Se supone, por tanto, que a pesar de la elevada velocidad de deformación la probeta se encuentra durante la mayor parte del ensayo en equilibrio. Una descripción detallada de las hipótesis de los ensayos en la barra de Hopkinson puede consultarse en [6]. En la figura 3 se presenta una curva carga-tiempo correspondiente a un ensayo típico.

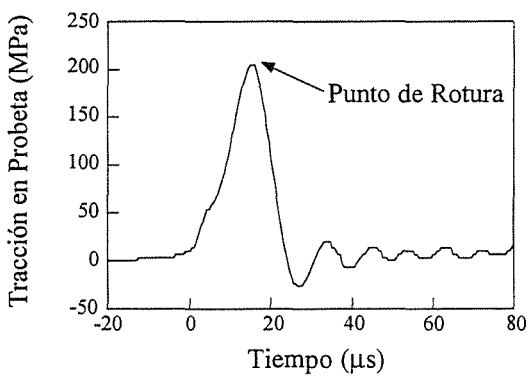



**Figura 3.** Registro carga-desplazamiento en un ensayo brasileño en la barra de Hopkinson.

Ensayos de "spalling".

Estos ensayos están basados en los mismos principios de propagación de ondas elásticas que rigen los ensayos en la barra de Hopkinson. El dispositivo experimental consta de un cañón sobre el que desliza un proyectil que impacta sobre una barra de acero. Esta barra se encuentra en contacto con la probeta, que también tiene forma cilíndrica, pero mantiene su extremo final libre como se muestra en el esquema de la figura 4.

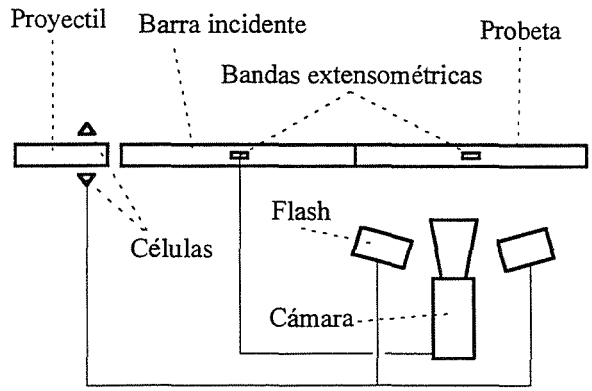



**Figura 4.** Esquema de los ensayos de "spalling".

Al impactar el proyectil sobre la barra de acero se genera un pulso de compresión cuya longitud está determinada por la longitud del proyectil. Este pulso se desplaza a lo largo de la barra, donde se recoge su magnitud y evolución con el tiempo mediante bandas extensométricas. Al estar en contacto barra y probeta, el pulso se transmite desde la primera a la segunda. Cuando el pulso de compresión llega al extremo libre, se refleja como una onda de tracción que se propaga en sentido contrario al de compresión para garantizar la condición de tensión nula que caracteriza a un extremo libre. Este cambio de compresión a tracción no ocurre de una forma brusca, sino que la disminución paulatina del primero va dando lugar a un aumento del segundo. Por tanto, la tracción que aparece en la probeta va aumentando hasta llegar al valor en que la probeta rompe. En la figura 5 se presenta la evolución de la situación con el tiempo para un ensayo con alúmina de 99.5%.

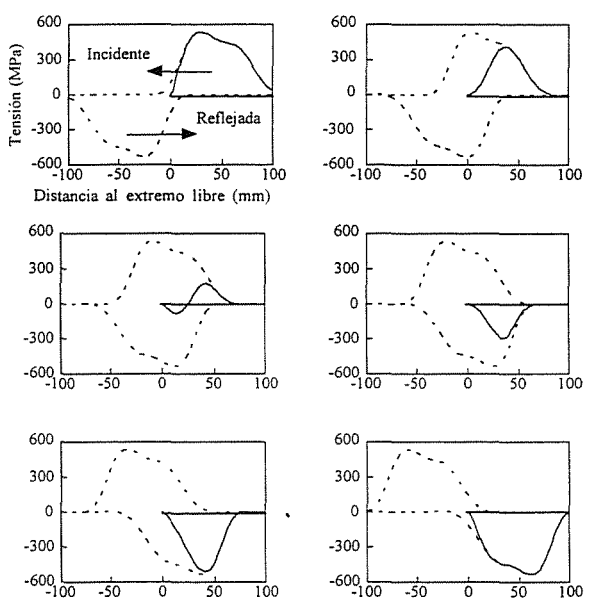



**Figura 5.** Evolución de la tensión en la probeta.

En el instante en que la probeta se rompe, el tramo de pulso de tracción que ha sobrepasado el lugar en el que se ha producido la rotura es el que proporciona el valor

de la resistencia a tracción. Seguidamente, el pulso de tracción continúa viajando a lo largo de la probeta y su magnitud se recoge en la instrumentación de la misma. Si se supone que el material que se ensaya se comporta de forma elástica hasta la rotura, se recogerán las deformaciones y, por tanto, las tensiones tanto de tracción como de compresión. La figura 6 muestra la tensión medida en un ensayo real de "spalling" realizado sobre una probeta de alúmina de 99.5% de pureza.

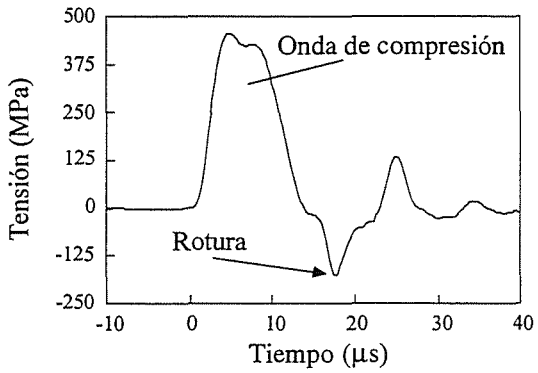



**Figura 6.** Tensiones medidas en la probeta durante un ensayo de "spalling".

Fotografía ultrarrápida

Tanto en los ensayos brasileños como en los de "spalling" realizados a altas velocidades de deformación, la experimentación se completó con un equipo de fotografía ultrarrápida que proporcionó imágenes de las roturas. El equipo de fotografía utilizado consta de cuatro cámaras que se disparan mediante un pulso digital. El disparo se puede retrasar a voluntad entre 1 y 999 μs y el sistema permite obtener fotografías con tiempos de exposición de hasta 1 μs, lo que posibilita el poder captar imágenes del instante en que comienza la rotura de las probetas. Las cámaras se dispusieron formando una matriz de 2x2 por lo que su ángulo de visión no correspondía exactamente con la normal a la cara de la probeta que se enfocaba. Esto, sin embargo, no fue problema pues el campo de profundidad del objetivo es suficiente para mantener enfocada la totalidad de dicha superficie. La señal para activar el disparo de las cámaras se tomó de la instrumentación de la barra de acero a través de un circuito electrónico diseñado para tal fin.

Para iluminar la probeta en el momento de tomar las exposiciones se colocaron cuatro flashes comerciales. Para que la iluminación recibida por la superficie enfocada sea la adecuada es necesario sincronizarla con la toma de imágenes y el fenómeno a fotografiar. El procedimiento utilizado en esta experimentación es el siguiente: se colocaron dos células fotoeléctricas de infrarrojos que emiten una señal al detectar el paso del proyectil por el extremo del cañón justo antes del impacto, permitiendo además, tomar una medida de la velocidad del proyectil en ese instante. Esta señal marca el inicio de funcionamiento para los flashes. Las cámaras comienzan a tomar imágenes cuando la iluminación sobre la probeta es suficiente, aproximadamente unos 200 μs después de recibir la señal de disparo. Todos los tiempos están ajustados de manera que las imágenes de la probeta se tomen cuando el proceso de carga ya ha comenzado. El esquema del dispositivo de fotografía ultrarrápida se muestra en las figuras 2 y 4 para los dos tipos de ensayos.

## 3. RESULTADOS.

Material.

El material cerámico ensayado fue alúmina de 99.5% de pureza suministrado por Morgan Matroc. Para los ensayos brasileños la geometría empleada consistió en discos de 8 mm de diámetro y 4 mm de espesor. En los ensayos de "spalling" se emplearon barras de 8 mm de diámetro y 100 mm de longitud.

Caracterización previa

Todas las probetas fueron inspeccionadas visualmente, así como medidas y pesadas. Se calculó su densidad y la posible existencia de defectos macroscópicos o grandes poros en su interior. También se determinaron sus constantes elásticas, como el módulo de elasticidad, mediante la técnica de excitación por impulsos. Esto se llevó a cabo con el equipo Grindo*Sonic* MK5. Esta técnica se basa en la excitación mecánica del objeto por medio de un impulso mecánico y en el análisis de las vibraciones naturales producidas durante la relajación del objeto. En la tabla 1 se recogen los valores medios de densidad y módulo de elasticidad, así como el valor del módulo de rotura suministrado por el fabricante.

Tabla 1. Caracterización previa del material.

| | Densidad (kg/m3) | Módulo de elasticidad (GPa) | Módulo de rotura (MPa) |
|---|---|---|---|
| Alúmina 99.5% | 3900±40 | 391±7 | 310 |

Ensayos

Se han realizado ensayos brasileños a tres velocidades de deformación diferentes. Los ensayos a las dos velocidades de deformación menores se realizaron en una máquina convencional INSTRON 8501, mientras que los ensayos a alta velocidad se realizaron en una barra de Hopkinson.

También se han llevado a cabo ensayos de "spalling" para lo que fue necesario diseñar y poner a punto una bancada que asegurara el alineamiento de todo el sistema, clave para que los ensayos se realicen en las condiciones uniaxiales previamente comentadas.

Resultados

En las figura 7 se muestran todos los resultados de resistencia a tracción obtenidos en los ensayos brasileños a tres velocidades de deformación diferentes,

en los ensayos de "spalling" y el módulo de rotura (MOR) suministrado por el fabricante del material.

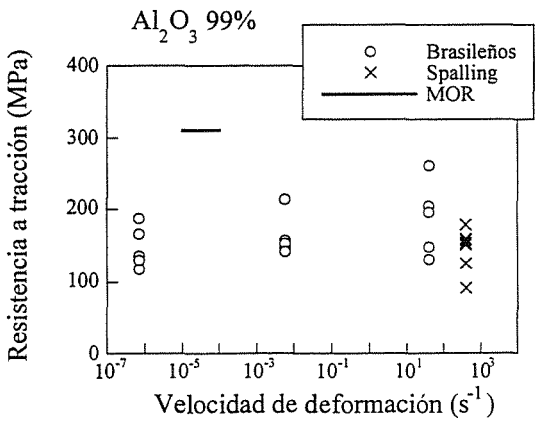



**Figura 7.** Resistencia a tracción de la alúmina de 99.5%.

## 4. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

La realización de ensayos de "spalling" tiene ventajas claras respecto a los ensayos brasileños o los de flexión en tres puntos para determinar la resistencia a tracción de un material cerámico. Es evidente a la vista de los registros de deformación-tiempo que el material está sometido a un estado uniaxial de tensión, por lo que la máxima tensión de tracción medida corresponde a la verdadera resistencia a tracción del material. Con la ayuda de la fotografía ultrarrápida puede determinarse además el lugar exacto donde se localiza la rotura en la probeta y con el registro tensión-tiempo determinar la evolución de la tensión en esa zona. La figura 8 muestra la tensión frente a la distancia al extremo y su evolución con el tiempo para un ensayo. Como puede apreciarse el lugar de la rotura se encuentra en la zona de la probeta que está sometida a las máximas tracciones en cada instante siendo, por tanto, lógico que la probeta falle en esa zona.

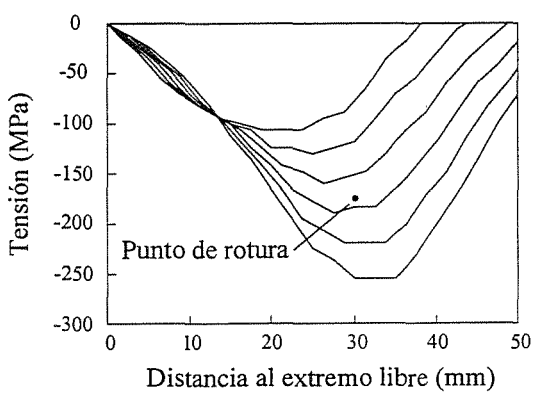



**Figura 8.** Evolución temporal de la tensión de tracción a lo largo de la probeta.

Por otro lado, los ensayos de "spalling" tienen dos inconvenientes que deben considerarse: en primer lugar no es posible realizarlos a bajas velocidades de deformación; en segundo lugar, el material ha estado sometido a cargas de compresión que podrían producir algún daño en el material y rebajar su resistencia ante las cargas de tracción. Este segundo aspecto es suficientemente importante y requeriría un estudio más detallado que no puede ser incluido en este artículo. Aún así, en los ensayos presentados todas las tensiones están por debajo del 30% de la resistencia a compresión del material.

En cuanto a los resultados obtenidos, unos y otros ensayos muestran una gran dispersión, aunque es sustancialmente menor en los ensayos de "spalling". Esto más que deberse a la técnica experimental empleada parece ser una característica intrínseca de los materiales cerámicos. A pesar de la dispersión observada los resultados de los ensayos de "spalling" se encuentran por debajo de los brasileños realizados a velocidades de deformación similares.

En este artículo se presentan únicamente los primeros resultados obtenidos con este nuevo sistema de ensayo. Quedan por explicar en futuros trabajos numerosos aspectos como las diferencias observadas entre los ensayos brasileños y los de "spalling" o el tipo de rotura presente en cada material y su posible variación con la velocidad de deformación.

**Agradecimientos.**
Los autores de este trabajo desean agradecer a Tomás Beleña y Jose Miguel Martínez su ayuda en el diseño del equipo experimental.

## REFERENCIAS

[1] G. Rosenberg. The dynamic response of ceramics to shock wave loading, in "Shock and Impact on Structures", pags 73-106, Computational Mechanics Publications, 1994.
[2] A.M. Neville, Properties of Concrete, Pitman Publishing,1973.
[3] J. Rodríguez, C. Navarro y V. Sánchez Gálvez, Splitting tests: an alternative to determine the dynamic tensile strength of ceramic materials, Journal de Physique IV, Volume 4, pp 101-106 September 1994.
[4] C. Johnstone y C. Ruiz, Dynamic Testing of Ceramics under Tensile Stress, Int. J. Solids Structures, Vol. 32, No. 17/18, pp 2647-2656, 1995.
[5] J.Najar, Dynamic tensile fracture phenomena at wave propagation in ceramic bars, Journal de Physique IV, Volume 4, September 1994.
[6] E.D.H. Davies y S.C. Hunter, The Dynamic Compression Testing of Solids by the Method of the Split Hopkinson Pressure Bar, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 11, pags 155-179, 1963.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA Vol. 14 (1997)

# RESISTENCIA MECANICA DE LOS MATERIALES BIOLOGICOS

**J. Pérez-Rigueiro y M. Elices**

**Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos.
Universidad Politécnica de Madrid. 28040. Madrid**

**Resumen.** En este trabajo se presenta un resumen de nuestro conocimiento actual sobre las propiedades mecánicas de los materiales biológicos, con especial atención a su resistencia mecánica y a su comportamiento frente a la fractura. Como materiales modelo se han elegido el hilo de araña y el nácar, ya que constituyen ejemplos representativos de materiales compuestos polímero-polímero y polímero-cerámico. Se incluyen también estimaciones obtenidas utilizando la mecánica de la fractura elástico lineal de la tenacidad de fractura de los hilos de araña, así como las condiciones en las que se pueden conseguir ensayos de tracción sobre hilos con propagación estable de la grieta.

**Abstract.** The present work is a review of our present knowledge on the mechanical properties of biological materials, specially strength and fracture mechanisms. Spider silk and nacre have been chosen as a model, since they are representative of polymer-polymer and polymer-ceramic composites. Some results are included concerning the fracture tougness of spider silk and the conditions required to get a stable tensile test as estimated using linear elastic fracture mechanics.

## 1. INTRODUCCION

Los materiales biológicos han tenido una relevancia importante dentro de los materiales estructurales desde tiempos prehistóricos. Materiales como el hueso y el marfil han sido utilizados para la fabricación de herramientas y objetos ornamentales, si bien ha sido la madera el material biológico por excelencia, dependiendo civilizaciones enteras de su adecuado abastecimiento. Pese a estos precedentes el conocimiento actual de las propiedades mecánicas de los materiales biológicos es reducido, especialmente si se compara con el extraordinario avance experimentado en los materiales metálicos, cerámicos o poliméricos convencionales.

Actualmente se está alterando esta tendencia y se empieza a reconocer la importancia que tanto el conocimiento de la microestructura de estos materiales como de los procesos que conducen a su fabricación tienen para la Ciencia de Materiales. Esto es así porque los seres vivos han tenido que suplir el reducido número de materiales básicos disponibles, con la producción de materiales compuestos de estructura muy controlada y que dan una respuesta óptima a las necesidades del organismo. Así, a diferencia de los metales, cuyas propiedades mecánicas están controladas fundamentalmente por la dislocaciones (longitud típica nm) y los cerámicos, cuyas propiedades mecánicas están controladas por defectos con una longitud típica de 1 μm, los materiales biológicos presentan una estructura controlada desde su estructura molecular hasta dimensiones del orden de metros [1].

En el presente trabajo se presenta una revisión del conocimiento actualmente disponible de las propiedades mecánicas de los dos grandes grupos de materiales biológicos: compuestos polímero-polímero y polímero-cerámica. Como ejemplo de los compuestos polímero-polímero se ha elegido el hilo de araña, por presentar unas propiedades mecánicas notables comparadas con las fibras artificiales. Para complementar los datos actualmente disponibles en la bibliografía se han realizado unas estimaciones del comportamiento de estas fibras a partir de la mecánica de fractura elástica lineal. Como ejemplo del grupo de los compuestos polímero-cerámico se va a utilizar el nácar, material que presenta unas propiedades mecánicas excelentes comparadas con las cerámicas sintéticas. En los dos casos se comenzará presentando la microestructura del material y, posteriormente, se tratarán de justificar las propiedades mecánicas que presentan en función de dicha microestructura.

## 2. HILO DE ARAÑA

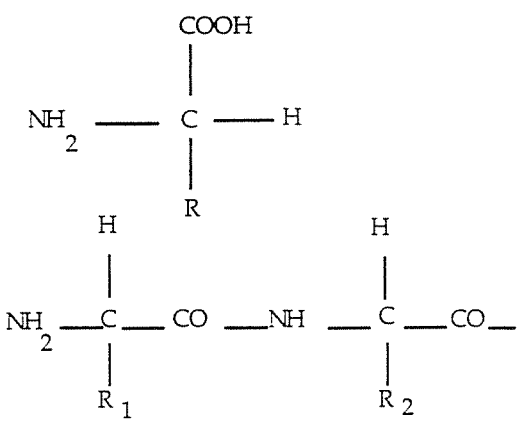
**Estructura y propiedades mecánicas:**
En la tabla 1 se comparan las propiedades mecánicas de dos fibras biológicas típicas con varios materiales sintéticos. Las fibras biológicas seleccionadas son el hilo de amarre de la araña *Nephila Clavipes* y el hilo del capullo de gusano de seda *Bombyx Mori*. Es interesante comprobar cómo las propiedades mecánicas del hilo de araña resultan notables incluso comparadas con el acero, con una resistencia mecánica comparable y un alargamiento y una energía almacenada hasta fractura muy superiores.

**Tabla 1.** Comparación de las propiedades mecánicas de dos fibras biológicas con materiales sintéticos. [2].

| Material | Módulo elástico (GPa) | Resistencia mecánica (MPa) | Alargamiento (%) | Energía almacenada hasta rotura (kJ/kg) |
|---|---|---|---|---|
| Hilo de araña (amarre) | 1-30 | 300-1800 | 10-30 | 30-100 |
| Hilo gusano de seda | 5 | 600 | 15-35 | 70 |
| Nylon | 3 | 500 | 18-26 | 80 |
| Kevlar | 100 | 4000 | 4 | 30 |
| Acero | 200 | 2000 | 8 | 2 |

El hilo de araña y, en general, todas las fibras biológicas están compuestas por proteínas, por lo que es necesario describir brevemente su estructura para poder comprender las propiedades del hilo de araña. Las proteínas son polímeros en los que las unidades repetidas son aminoácidos. La estructura de un aminoácido genérico se muestra en la figura 1, junto con la secuencia típica de aminoácidos en una proteína.

**Figura 1.** Estructura de un aminoácido y secuencia de aminoácidos en una proteína.

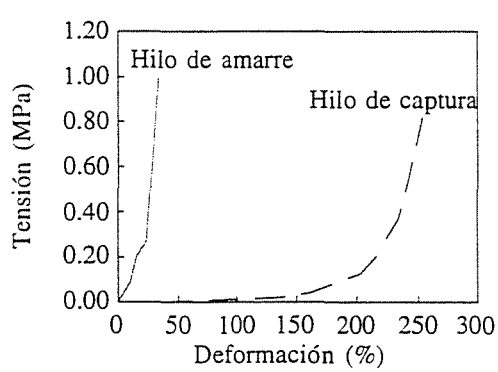



Cada aminoácido se distingue de los demás por la naturaleza del grupo R, existiendo 20 tipos de sustituyentes utilizados por los seres vivos. Resulta interesante notar cómo la secuencia de aminoácidos está constituida por un esqueleto repetido exactamente y por una serie de restos variables.

Las proteínas se doblan en el espacio dando estructuras de gran complejidad. sin embargo, la naturaleza monótona del esqueleto proteico conduce a una serie de estructuras cristalinas comunes a todas las proteínas. Dentro de estas estructuras se encuentra el plegamiento β. El plegamiento β es una estructura plana en la que alternativamente los restos R están expuestos por encima y por debajo del plano. Esta distribución permite el apilamiento de varias hojas β dando como resultado un cristal [3], que como se verá más adelante es determinante para las propiedades mecánicas del hilo de araña.

Para comprender la relación existente entre la microestructura y las propiedades mecánicas del hilo de araña, resulta muy útil la comparación de dos tipos diferentes de hilo producidos por la misma especie y que cumplen funciones diferentes dentro de la estructura de la telaraña. Como ejemplos se han elegido el hilo de amarre (hilo que forma los radios de la telaraña) y el hilo de captura (hilo situado entre los radios) de la araña *N. Clavipes*, y que pese a estar constituidos por proteínas similares, presentan comportamientos mecánicos muy diferentes como se muestra en la figura 2.

**Figura 2.** Comparación de las propiedades mecánicas del hilo de amarre y del hilo de captura de *N. Clavipes* [4].

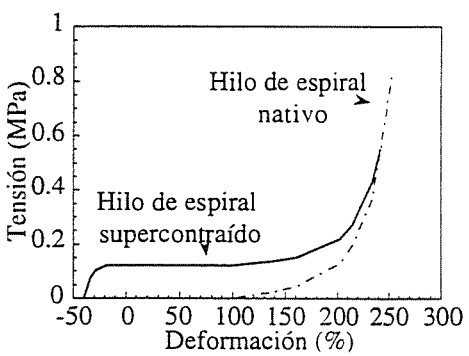



La estructura del hilo de amarre está constituida por cristales β rodeados de una matriz amorfa. Los cristales constituyen aproximadamente un

30 % del total de la fibra [5]. Mediante microscopía electrónica de transmisión y resonancia magnética nuclear se han encontrado dos tipos de cristales. Un primer tipo está formado por cristales de polialanina (alanina R=$CH_3$) de unos 20 Å de lado y que no presentan ningún tipo de alineación preferencial con respecto al eje de la fibra. Estos cristales de polialanina constituyen aproximadamente un 60 % de la fracción cristalina. Por otro lado, existen cristales de un tamaño mayor (70-120 Å) formados por polialanina y por la secuencia glicina-glicina-X (glicina R=H), donde X indica un aminoácido con un residuo voluminoso [6] y que aparecen alineados con el eje de la fibra. Este segundo grupo de cristales presenta una característica interesante puesto que los parámetros de la red se repiten exactamente sobre el plano de la hoja β, si bien pueden variar en la dirección perpendicular a los planos, ya que esta distancia depende del tamaño de los residuos aminoacídicos Se ha propuesto el término red no periódica [6] para referirse a este tipo de estructuras.

Por otra parte el hilo de captura posee una estructura amorfa, con ausencia de cristales β. No obstante, las proteínas presentes en estas fibras pueden formar este tipo de cristales si se sumergen en agua y posteriormente se secan. Este proceso conduce a dos fenómenos interesantes. En primer lugar se produce la contracción de la fibra hasta un 60 % de su longitud inicial (supercontracción) y por otro lado se produce un cambio drástico en las propiedades mecánicas de la fibra después de sufrir el proceso de supercontracción, como se muestra en la figura 3.

**Figura 3.** Comparación de las propiedades mecánicas del hilo de captura noval y supercontraído [4].




De los datos anteriores es posible comenzar a entender el papel de las componentes amorfa y cristalina en el hilo de araña. De la figura 2 se puede obtener la resistencia mecánica de ambos hilos, llegándose a la conclusión de que es prácticamente la misma , lo que indica que esta propiedad depende esencialmente de la componente amorfa de la fibra. La mayor diferencia entre ambos hilos se presenta en el módulo de elasticidad, que es del orden de 20 GPa para el hilo de amarre y tan sólo de 3 MPa para el hilo de captura. El elevado módulo del hilo de amarre se debe a la presencia inicial de los cristales β en la fibra. Por otro lado, el incremento en el módulo de elasticidad que se observa en el hilo de captura al aumentar la deformación se puede explicar por la formación de cristales β debido a la tensión a la que se somete a la fibra.

La diferencia entre las propiedades del hilo dependiendo de la presencia o ausencia de los cristales β, se aprecia claramente en la figura 3. En primer lugar la aparición de los cristales β produce un aumento de 1000 veces en el módulo de elasticidad (3 GPa) y un aumento notable en la energía almacenada hasta fractura, pese a disminuir ligeramente tanto la tensión de fractura como la elongación.

**Comportamiento en fractura:**

El comportamiento en fractura de los hilos de araña no está bien caracterizado todavía. A partir del estudio de las superficies de fractura del hilo de amarre se ha visto que éstos presentan una superficie rugosa para velocidades de ensayo bajas (10 %/s), pudiendo presentar una superficie especular para velocidades de ensayo típicas del impacto (50000 %/s) [7]. Estos hechos se han relacionado con un modo de fractura dúctil para velocidades de ensayo bajas y frágil para velocidades elevadas.

Sin embargo existe una importante confusión con respecto a los términos utilizados en la fractura del hilo de araña. Algunos autores llaman *tenacidad* del hilo de araña al área encerrada bajo la curva fuerza-desplazamiento [8] cuando, en realidad, a lo que se refieren es a la energía elástica almacenada hasta el momento de la rotura.

Un uso relativamente elemental de la mecánica de la fractura utilizando unas hipótesis sencillas permite distinguir las contribuciones elástica y de fractura en las curvas F-u. Se supondrá que la rotura de la fibra se produce mediante la propagación de una única grieta y se han estudiado dos geometrías diferentes: fisura circular central y fisura de fondo recto, ambas geometrías aparecen representadas en la figura 4. La estimación se $K_{IC}$ se realiza a partir del conocimiento de los factores de intensidad de tensiones correspondientes a la fisura de fondo plano (ecuación 1) [9] y circular central (ecuación 2) [10] suponiendo un radio de R=1 μm y con los datos presentandos en la tabla 1.

$$K_{IC} = \sigma\sqrt{\pi a}\left(1.118 + 1.405\left(\frac{a}{2R}\right)^2 + 3.891\left(\frac{a}{2R}\right)^3 + 8.328\left(\frac{a}{2R}\right)^4\right) \quad (1)$$

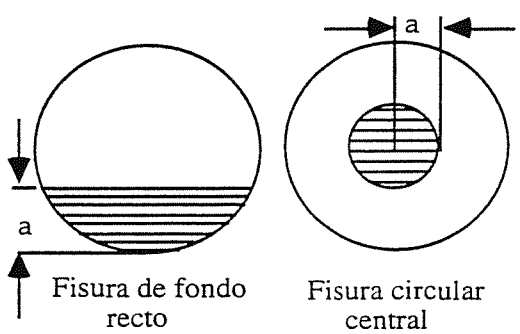
$$K_{IC} = 2\sigma\sqrt{\frac{a}{\pi}}\frac{1 - 0.5a/R + 0.148(a/R)^3}{(1 - a/R)^{1/2}} \quad (2)$$

Para tener una idea de la posible tenacidad de fractura (usando estas geometrías idealizadas) se pueden suponer varios tamaños de los defectos críticos, como se indica en la siguiente tabla.

**Tabla 2.** Tenacidad de fractura del hilo de araña suponiendo diferentes defectos críticos.

| | fisura recta | | | fisura circular | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| a (μm) | 0.5 | 0.2 | 0.1 | 0.5 | 0.2 | 0.1 |
| $K_{IC}$ ($MPam^{1/2}$) | 1.6 | 0.9 | 0.6 | 0.9 | 0.5 | 0.4 |

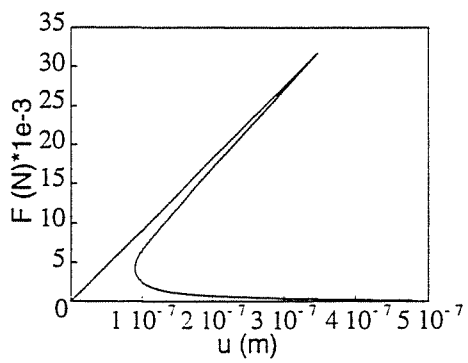
**Figura 4.** Geometría de las fisuras de fondo recto y circular central.




Después de estimar la tenacidad de fractura del hilo de araña es posible determinar las condiciones en las que se puede se puede conseguir un ensayo de tracción con propagación estable de la fisura. El ensayo será estable si transcurre a lo largo de una línea iso-K ($K_I$=cte.). Aplicando esta condición se puede obtener la curva F-u correspondiente al ensayo estable $F=F(u;K_{IC})$.

La figura 5 muestra una simulación de ensayo, que permite apreciar claramente la diferencia dentre la tenacidad de fractura (proporcional al área encerrada entre las curvas de carga y descarga) y la energía elástica almacenada (área bajo la curva de carga).

**Figura 5.** Ensayo estable de tracción para una fibra con un defecto de fondo recto (R=1μm, E=30 GPa, $K_{IC}$=4 $MPam^{1/2}$).



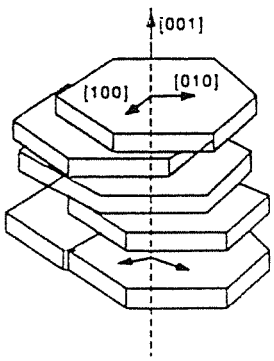

La energía de fractura en esta caso es proporcional al área situada entre las curvas de carga y descarga, siendo mucho menor que el área situada inmediatamente debajo de la curva de carga (energía almacenada hasta la fractura en un ensayo inestable). De hecho, si se supone una longitud del hilo de l=5 cm se llega a la conclusión de que el cociente entre ambas áreas (esto es, el cociente energía específica de fractura/ energía almacenada en el momento de la rotura) es de $10^{-4}$.

## 3. NACAR

El otro gran grupo dentro de los materiales biológicos está constituido por los compuestos polímero-cerámico. Como ejemplo representativo se va a estudiar el nácar del molusco gasterópodo *Haliotis rufescens*.

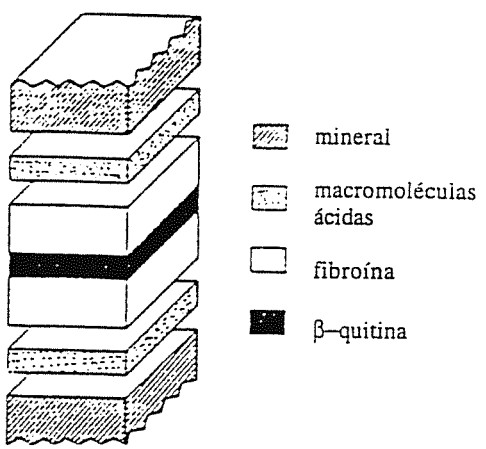
El nácar forma la región interior de las conchas de los moluscos. Está constituido en un 95 % por aragonito ($CaCO_3$), siendo el 5 % restante proteínas y polisacáridos. Estos componentes se encuentran agrupados formado una microestructura muy sofisticada. El aragonito forma placas aproximadamente hexagonales de 0.5 μm de espesor y 10 μm de lado. Las placas están separadas por una fina capa orgánica (500 nm), siendo los ejes c de las distintas placas prácticamente paralelos. Esta estructura se muestra en la figura 6.

**Figura 6.** Esquema de la organización de los cristales de aragonito en el nácar de *H. rufescens* [11].




Por su parte la fase biológica también presenta una estructura compleja consistente en una lámina de β– quitina, rodeada por dos capas de fibroína (proteína de la misma familia que la presente en el hilo de araña) y con dos capas externas de proteínas solubles. Esta estructura se muestra en la figura 7.

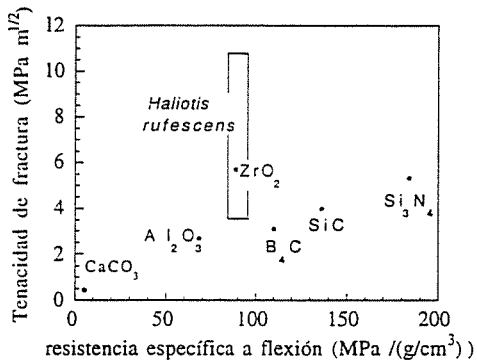
**Figura 7.** Estructura de la fase biológica del nácar [12].




La complejidad de la fase biológica está relacionada con las diferentes misiones que debe cumplir. En primer lugar es la responsable de la estructura completa del nácar, ya que controla tanto la nucleación como el crecimiento de los cristales de aragonito, consiguiéndose cristales de aragonito en la misma orientación y con dimensiones similares. Este control es tan estrecho que el organismo puede controlar la fase de $CaCO_3$ formada dependiendo de su situación en la concha. Así en el interior se encuentra el aragonito característico del nácar, mientras que en el exterior se encuentran cristales de calcita con una microestructura prismática [13]. Por otro lado, la capa de β-quitina es la responsable del mecanismo de enlace entre los labios de la grieta que, como se indica más adelante, es una de las mayores contribuciones al aumento de la tenacidad de fractura del nácar comparado con el aragonito monolítico.

El interés en el nácar surge al comparar sus propiedades mecánicas con las cerámicas estructurales sintéticas más usuales. Esta comparación se muestra en la figura 8.

**Figura 8.** Comparación de las propiedades mecánicas del nácar con otras cerámicas estructurales [11].




En la figura 8 se observa cómo el nácar presenta una tenacidad de fractura muy superior a la de las otras cerámicas estructurales. Esta mejora es incluso más impresionante si se compara con las pobres propiedades mecánicas del aragonito monolítico. El reconocimiento de esta propiedad ha conducido a un importante esfuerzo para determinar los mecanismos que permiten la notable mejora de las propiedades mecánicas observada en el nácar.

Ensayos de flexión en tres puntos de probetas entalladas y de microindentación han permitido reconocer cinco mecanismos diferentes que contribuyen a aumentar la tenacidad del material [11]:

i) bifurcación de la grieta.
ii) formación de microgrietas.
iii) mecanismos de *pull-out* de los cristales de aragonito.
iv) deslizamiento de los cristales de aragonito.
v) enlace entre los labios de la grieta.

Todos estos mecanismos dependen de la especial microestructura del nácar introducida anteriormente. De ellos, los tres primeros inducen mejoras modestas en la tenacidad de

fractura (30 % respecto al aragonito monolítico), siendo los mecanismos iv) y v) los responsables del aumento de la tenacidad de fractura en más de un orden de magnitud. Ambos procesos son posibles gracias a la estructura de la componentes biológica y a la naturaleza de la intercara entre las componentes biológica e inorgánica, ya que se basan en la existencia de una fase muy deformable (componente biológica) unida muy estrechamente a la componente rígida.

## 4. CONCLUSIONES

Los datos presentados en este resumen indican que los materiales biológicos presentan una gran variedad en cuanto a microestructuras y propiedades mecánicas, siendo una importante fuente de inspiración para la producción de nuevos materiales.

El actual interés se refleja en el acuñamiento de los términos *material biomimético* para referirse a materiales que reproduzcan la estructura de los biológicos y *material bioduplicado*, para el que además se fabrique siguiendo métodos que simulen los medios de producción encontrados en la naturaleza.

El camino que va a ser necesario seguir para poder copiar a la naturaleza va a ser largo y complicado, como se pone de manifiesto al estudiar el comportamiento del hilo de araña frente a la fractura, sin embargo los datos mostrados aquí indican que hay grandes recompensas al final de este camino.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración prestada por el Dr. Christopher Viney, Universidad de Oxford, (Gran Bretaña) en la realización de este trabajo.

## 6. BIBLIOGRAFIA

[1]. Viney C., " Processing and microstructural control: lessons from natural materials", Mater. Sci. Eng. R, **10**, pp 187-236 (1993).

[2]. "Biomaterials. Novel Materials from biological sources". Editado por D. Byrom. Stockton Press. N.Y. (1991), pp 18.

[3]. "Introduction to protein structure", Branden C. y Tooze J., Garland Publising Inc. N.Y. (1991) pp 15- 18.

[4]. Gosline J., Guerette P. y Ortlepp C., "Functional Design of spider´s silk", SPIE Proceedings series volume 2716, pp 296-299 (1996).

[5]. Simmons A.H., Michal C.A. y Jelinski L.W., "Molecular orientation and two-component nature of the crystalline fraction of spider dragline silk", Science, **271**, pp 84-87 (1996).

[6]. Thiel B.L. y Viney C., "A non-periodic lattice model for crystals in *Nephila clavipes* major ampullate silk", MRS Bulletin, Septiembre 1995, pp 52-56.

[7]. Cunnif P.M., Fossy S.A., Auerbach M.A. y Song J.W., "Mechanical properties of Major Ampulate gland silk fibers extracted from *Nephila clavipes* spiders", en "Silk polymers. Materials Science and biotechnology", ACS Symposium series, **544**, pp 235-251, (1993).

[8]. Tirrell D.A., "Putting a new spin on spider silk", Science, **271**, pp 39 (1996).

[9]. "Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales", Elices M., Servicio de Publicaciones ETSI Caminos, Canales y Puertos (Madrid), pp 94 (1995).

[10]. ibid pp 93.

[11]. Sarikaya M. y Aksay I.A., "Nacre of abalone shell: a natural multifunctional nanolaminated ceramic-polymer composite material" en " Structure, cellular synthesis and assembly of biopolymers", Springer-Verlag, Berlin, pp 1-26 (1992).

[12]. Mann S.," Molecular recognition in biomineralization", Nature, **332**, pp 119-124 (1988).

[13]. Falini G., Albeck S., Weiner S. y Addadi L., "Control of aragonite or calcite polymorphism by mollusk shell macromolecules", Science, **271**, pp 67-69 (1996).